

**XIV Международная конференция  
и XIII Школа молодых ученых и специалистов  
по актуальным проблемам физики, материаловедения,  
технологии и диагностики кремния,  
нанометровых структур и приборов на его основе**

# **КРЕМНИЙ 2022**

**26-30 сентября 2022 г., Новосибирск**

## **ТЕЗИСЫ ДОКЛАДОВ**

УДК 538.9:621.315.592 (043)  
ББК 22.379.2я431+32.844.2я431  
К 795

К76 **КРЕМНИЙ 2022 : Тезисы докладов XIV Международной конференции и XIII Школы молодых ученых и специалистов по актуальным проблемам физики, материаловедения, технологии и диагностики кремния, нанометровых структур и приборов на его основе, Новосибирск, 26-30 сентября 2022 г..** – М.: Издательство «Перо», 2022. – 160 с.

ISBN 978-5-00204-492-4

DOI 10.34077/SILICON2022

В сборник вошли тезисы докладов, представленных на XIV Международной конференции «КРЕМНИЙ – 2022» и XIII Школе молодых ученых и специалистов по актуальным проблемам физики, материаловедения, технологии и диагностики кремния, нанометровых структур и приборов на его основе, проходящих с 26 по 30 сентября 2022 года в г. Новосибирске.

Материалы конференции охватывают широкий круг вопросов от получения кристаллического кремния, тонких пленок и гетероструктур на его основе, изучения атомных процессов на поверхности, границах раздела, дефектов и примесных атомов, совершенствования методов диагностики до создания приборов наноэлектроники, нанофотоники, силовой электроники, солнечной энергетики, спинтроники и логических элементов для квантовых вычислений. Материалы отражают новейшие достижения развития нанотехнологии кремниевой электроники, включая, ионную имплантацию, литографию, технологии создания квантовых структур. Сборник может быть полезен специалистам в области физики полупроводников, преподавателям ВУЗов, аспирантам и студентам.

Тезисы издаются в авторской редакции.

УДК 538.9:621.315.592 (043)  
ББК 22.379.2я431+32.844.2я431

ISBN 978-5-00204-492-4

© ИФП СО РАН, 2022

## ОРГАНИЗАТОРЫ



Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова Сибирского отделения Российской академии наук

Веб-сайт: [www.isp.nsc.ru](http://www.isp.nsc.ru)

## СПОНСОРЫ



АО КАРБОТЕК

Веб-сайт: [www.carbotec.ru](http://www.carbotec.ru)



НТ-МДТ Спектрум Инструментс

Веб-сайт: [www.ntmdt-si.ru](http://www.ntmdt-si.ru)



Группа компаний "Научное оборудование"

Веб-сайт: [www.spegroup.ru](http://www.spegroup.ru)



Акционерное общество «Научное и технологическое оборудование» (SemiTEq)

Веб-сайт: [www.semiteq.ru](http://www.semiteq.ru)

## ПРОГРАММНЫЙ КОМИТЕТ

### Председатель конференции

Латышев А.В. ИФП СО РАН, Новосибирск

### Зам. председателя

Двуреченский А.В. ИФП СО РАН, Новосибирск

Милёхин А.Г. ИФП СО РАН, Новосибирск

### Ученый секретарь

Аржанникова С.А. ИФП СО РАН, Новосибирск

### Члены программного комитета

Асеев А.Л. СО РАН, Новосибирск

Вяткин А.Ф. ИПТМ РАН, Черногловка

Галкин Н.Г. ИАПУ ДВО РАН, Владивосток

Гиваргизов Е.И. ИК РАН, Москва

Горнев Е.С. АО «НИИМЭ», Зеленоград

Гуляев Ю.В. ИРЭ РАН, Москва

Зотов А.В. ИАПУ ДВО РАН, Владивосток

Казанский А.Г. МГУ, Москва

Кведер В.В. ИФТТ РАН, Черногловка

Косинова М.Л. ИНХ СО РАН, Новосибирск

Красильник З.Ф. ИФМ РАН, Н. Новгород

Красников Г.Я. ОАО «НИИМЭ и Микрон», Москва

Лукичев В.Ф. ФТИАН, Москва

Мурашёв В.Н. НИТУ МИСиС, Москва

Неизвестный И.Г. ИФП СО РАН, Новосибирск

Непомнящих А.И. ИГХ СО РАН, Иркутск

Никитов С.А. ИРЭ РАН, Москва

Никифоров А.И. ИФП СО РАН, Новосибирск

Новиков А.В. ИФМ РАН, Нижний Новгород

Пархоменко Ю.Н. АО «ГИРЕДМЕТ», Москва

Попов В.П. ИФП СО РАН, Новосибирск

Саранин А.А. ИАПУ ДВО РАН, Владивосток

Сауров А.Н. ИНМЭ РАН, Москва

Соболев Н.А. ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург

Сорокин Л.М. ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург

## ОРГАНИЗАЦИОННЫЙ КОМИТЕТ

### Сопредседатели

Каламейцев А.В. ИФП СО РАН, Новосибирск  
Якушев М.В. ИФП СО РАН, Новосибирск

### Зам. председателя

Горнев Е.С. НИИМЭ, Зеленоград  
Косинова М.Л. ИНХ СО РАН, Новосибирск  
Непомнящих А.И. ИГХ СО РАН, Иркутск

### Члены оргкомитета

Бердников В.С. ИТ СО РАН, Новосибирск  
Блошкин А.А. ИФП СО РАН, Новосибирск  
Брудный В.Н. ТГУ, Томск  
Владимиров В.М. КНЦ СО РАН, Красноярск  
Войцеховский А.В. ТГУ, Томск  
Гаврилов П.М. ФГУП ГХК, Железногорск  
Глухов А.В. АО «НЗПП с ОКБ», Новосибирск  
Ежлов В.С. НИТУ МИСиС, Москва  
Есин М.Ю. ИФП СО РАН, Новосибирск  
Жвирблянский В.Ю. АО ГИРЕДМЕТ, Москва  
Ивонин И.В. ТГУ, Томск  
Исламов Д.Р. ИФП СО РАН, Новосибирск  
Кобелева С.П. НИТУ МИСиС, Москва  
Кривальцевич С.В. ОНИИП, Омск  
Кучинская П.А. ИФП СО РАН, Новосибирск  
Паршин А.С. СибГАУ, Красноярск  
Тимофеев В.А. ИФП СО РАН, Новосибирск  
Федик И.И. ФГУП «НИИ НПО «ЛУЧ», Подольск  
Федина Л.И. ИФП СО РАН, Новосибирск  
Харитонов С.А. НГТУ, Новосибирск  
Харченко В.А. ВЦ ФИЦ ИУ РАН, Москва  
Шкляев А.А. ИФП СО РАН, Новосибирск  
Якимов А.И. ИФП СО РАН, Новосибирск  
Якимов Е.Б. ИПТМ РАН, Черноголовка

**Адрес и контакты Программного и Организационного комитетов**  
ФГБУН Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН  
пр. Академика Лаврентьева 13, 630090, Новосибирск, Россия  
Ученый секретарь конференции - Аржанникова София Андреевна  
Тел.: +7(383) 333-24-88; Факс: +7(383) 333-27-71; E-mail: [silicon2022@isp.nsc.ru](mailto:silicon2022@isp.nsc.ru)

## СОДЕРЖАНИЕ

Микроэлектроника России – вчера, сегодня, завтра. <i>Е.С. Горнев</i> .....	13
Получение высокочистого поликристаллического кремния из моносилана. <i>О.С. Аношин, А.В. Зайцев, Н.Д. Гришнова, Д.Ф. Архипцев, А.И. Скосырев, Н.А. Банников, А.Ю. Туманов, А.П. Котков, Т.В. Котерева, Б.А. Андреев, Д.И. Курицын</i> .....	21
Исследование протяженных дефектов в кремнии методом наведенного тока. <i>Е.Б. Якимов</i> .....	22
Влияние радиационно-конвективной теплоотдачи на поле температуры в монокристалле кремния в процессе его роста в методе Чохральского. <i>К.А. Митин, В.С. Бердников</i> .....	23
Исследование возможности очистки кремния металлургическими методами. <i>А.А. Павлов, А.С. Серикканов, Б.Н. Мукашев, Т.С. Турмагамбетов, К.Жолдыбаев, Д.О. Кантарбаева</i> .....	24
ВРЭМ исследования структурно-морфологических трансформаций при золото-индуцированной кристаллизации субоксида кремния. <i>С.А. Бацанов, В.И. Вдовин, А.К. Гутаковский, А.О. Замчий, Е.А. Баранов</i> .....	25
Использование слоя кубического карбида кремния (3С-SiC) в процессе роста соединений (Ga, Al)N на подложке кремния методом МОГФЭ. <i>С.Д. Федотов, А.В. Бабаев, В.В. Лундин, Е.Е. Заварин, А.Ф. Цацульников, В.Н. Стаценко</i> .....	26
UMG кремний для солнечной энергетики. <i>А.И. Непомнящих, И.А. Елисеев, Р.В. Пресняков, С.М. Пещерова, А.Г. Чуешова</i> .....	27
Высокоэффективные гетероструктурные солнечные элементы на кремнии. <i>Е.И. Теруков</i> .....	28
От процессов самоорганизации на поверхности кремния к субнанометровой метрологии. <i>Д.В. Щеглов, Л.И. Федина, С.В. Ситников, Е.Е. Родякина, Д.И. Роголо, А.С. Кожухов, А.В. Латышев</i> .....	29
Электронные свойства кислородных преципитатов в кремнии. <i>О.Ф. Вывенко, Д.В. Данилов, А.С. Лошаченко, Н.А. Маслова, Н.А. Соболев</i> .....	30
Получение эпитаксиальных слоев GaP без антифазных доменов на подложках кремния. <i>Д.Б. Богомолов, М.О. Петрушков, Д.С. Абрамкин, Е.А. Емельянов, М.А. Путьто, А.К. Гутаковский, В.В. Преображенский</i> .....	31
Механизмы влияния слоев LT-GaAs на систему пронизывающих дислокаций в гетероструктурах GaAs/Si(001). <i>М.О. Петрушков, Д.С. Абрамкин, М.А. Путьто, Е.А. Емельянов, А.В. Васев, А.К. Гутаковский, В.В. Преображенский</i> .....	32
Исследование электрофизических характеристик монокристаллического кремния при облучении потоком нейтронов. <i>В.А. Варлачев, Ю. Му, В.В. Сохорева</i> .....	33
Медь и никель в кремнии: электрически активные и латентные комплексы. <i>Н.А. Ярыкин</i> .....	34
Процессы на поверхности кремния: от исследования диффузии атомов до управления макрорельефом. <i>Д.И. Роголо, С.В. Ситников, А.С. Петров, С.А. Пономарев, Е.Е. Родякина, Л.И. Федина, Д.В. Щеглов, А.В. Латышев</i> .....	35
Сближение ступеней на поверхности Si(100): эксперимент и моделирование. <i>Ю.Ю. Эрвье, М.Ю. Есин, А.С. Дерябин, А.В. Колесников, С.А. Тийс, А.И. Никифоров</i> .....	36
Влияние рельефа поверхности Si(001) на зарождение квантовых точек Ge. <i>Л.В. Арапкина, К.В. Чиж, В.П. Дубков, М.С. Сторожевых, В.А. Юрьев</i> .....	37

Влияние параметров ориентации зерен на механизм образования множественных двойников и генерацию дислокаций. <i>А.Г. Чуешова, С.М. Пещерова, М.А. Хорошева, Е.Б. Якимов, О.В. Феклисова, Л.К. Довченко, Л.И. Федина</i> .....	38
Повышенный массоперенос на поверхности Si(111) при формировании примесной реконструкции ( $\sqrt{3}\times\sqrt{3}$ )-Sn. <i>А.С. Петров, Д.И. Роголо, Д.В. Щеглов, А.В. Латышев</i> .....	39
Примесный ферромагнетизм Si:P вблизи фазового перехода изолятор-металл. <i>А.И. Вейнгер, А.Г. Забродский, П.В. Семенухин</i> .....	40
Атомарный слой дисилицида никеля на поверхности и в объеме кремния. <i>Л.В. Бондаренко, А.Ю. Тупчая, Ю.Е. Вековшинин, Д.А. Олянич, А.В. Матецкий, Н. В. Денисов, С.В. Еремеев, А.Н. Михалюк, Ю.П. Иванов, Д.В. Грузнев, А.В. Зотов, А.А. Саранин</i> .....	41
Модификация поверхности и распыление кремния при бомбардировке ионами C <sub>60</sub> . <i>П.А. Карасев, К.П. Карасев, Д.А. Стрижкин, Е.Д. Федоренко, В.Е. Пуха, А.И. Титов</i> .....	42
Рост эпитаксиальных слоев Si и Ge на диэлектрических подложках. <i>Л.В. Арапкина, К.В. Чиж, Д.Б. Ставровский, В.П. Дубков, М.С. Сторожевых, А.А. Клименко, А.А. Дудин, В.А. Юрьев</i> .....	43
Особенности атомно-слоевого осаждения и свойств тонких слоев диоксида и нитрида кремния для применения в микроэлектронике. <i>В.Ю. Васильев</i> .....	44
Наногетероструктуры и устройства фотоники на основе материалов IV группы Ge-Si-Sn. <i>В.А. Тимофеев, А.И. Никифоров, В.И. Машанов, О.С. Комков, Д.Д. Фирсов, Д.В. Коляда</i> .....	45
Зонная структура гетероперехода Si\In <sub>2</sub> O <sub>3</sub> :Er. <i>К.В. Феклистов, А.Г. Лемзяков, А.А. Шкляев, А.И. Комонов, И.П. Просвирин, Д.В. Гуляев, Д.С. Абрамкин, Е.В. Спесивцев, А.М. Пугачев, В.А. Володин, С.А. Кочубей, К.С. Ершов, Л.Н. Сафронов, А.К. Гутаковский, В.И. Вдовин, Ю.А. Живодков, А.Ф. Зиновьева, В.А. Голяшов, О.Е. Терещенко</i> .....	46
Фазовый состав и гистерезис заряда в МДП структурах с HZO:Al диэлектриком на кремнии после быстрых термообработок. <i>Ф.В. Тихоненко, В.А. Антонов, К.А. Толмачев, В.П. Попов, А.В. Мяконьких, А.А. Ломов, К.В. Руденко</i> .....	47
Транспорт заряда и природа ловушек в low-k диэлектриках с упорядоченной мезопористой структурой и органическими мостиками между атомами кремния. <i>А.А. Гисматулин, Т.В. Первалов, К. А. Воротилов, М.Р. Бакланов</i> .....	48
Полупроводниковые и полуметаллические силициды кальция на кремнии для оптоэлектроники и солнечной энергетики. <i>Н.Г. Галкин, К.Н. Галкин, О.В. Кропачев, Д.Л. Горошко, А.М. Маслов</i> .....	49
Термическая стабильность и структурные изменения в пленках кремния нанометровой толщины. <i>И.Е. Тыщенко, Е.В. Спесивцев, А.А. Шкляев, В.П. Попов</i> .....	50
Механизм рассеяния и показатель степенных аппроксимаций подвижности электронов в тонких пленках кремния. <i>Э.Г. Зайцева, О.В. Наумова</i> .....	51
Перенос тонких пленок кремния с SiO <sub>2</sub> и HfO <sub>2</sub> на C-сапфир: влияние толщины подложки на сегнетоэлектрические свойства гафния. <i>В.А. Антонов, В.П. Попов, А.В. Мяконьких, А.А. Ломов, К.В. Руденко</i> .....	52
Current-voltage characteristics of InSb nanocrystals in SiO <sub>2</sub> layer prepared by ion implantation. <i>Ж.А. Федотова, I.E. Tyschenko, А.К. Федотов, V.Yu. Slabukha</i> .....	53
Low-temperature switching of conductance in SiO <sub>2</sub> layer with InSb nanocrystals. <i>А.К. Федотов, I.E. Tyschenko, Ж.А. Федотова, V.Yu. Slabukha, V.V. Федотова</i> .....	54
Ван-дер-ваальсовый гетероэпитаксиальный рост слоистого SnSe <sub>2</sub> на поверхности Si(111). <i>С.А. Пономарев, К.Е. Захожев, Д.И. Роголо, Н.Н. Курусь, Д.В. Щеглов, А.В. Латышев</i> .....	55

Синтез наночастиц кремния для применения в изготовлении анода литий-ионного аккумулятора. <i>Р.Х. Аиуров, У. Ф. Бердиев, М. М. Адилев, Х.Б. Аиуров</i> .....	56
Кремниевые наночастицы для биофотоники, формируемые с помощью лазерной абляции и фрагментации. <i>Л.А. Головань, С.В. Заботнов, О.И. Соколовская, В.Ю. Нестеров, Д.В. Шулейко, А.В. Колчин, Д.Е. Преснов, П.К. Каикаров, П.Д. Агрба, А.В. Хиров, Д.А. Куракина, Е.А. Сергеева, М.Ю. Кириллин</i>	57
Исследования сверхструктурных переходов при эпитаксиальном росте Ge/Si и GeSi/Si. <i>В.В. Дирко, О.И. Куkenov, А.П. Коханенко, К.А. Лозовой, А.В. Войцеховский</i> .....	58
Пентамер с межузельным атомом как универсальный структурный блок поверхностей (110), (331), (113) кремния и германия. <i>Р.А. Жачук, А.А. Шкляев, Ж. Кутиньо</i> .....	59
Исследование структуры и фазового состава нанокomпозитных пленок $W_xSi_{1-x}$ . <i>Е.С. Керсновский, В.А. Терехов, К.А. Барков, С.А. Иевков, С. Хыдырова, И.В. Михайлова, Д.Д. Васильев, К.М. Моисеев</i> .....	60
Диэлектрические резонаторы на SiGe гетероструктурах для кремниевой фотоники. <i>А.В. Новиков, М.В. Степихова, С.А. Дьяков, Д.В. Юрасов, М.В. Шалеев, А.Н. Яблонский, А.В. Перетокин, В.А. Вербус, Е.В. Скороходов, Е.Е. Родякина, К.В. Барышникова, М.И. Петров, V.V. Rutckaia, З.Ф. Красильник</i> .....	61
Квантовые регистры на основе зарядовых кубитов в кремнии. <i>Л.Е. Федичкин, В.В. Вьюрков, А.А. Мельников, В.Ф. Лукичев</i> .....	62
Эффекты термооптической нелинейности в резонансных полупроводниковых наноструктурах. <i>М.И. Петров</i> .....	63
Резонансные явления в люминесцентном отклике одиночных цилиндрических резонаторов и их массивов, сформированных на кремниевых структурах с самоформирующимися nanoостровками Ge(Si). <i>М.В. Степихова, В.А. Вербус, К.В. Барышникова, М.И. Петров, V.V. Rutckaia, Д.В. Юрасов, М.В. Шалеев, Д.В. Шенгуров, А.В. Новиков</i> .....	64
Генерация и детектирование спиновых токов в структурах ферромагнетик/кремний. <i>Д.В. Гусейнов, А.А. Ежеский, А.В. Сухоруков, А.В. Новиков, Д.В. Юрасов, Н.С. Гусев</i> .....	65
Влияние термообработок на температурную зависимость дислокационной люминесценции в ионно-имплантированном кремнии. <i>А.Н. Терещенко, Д.С. Королев, А.А. Никольская, А.Н. Михайлов, А.И. Белов, Д.И. Тетельбаум</i> .....	66
Анализ экспериментальной кривой намагниченности кремниевого наносандвича с использованием численного моделирования. <i>Н.И. Руль, В.В. Романов, В.А. Кожевников</i> .....	67
Формирование гексагональной фазы 9R-Si и светоизлучающие свойства кремния при ионном облучении системы SiO <sub>2</sub> /Si. <i>Д.И. Тетельбаум, Д.А. Павлов, Д.С. Королев, А.Н. Михайлов, А.И. Белов, А.А. Конаков, А.А. Сушков, В.Н. Трушин, А.А. Никольская</i> .....	68
Гексагональный кремний в структуре {113} дефектов как результат совместной кластеризации вакансий и межузельных атомов. <i>Л.И. Федина, Р.А. Жачук</i> .....	69
Высокоомные терmostойкие слои кремния, созданные имплантацией ионов CO <sup>+</sup> . <i>И.Е. Тыщенко, Ф.В. Тихоненко, С.М. Тарков, В.И. Вдовин, В.П. Попов, К.В. Руденко</i> .....	70
Внедрение одиночных атомов фосфора в кремний через маску из монослоя галогена. <i>Т.В. Павлова, В.М. Шевлюга, Ю.А. Воронцова, Б.В. Андрияшечкин, К.Н. Ельцов</i> .....	71
Атомно-слоевое осаждение (ALD) и атомно-слоевое травление (ALE) для кремниевой наноэлектроники с проектными нормами 45 нм и менее. <i>К.В. Руденко, А.В. Мьяконьких</i> .....	72
Покрытые графеном Ni-иглы для СТМ-литографии атомной точности на поверхности кремния. <i>Е.Ф. Миргазизова, Т.В. Павлова, К.Н. Ельцов</i> .....	73



Интеграция белка Dps с массивом нанонитей кремния по данным микроскопических и рентгеноспектральных исследований.	
<i>Е.В. Паринова, С.Ю. Турищев, В. Сиваков, Е.А. Беликов, Р.Г. Чумаков, А.М. Лебедев, Ю.С. Какулия, О.А. Чувенкова, С.С. Антипов</i> .....	74
Функционализация развитой поверхности кремниевых наноструктур по данным синхротронных исследований.	
<i>Е.В. Паринова, О.А. Чувенкова, Ю.С. Какулия, С.С. Титова, А.К. Пелагина, С.Ю. Турищев</i> .....	75
Влияние режимов вращения кристалла и тигля на гидродинамику и теплообмен в методе Чохральского.	
<i>В.С. Бердников, В.А. Винокуров, В.В. Винокуров, С.А. Кислицын</i> .....	76
Новый метод определения параметров ориентации текстурированных пластин мульткристаллического кремния.	
<i>С.М. Пещерова, Д.В. Шишкин, А.Г. Чуешова, М.Ю. Рыбьяков, Е.А. Осипова</i> .....	77
Изучение движения капель золота по поверхности Si(111) с помощью Монте-Карло моделирования.	
<i>С.В. Кудрич, А.А. Спирина, Н.Л. Шварц</i> .....	78
Численное моделирование процесса роста кристаллов из расплавов на вращающемся диске.	
<i>С.А. Кислицын, В.С. Бердников</i> .....	79
Транспорт заряда и природа ловушек в приборах сегнетоэлектрической памяти на кремнии.	
<i>В.А. Гриценко</i> .....	80
КНИ и КНС структуры для экстремальной электроники.	
<i>В.П. Попов, И.Е. Тыщенко</i> .....	81
Термостабильность заряда в КМОП совместимой технологии энергонезависимой памяти СТ-NVM с HZO блокирующим слоем.	
<i>Ф.В. Тихоненко, В.А. Антонов, К.А. Толмачев, В.П. Попов, А.В. Мяконьких, К.В. Руденко</i> .....	82
Структуры с барьерами Шоттки PtSi/поли-Si для болометрических ИК приемников: исследование процессов формирования и разработка метода изготовления.	
<i>К.В. Чиж, Л.В. Арапкина, В.П. Дубков, Д.Б. Ставровский, В.А. Юрьев</i> .....	83
Карбид кремния (SiC). Применение в российской силовой электроники. Настоящее, будущее сквозного процесса производства в России.	
<i>А. А. Жилин</i> .....	84
Модели контентно-адресуемой памяти на основе двухзатворных сегнетоэлектрических КНИ транзисторов.	
<i>М.С. Тарков, А.Н. Леушин, Ф.В. Тихоненко, В.П. Попов</i> .....	85
Создание медной контактной сетки на поверхности гетероструктурных кремниевых ФЭП.	
<i>А.В. Кочергин, С.Н. Аболмасов, А.С. Абрамов, В.Н. Вербицкий, Е.И. Теруков, Г.Г. Шелопин</i> .....	86
Методы получения и оптические свойства фотонно-кристаллических структур со встроенными в них массивами упорядоченных квантовых точек GeSi.	
<i>Ж.В. Смагина, В.А. Зиновьев, М.В. Степихова, А.В. Перетокин, Е.Е. Родякина, С.А. Рудин, А.В. Новиков, А.В. Двуреченский</i> .....	87
Резонансные оптические свойства покрытий из частиц германия и кремния субволнового размера.	
<i>А.А. Шкляев</i> .....	88
Возможности усиления люминесцентного отклика наноструктур Ge(Si) в двумерных фотонных кристаллах.	
<i>М.В. Степихова, А.В. Перетокин, С.А. Дьяков, А.Н. Яблонский, Д.В. Юрасов, Д.В. Шенгуров, Е.Е. Родякина, А.В. Новиков</i> .....	89
Моделирование и оптимизация параметров газового потока внутри газохроматографической колонки на основе кремния.	
<i>К.И. Миланина, А.Н. Агафонов, В.И. Платонов</i> .....	90
Термоэлектрические преобразователи энергии на основе сильнолегированных полупроводников Si и GeSi.	
<i>М.В. Дорохин, Ю.М. Кузнецов, П.Б. Демина, И.В. Ерофеева, С.М. Пещерова, Р.В. Пресняков, А.Г. Чуешова, А.В. Здоровейцев, М.С. Болдин, А.В. Воронин, А.А. Попов, А.Ю. Завражнов</i> .....	91

Формирование наночастиц Ag в пленках Ag-Si, полученных ионно-лучевым распылением. <i>В.А. Терехов, Д.Н. Нестеров, К.А. Барков, А.В. Ситников, И.Е. Занин</i> .....	92
Влияние покрытий, содержащих ионы РЗЭ, на фотоэлектрические характеристики структур на основе пористого кремния. <i>Н.В. Латухина, Д.А. Нестеров, Н.А. Полуэктова, Д.А. Услин, Д.А. Шишкина</i> .....	93
Автоматизированные измерители времени жизни неравновесных носителей заряда «Тауметр-2М» и удельного сопротивления «Рометр» в кремнии. <i>В.Н. Шепов, С.В. Матвеев, М.Е. Сергий, В.М. Владимиров</i> .....	94
Формирование наноразмерных структур на основе Тl и Pb на двумерном NiSi <sub>2</sub> . <i>Ю.Е. Вековшинин, Л.В. Бондаренко, А.Ю. Тупчая, Д.В. Грузнев, А.Н. Михалюк, А.В. Зотов, А.А. Саранин</i> .....	95
Поверхностные реконструкции в системе PbCu/Si(100): 4×2 и c(4×8). <i>А.Ю. Тупчая, Т.В. Утас, В.Г. Котляр, Л.В. Бондаренко, Д.В. Грузнев, А.Н. Михалюк, А.В. Зотов, А.А. Саранин</i> .....	96
Электронные свойства улучшенного металлургического мультикремния (UMG-Si). <i>М.А. Хорошева, С.М. Пещерова, А.Г. Чуешова, Р.В. Пресняков</i> .....	97
Влияние облучения на свойства фотоэлектрических преобразователей на основе пористого кремния. <i>Н.В. Латухина, Д.А. Услин</i> .....	98
Изучение интегрированных наночастиц кремния при совмещении с клетками млекопитающих по данным синхротронной спектроскопии. <i>С.С. Титова, Л.А. Осминкина, Е.В. Паринова, А.А. Кудрявцев, Р.Г. Чумаков, А.М. Лебедев, Р.Г. Валеев, А.И. Чукавин, А.Н. Бельтюков, Ю.С. Какулия, О.А. Чувенкова, С.Ю. Турищев</i> .....	99
Рынок поликремния-развитие в мире и перспективы в России. <i>А. В. Наумов, Д.Л. Орехов</i> .....	100
Изучение радиационной стойкости кремниевых полупроводниковых детекторов при облучении α-частицами и осколками деления радионуклида <sup>252</sup> Cf. <i>Н.В. Базлов, А.В. Дербин, И.С. Драчнев, И.М. Котина, О.И. Коньков, В.Н. Муратова, Д.А. Семенов, М.В. Трушин, Е.В. Унжаков</i> .....	101
Исследование радиационных дефектов в кремниевых полупроводниковых детекторах p-типа проводимости облученных продуктами распада радионуклида <sup>252</sup> Cf. <i>Н.В. Базлов, К.А. Барахоева, А.В. Дербин, И.С. Драчнев, И.М. Котина, О.И. Коньков, В.Н. Муратова, Д.А. Семенов, М.В. Трушин, Е.В. Унжаков</i> .....	102
Динамика адатомов Sn вблизи ступени на поверхности Si(111)- 3 × 3-Sn. <i>Р.А. Жачук, Д.И. Роголо, А.С. Петров, Д.В. Щеглов, А.В. Латышев, Ф. Ронси, С. Колонна</i> .....	103
Влияние условий роста МЛЭ на кинетику сближения ступеней поверхности Si(100). <i>М.Ю. Есин, А.С. Дерябин, А.В. Колесников, С.А. Тийс, А.И. Никифоров</i> .....	104
Оптические свойства двумерных островков дисульфида вольфрама (WS <sub>2</sub> ) на подложке Si/SiO <sub>2</sub> . <i>А.Ю. Кривоногова, Н.Н. Курусь, И.А. Милёхин, А. А. Колосветов, А.Г. Милёхин</i> .....	105
Электрофизические характеристики p-i-n-фотодиодов, облученных γ-квантами <sup>60</sup> Co. <i>В.Б. Оджаев, А.Н. Петлицкий, В.С. Просолович, Н.С. Ковальчук, В.А. Филипена, С.Б. Ластовский, Д.В. Шестовский, В.Ю. Явид, Ю.Н. Янковский</i> .....	106
Резонансные оптические свойства решёток дисков Ge на ИТО. <i>Д.Е. Уткин, А.В. Царёв, А.А. Шкляев</i> .....	107
Гидрофилизация кремниевых элементов миниатюрных тепловых труб. <i>Л.Ю. Роцин, О.Л. Войтик, К.И. Делендик, Н.В. Коляго, Е. П. Быкова</i> .....	108
Влияние на процесс пластической релаксации в гетероструктурах Ge <sub>x</sub> Si <sub>1-x</sub> /Si(001) малых углов отклонения подложки Si(001). <i>А.С. Дерябин, А.В. Колесников, М.Ю. Есин, Т.Н. Хохлова</i> .....	109
Методы радиационного формирования кристаллов CaSi <sub>2</sub> в процессе эпитаксиального роста CaF <sub>2</sub> на подложке Si(111). <i>А.В. Кацюба, А.В. Двуреченский, Г.Н. Камаев, В.А. Володин, П.А. Кучинская</i> .....	110

Нестехиометрические германосиликатные плёнки на кремнии для микроэлектроники: мемристоры и другие применения. <i>В.А. Володин, Чжан Фань, И.Д. Юшков, Г.Н. Камаев</i> .....	111
Механизм транспорта заряда и природа ловушек в мемристорах на основе термического SiO <sub>x</sub> , обработанного в плазме электрон-циклотронного резонанса. <i>Р.М.Х. Исхакзай, В.А. Воронковский, Т.В. Первалов, В.А. Гриценко, В.Ш. Алиев</i> .....	112
Структура напряженных слоев Si на поверхности Ge(111). <i>Р.А. Жачук, Ж. Кутиньо, В. Черепанов, Б. Фойхтлендер</i> .....	113
Эллипсометры – прецизионные средства контроля кремниевых нанотехнологий. <i>Е.В. Спесивцев, С.В. Рыхлицкий</i> .....	114
Свойства переходных слоев в пленочных кремниевых наноструктурах с диэлектрическими слоями оксида скандия. <i>А.М. Гурьянов, С.А. Гурьянов</i> .....	115
Радиационно-стимулированное формирование двумерных структур на основе силицида кальция. <i>В.А. Зиновьев, А.В. Кацюба, В.А. Володин, А.Ф. Зиновьева, А.В. Двуреченский, А.Ю. Крупин</i> .....	116
Ферромагнетизм самоупорядоченных наностержней α-FeSi <sub>2</sub> на вицинальной поверхности Si(111)-3° от 2К до 300 К. <i>Н.Г. Галкин, Д.Л. Горошко, И.А. Ткаченко, К.Н. Галкин</i> .....	117
Моделирование эпитаксиального формирования двумерных и нульмерных структур кремния и германия с учетом изменения зависимости их параметров от толщины. <i>К.А. Лозовой, В.В. Дирко, В.П. Винарский, А.П. Коханенко, А.В. Войцеховский</i> .....	118
Поверхностные реконструкции в системе (Pb,Au)/Si100. <i>Т.В. Утас, В.Г. Котляр, А.Н. Михалюк, А.В. Зотов, А.А. Саранин</i> .....	119
In-situ исследования электронного строения и состава 3D-развитой поверхности нитевидного кремния. <i>А.К. Пелагина, Е.В. Парина, О.А. Чувенкова, Д.А. Коюда, Д. Смирнов, А. Макарова, Р. Овсянников, Д. Ермухамед, Т. Минг, В. Сиваков, С.Ю. Турищев</i> .....	120
ИК- фотолюминесценция кремния, облученного высокэнергетичными ионами Хе, после отжига. <i>С.Г. Черкова, В.А. Володин, В.А. Скуратов</i> .....	121
Диффузия и взаимодействие атомов In и As, имплантированных в термически выращенные на кремнии пленки SiO <sub>2</sub> . <i>Ч. Сы, И.Е. Тыщенко, В.А. Володин, В.П. Попов</i> .....	122
Ионный синтез нанокристаллов InSb на границе раздела Si/SiO <sub>2</sub> структуры кремний-на-изоляторе. <i>Ж. Чжан, И.Е. Тыщенко, В.А. Володин, В.П. Попов</i> .....	123
Адгезионные и прочностные свойства фоторезистов для взрывной литографии. <i>В.С. Просолович, Д.И. Бринкевич, В.В. Колос, О.А. Зубова, С.А. Вабищевич, Н.В. Вабищевич</i> .....	124
Влияние состава травителя и геометрии Au катализатора на формирование упорядоченных массивов наностолбиков при метал-стимулированном каталитическом травлении кремния. <i>В.С. Тумашев, В.А. Селезнев</i> .....	125
Возможность образования метастабильной фазы Al <sub>3</sub> Si при ионно-лучевом и магнетронном напылении композитных пленок Al-Si. <i>Д.Н. Нестеров, В.А. Терехов, К.А. Барков, А.В. Ситников, И.Е. Занин</i> .....	126
Синхротронные исследования изменений состава, атомного и электронного строения в процессах термического воздействия на тонкопленочную эпитаксиальную структуру олово на кремнии. <i>Н.И. Бойков, С.Ю. Турищев, О.А. Чувенкова, Н.Д. Захаров, Е.В. Парина, Д.А. Коюда, М.Д. Манякин, С.И. Курганский, А. Макарова, Д. Смирнов, Р. Овсянников, А.А. Тонких</i> .....	127
Особенности температурного баланса при выращивании слоёв узкозонных полупроводников на кремниевой подложке в условиях излучательного теплообмена. <i>В.А. Швец, И.А. Азаров, Д.В. Марин, М.В. Якушев, С.В. Рыхлицкий</i> .....	128
Квантово-химическое исследование структуры и колебательных спектров сверхрешеток Si/SiO <sub>2</sub> . <i>А. В. Савин, Е. М. Рогинский, Д. В. Панькин, М. Б. Смирнов</i> .....	129

Изучение поверхностной рекомбинации гетероструктуры на основе CdTe-SiO <sub>2</sub> -Si с глубокими примесными уровнями. <i>Н.Э. Алимов, С.М. Отажонов</i> .....	130
Стабильность нанопроволочных КНИ сенсоров в биожидкостях. <i>Ф.В. Тихоненко, А.В. Антонов, В.П. Попов, А.В. Мяконьких, К.В. Руденко, А.А. Зарубанов, А.В. Глухов</i> .....	131
Функционализация наночастицами меди пористого SiO <sub>2</sub> на кремнии для создания биосенсорных структур. <i>Ю.С. Какулия, Е.В. Парина, Е.Ю. Канюков, В. Сиваков, С.В. Канькин, Т. Ляйтнер, Р. Овсянников, С.Ю. Турищев</i> .....	132
Диэлектрические резонаторы со встроенными GeSi квантовыми точками. <i>Ж.В. Смагина, В.А. Зиновьев, М.В. Степихова, А.В. Перетокин, Е.Е. Родякина, П.А. Кучинская, К.В. Барышникова, О.Н. Сергаева, С.А. Дьяков, А.В. Новиков</i> .....	133
Пленки алмаза на кремнии и КНИ структурах, созданные газоструйным осаждением из микроволновой плазмы. <i>В.П. Попов, А.В. Антонов, С.М. Тарков, В.И. Вдовин, С.Н. Подлесный, А.А. Емельянов, Н.И. Тимошенко, И.Б.Юдин</i> .....	134
Нестационарная спектроскопия глубоких уровней структур Al/Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> /n-Si. <i>Н.И. Горбачук, Н.А. Поклонский, Е.А. Ермакова, С.В. Шпаковский</i> .....	135
Авторский указатель .....	139
Список участников .....	144

# Микроэлектроника России – вчера, сегодня, завтра.

Е.С. Горнев  
АО «НИИМЭ»

DOI 10.34077/SILICON2022-13

В докладе представлен исторический обзор мирового развития микроэлектроники, начиная с изобретения биполярного транзистора и до настоящего времени. Особое внимание уделено становлению российской полупроводниковой электроники и микроэлектроники, успешному освоению в СССР кремниевой технологии интегральных схем.

Подчеркивается вклад НИИМЭ в становление отечественной микроэлектроники и представлены основные достижения НИИМЭ по созданию отечественных интегральных микросхем, начиная с 1966 г., и СБИС и их внедрению в серийное производство.

Представлено текущее состояние дел в электронной промышленности России по развитию субмикронных технологий микроэлектроники в сравнении с мировыми лидерами по увеличению инвестиций на развитие производственной базы микроэлектроники и повышения конкурентоспособности страны, по реализации программ НИОКР.

Представлен анализ современных тенденций развития микроэлектроники – «всепроницающих» вычислений, повышенной вычислительной мощности и малой потребляемой мощности, разработок в области искусственного интеллекта.

Затрагиваются проблемы развития отечественной микроэлектроники, связанные с недоинвестированием научно-исследовательских поисковых и прикладных работ, работ по внедрению, обсуждаются вопросы создания в РФ нового микроэлектронного производства для перехода на новый качественный уровень технологии 28 нм и его дальнейшего развития до технологического уровня 7 нм.

Начало развитию микроэлектроники было положено в 1947г., когда сотрудники «Лаборатории Белла» Уильям Шокли, Джон Бардин и Уолтер Браттейн создали биполярный транзистор. В 1956 году они были награждены Нобелевской премией по физике «за исследования полупроводников и открытие транзисторного эффекта».

Дж. Бардин в своей нобелевской лекции (1956) упомянул о работе Бориса Иосифовича Давыдова, как одной из тех, которые предшествовали созданию транзисторов. Создал теорию движения электронов в газах и полупроводниках в сильном электрическом и магнитном полях, которая позволила рассчитать коэффициенты диффузии и электропроводности электронного газа в сильных полях с учетом упругих столкновений. Рассчитанные В. Шокли токи и характеристики р–n-переходов оказались близкими к рассчитанным в 1938 г. по теории Б.И. Давыдова и количественно совпадали с результатами экспериментальных исследований диодов на основе германия.

А что у нас?

1948 г. - в журнале “Вестник информации” № 21 от 15.11.1948 А.В. Красиловым опубликована первая статья по полупроводниковым триодам.

1949 г. не позднее мая - в НИИ-160 (НИИ «Исток», Фрязино) был продемонстрирован транзисторный эффект лабораторным точечным транзистором. Работы проводились под научным руководством А.В. Красилова в рамках дипломной работы «Исследование материалов для кристаллического триода» студентки МХТИ им. Д.И. Менделеева Сусанны Гукасовны Мадоян.

1949 -1950 гг. – в ФИАНе были изготовлены первые партии германиевых высоковольтных диодов.

1949-1951 гг. – НИР «Исследование электрофизических свойств германия и создание действующих макетов германиевых триодов»; электрофизическая лаборатория ФИАНа под руководством Анатолия Васильевича Ржанова.

1950 г. - предсказание и последующий синтез нового класса полупроводников — бинарных соединений  $A^{III}B^V$  — важнейшего класса полупроводниковых материалов современной электроники Н.А. Горюновой. Однако, до сих пор, в мировой научной литературе принято считать, что этот класс полупроводниковых материалов предсказал и открыл Велькер, хотя его работа опубликована в 1952 г., т. е. на два года позже.

В основе полупроводниковой электроники и микроэлектроники – российская фундаментальная наука.

ФРЕНКЕЛЬ Яков Ильич высказал гипотезу о дефектах кристаллической структуры - «пустое место» или «дырка», которая может перемещаться по кристаллу. Дал теорию движения атомов и ионов в кристаллах, ввел понятие о дефектах кристаллической решетки – «дефекты по Френкелю» (1926) и понятие о подвижных дырках (дырочная проводимость). ЛАШКАРЕВ Вадим Евгеньевич в 1941 г. опубликовал статью "Исследование запирающих слоев методом термозонда" (Известия АН СССР. Сер.физ.Т5, 1941), и раскрыл механизм инжекции - важнейшего явления, на основе которого

действуют полупроводниковые диоды и транзисторы. В 1946 году он открыл биполярную диффузию неравновесных носителей тока.

В 1922 в Нижегородской радиолaborатории девятнадцатилетним сотрудником Олегом Владимировичем Лосевым создан первый в мире полупроводниковый прибор, усиливающий и генерирующий электромагнитные колебания – кристаллический детектор. Прибор О.В. Лосева был двухконтактным, с N-образной ВАХ, напоминающей туннельный диод».

Если О. Лосев создал первый туннельный диод в 20-х годах, то как быть с Лео Есаки, который получил Нобелевскую премию (1973 год) за открытие туннельного диода в 1958 году?

1958 г. – в Отраслевой научно-исследовательской лаборатории при Таганрогском радиотехническом институте, начата разработка «твёрдых» схем. Микросхема создана в 1961 г.

1959 г. – в США Д. Килби представлена первая в мире интегральная схема на монокристаллическом кусочке германия – ИС триггера “Туре 502” В ней были использованы и объёмное сопротивление германия, и ёмкость p-n-перехода. Её презентация состоялась в марте 1959 года. В 1959 г. группа молодых разработчиков КБ Рижского завода полупроводниковых приборов (Карнов, Осокин, Пахомов) создала образцы ИС на германиевых меза-транзисторах – логические элементы «2 ИЛИ-НЕ», которые выпускались около сорока лет.

В 1962 году Председателю ГКЭТ СССР А. И. Шокину были продемонстрированы действующие интегральные микросхемы ТС-100, разработанные в НИИ «Пульсар» под руководством МАЛИНА Бориса Владимировича. В 1963 г. в отделе Малина Б.В. воспроизведена микросхема из серии SN-51 фирмы Texas Instruments.

В ЦКБ при ВЗПП в конце 1964 г. группа специалистов под руководством В.И. Никишина, в которую входили Л.Н. Петров, А.П. Удовик, Ю.А. Верницкий, М.И. Горлов, Ю.Г. Замотайлов, в короткие сроки смогла разработать и получить действующие образцы микросхем диодно-транзисторной логики (ДТЛ).

1965 г. – ЦКБ при ВЗПП приказом ГКЭТ № 92с от 06.08 поручено в короткие сроки провести НИР по созданию кремниевой «твёрдой» схемы. В конце 1965 г. работа (шифр "Титан") успешно завершилась – была разработана отечественная микросхема ДТЛ логики по биполярной технологии на кремниевых структурах с диэлектрической изоляцией компонентов (КСДИ) серии 104. Эта микросхема явилась фактически первым фиксированным результатом в стране в области твердотельной микроэлектроники, что было отражено в приказе ГКЭТ № 403 от 30.12.1965 г.

1968 г. – Ж.И. Алферов с сотрудниками предложил конструкции лазеров на основе гетеропереходов. В 1969 г. он сформулировал и практически реализовал свои идеи управления электронными и световыми потоками в классических гетероструктурах на основе системы арсенид галлия-арсенид алюминия.

2000 г. – академик Ж.И. Алферов удостоен Нобелевской премии за основополагающие работы в области информационных и коммуникационных технологий, в частности за открытие явления суперинжекции в гетероструктурах, открытие идеальных гетероструктур арсенид алюминия-арсенид галлия, создание полупроводниковых лазеров на двойных гетероструктурах, создание первых биполярных гетеротранзисторов, солнечных батарей на гетероструктурах.

НИИМЭ в отечественной микроэлектронике.

1966 г. – в НИИМЭ создана интегральная твердая схема «Иртыш» 101КТ1 (Дробышев Евгений Петрович, Голубев Александр Павлович), которая пользовалась большим спросом, позволяя создавать высококачественные дифференциальные усилители электронной аппаратуры. Все отечественные каталоги начинаются с серии 101 и микросхемы 101КТ1.

1967 г. – Луканов Николай Михайлович создал транзистор с глубиной эмиттерного перехода  $\approx 31,7$  нм, глубина перехода коллектор - база  $\approx 81,8$  нм. При этом ширина активной области базы  $\approx 50,1$  нм. За рубежом реализация ультратонкой области базы в одностадийном процессе диффузии бора была достигнута только в 1992г.

– разработана технология изготовления кремниевых ИС на МОП транзисторах и созданы ИС (инверторы) на основе МОП транзисторов (главный конструктор Королёв Михаил Александрович).

– созданы первые в мире функциональные приборы на полевых транзисторах с затвором Шоттки и приборами Ганна в одном кристалле (руководитель работ Пашинцев Юрий Иванович).

1968 г. – получены тонкослойные ИС с пассивными эмиттерными областями на основе поликристаллического кремния ( $Si^*P$ ), легированного фосфором в процессе эпитаксиального осаждения (Луканов Н.М.); аналогичная конструкция “dopos” описана за рубежом в 1972 г.

1969 г. – впервые в мире в НИИМЭ создана и внедрена в производство серия КМОП ИС (руководитель работ Королёв М.А.), серийно выпускавшаяся в Новосибирске.

1970 г. – в НИИМЭ реализована "эпипланарная" конструкция ИС с областями боковой диэлектрической изоляции диоксидом кремния на основе уникальной отечественной разработки процесса локальной эпитаксии кремния. А.с. №439863 с приоритетом от 13 июля 1970г. (Луканов Николай Михайлович, Щербинин Анатолий Александрович)

1971 г. – в НИИМЭ впервые в мире созданы цифровые интегральные микросхемы на арсениде галлия. На разработки выдано более 10 авторских свидетельств. Руководитель работ Кравченко Лев Николаевич.

1974 г. – в СВЦ под руководством В.Л. Дшхуняна созданы первые отечественные 8-разрядные микропроцессоры. В этом же году Intel Inc. продемонстрировала на основе р-канальных МОП – транзисторов 4-х разрядный микропроцессор 4004.

1984 г. – в НИИМЭ создана технология «МЕЗАПЛАНАР» с использованием локальной эпитаксии кремния. А/С на изобретение 1176788.

1985 г. – в НИИМЭ создана технология «МЕЗАПЛАНАР» для КМОП. А/С на изобретения 1099786 (1984 г.) и 1407338 (1985 г.)

– в НИИМЭ получены тестовые образцы кристаллов ИС с топологической нормой 0,5 мкм с использованием электронно-лучевой литографии.

Изделия, разработанные в НИИМЭ, были внедрены в серийное производство в Вильнюсе, Киеве, Фрязино, Львове, Павловском Посаде, Новгороде, Баку, Минске, Тбилиси, Кишинёве, Таллинне, Риге, Шяуляе, Херсоне, Запорожье, Саранске, Орле, Нальчике, Загорске (Сергиев Посад), Новосибирске (два завода), Александрове, Калуге. Изделия НИИМЭ выпускались на заводе «Ангстрем» и ленинградской «Светлане». Для производства микросхем, разработанных в НИИМЭ, были созданы заводы «Мион» в Минске (сейчас «Интеграл»), «Мезон» в Кишинёве с филиалом в Бендерах, «Азон» в Баку, «Мион» в Тбилиси, в Ульяновске, Черновцах, Зеленодольске, Великих Березнах. С использованием технологий, разработанных в НИИМЭ, работали предприятия в Брянске и Томилино. В Советском союзе не было ни одного предприятия микроэлектроники, которое бы не выпускало микросхемы или не использовало технологии, разработанные в НИИМЭ.

Система внедрения изделий, разработанных НИИМЭ, базировалась на подробной, максимально достоверной информации о предприятии, его внутренних и внешних возможностях. Это позволяло чётко спланировать все необходимые мероприятия по обеспечению освоения новых изделий в установленные сроки. Эти мероприятия включали в себя обучение и стажировку персонала, тщательную технологическую подготовку производства, содействие в обеспечении оборудованием, материалами, инструментом и оснасткой, оказание всей необходимой технической помощи.

Большое внимание уделялось подготовке специалистов для предприятий промышленности. НИИМЭ выступило инициатором подготовки у себя рабочих и инженерно-технических кадров для многих заводов. Институт стал учебно-производственной базой для Краснодарского и Ливенского техникумов электронного приборостроения. По инициативе НИИМЭ в Московском институте электронной техники (МИЭТ) вошли в практику квоты для подготовки специалистов предприятий Азербайджана и Молдавии.

В НИИМЭ созданы принципы создания и внедрения промышленной технологии СБИС, которая является системой, работающей в полном взаимодействии с внешней средой, и включающая в себя комплекс технологических операций, оборудование, условия производства, комплекс методов и средств моделирования, проектирования, диагностики и контроля, управление и персонал. Условием существования этой системы является превышение денежных доходов над расходами. Функцией состояния этой системы в целом (критерием оптимальности) является эффективность затрат.

Стадия промышленной технологии не требует и даже отвергает попытки доводки параметров управления процессом. Качественное изделие создается, если с начала и до конца технологического процесса в него не вносятся никаких изменений или исправлений. Требование на этом этапе жизни технологии – воспроизводимость и определенность. В промышленном производстве процесс уже хорошо отлажен. На этом этапе основной упор делается на управлении производством. Техпроцесс строго регламентирован. Каждому необходимо делать только то, что требуется делать на основании информационных данных. В основу управления качеством положено управление производственными процессами. Качество заложено в процесс.

В электронной промышленности СССР было 107 производственных и научно-производственных объединений, 59 самостоятельных предприятий, 59 НИИ и 107 ОКБ. В составе Министерства

электронной промышленности имелись институт повышения квалификации руководящих работников и специалистов, и 23 техникума, в которых обучались до 7000 студентов. В отрасли работало около 1,5 млн. человек, в том числе порядка 170 тыс. человек в НИИ и КБ.

Было создано 16 тысяч типов изделий электронной техники. В 1990 году было произведено 1,8 млрд шт. интегральных микросхем и около 6 млрд шт. полупроводниковых приборов.

По объёму производства изделий электронной техники СССР был третьей страной в мире после США и Японии. А по номенклатуре выпускаемых изделий – первой и единственной страной, которая полностью обеспечивала свои потребности не только в вооружении и военной технике, но и в большей части в промышленной и бытовой радиоэлектронной аппаратуре.

На фоне пандемии COVID-19 и нынешнего повсеместного дефицита интегральных микросхем, стало предельно ясно, что полупроводниковая промышленность является стратегической отраслью. Изделия микроэлектроники – это незаменимая основа цифрового преобразования экономики, перевода её на новый технологический уровень с существенным увеличением эффективности.

В период развития промышленной КМОП технологии с 1974 по 1991 проектные нормы сократились с 6,0 мкм до 0,8 мкм. Страна находила ресурсы для того чтобы держаться в этой гонке. Промышленное производство было способно выпускать серийную продукцию в 1991 году по проектным нормам до 1,5 мкм, в 1994 - по проектным нормам 0,8 мкм. Средний срок отставания от передовых зарубежных технологий микроэлектроники составлял порядка одного технологического уровня.

Отставание порядка двух лет было объективно обусловлено, в том числе, необходимостью воспроизводства изделий микроэлектроники для поддержания согласования параметров со всем кругом номенклатуры компонентной базы, построенной на мировых стандартах, задававшихся передовыми иностранными игроками.

После 1991 года в России были разорваны кооперационные связи и разрушались не только отдельные предприятия, но и отрасли промышленности. Прекратились разработка и производство технологического оборудования и материалов полупроводниковой промышленности.

В начале 90-х в мире была заложена основа последующего прорыва в субмикронные технологии микроэлектроники. Переход на технологии с проектными нормами менее 0,5 мкм был обусловлен появлением совокупности прорывных технологических процессов по всему циклу производства интегральных микросхем, начиная от формирования и переноса изображения.

По данным консорциума SEMATECH в 1995 году США обладали технологией с проектными нормами 0,35 мкм, в 1997 – 0,25 мкм, 1999 – 0,18 мкм, 2001 – 0,13 мкм, 2004 – 0,09 мкм на кремниевых пластинах диаметром 200 мм. Основные российские производители оставались на уровне технологии 0,8 мкм с использованием пластин диаметра 150 мм.

По заявлениям TSMC внедрение последующих поколений продвинутых технологий шло следующими темпами: 2006 – 65 нм, 2008 – 40 нм, 2011 – 28 нм, 2014 – 20 нм, 2016 – 10 нм, 2018 – 7 нм, 2020 – 5 нм. У Intel темпы развития своих процессоров несколько ниже: 2014 – 14 нм, 2020 – 10 нм, 2021 – 7 нм. Intel слишком сильно задержалась с разработкой собственного 10-нм процесса – полностью проблемы его освоения в серийном производстве корпорации удалось преодолеть только около года назад. В то же самое время ее основные конкуренты, южнокорейская корпорация Samsung и крупнейший в мире кремниевый завод – тайваньский TSMC, приступают к выпуску 5-нм приборов и разработке 3-нм технологических процессов. Samsung и TSMC на данный момент единственные поставщики 7-нм и 5-нм ИС.

Недавно корпорация Samsung подтвердила февральское сообщение об освоении 3-нм и 2-нм ИС на транзисторах с круговым затвором. В первой половине 2022 г. начнется выпуск первого поколения 3-нм ИС, а начало производства 3-нм второго поколения ожидается в 2023 г. Кроме того, на ранних стадиях разработки находится создание 2-нм ИС, массовое производство которых запланировано на 2025 г. Первый 3-нм GAA процесс на MBCFET2-транзисторах, обеспечит уменьшение площади кристалла на 35 % при повышении производительности на 30 % или снижении потребляемой мощности на 50 % (по сравнению с 5-нм процессом)

Маршрутная технологическая карта TSMC предусматривает продление использования FinFET до 3-нм технологического поколения, а затем переход к GAA-транзисторам на уровне 2-нм проектных норм в 2023–2024 гг.

Хотя Samsung и TSMC переходят к GAA- архитектуре на разных топологиях и на разных проектных нормах отказываются от FinFET, они разрабатывают один тип архитектуры GAA – на основе наноллистов (nanosheet FET).



В России в 2009 году Микрон через четыре поколения технологий вышел на уровень 0,18мкм, при этом отставание составило 4 поколения. В 2012 на предприятии был освоен технологический уровень 90нм. На сегодня от мирового уровня с самыми минимальными проектными нормами мы отстаём на 7 технологических поколений (90нм против 5нм).

В последние год-два в мире наблюдается рост инвестиций на развитие производственной базы микроэлектроники. Закладывается основа для повышения конкурентоспособности отдельных стран и их доминирования в высокотехнологичных секторах. Это вопросы не только экономики, но и национальной безопасности, обороноспособности, сохранения реального суверенитета.

Так на формирование автономной, замкнутой национальной экосистемы полупроводниковой промышленности правительство КНР выделяет 1,4 трлн долл. на период до 2030 г. Не забыта и область фундаментальных исследований. Для этого в XIV пятилетнем плане (2021–2025 гг.) Правительство заложило показатель 8% от общего объема расходов на НИОКР. По данным ОЭСР, инвестиции КНР в фундаментальные исследования в 2018 г. составили 0,12% ВВП по сравнению с 0,47% в США и 0,41% в Японии.

Реализация программ НИОКР жизненно важна для инноваций и поддержания лидерства США в полупроводниковой промышленности. Комитет по торговле, науке и транспорту Сената США одобрил в начале мая 2021 г. проект «Закона о безграничных перспективах» (Endless Frontier Act), согласно которому в течение пяти лет на фундаментальные исследования в областях ИИ, полупроводниковых приборов, квантовых вычислений, перспективных средств связи, биотехнологий и перспективных энергетических технологий будет выделено 110 млрд долл., а также 10 млрд долл. на создание не менее 10 региональных технологических центров. Значительная доля доходов и прибыли полупроводниковой промышленности реинвестируется в НИОКР, чтобы идти в ногу с технологическими инновациями. Следующее поколение продуктов финансируется за счет возможности продавать нынешние продукты по всему миру.

В общем рынке полупроводниковых приборов процессорно ориентированный сегмент составляет объём около 30%. Тем не менее, большая часть мировых инвестиций в производственные мощности приходится именно на эту меньшую часть отрасли. Как указывалось выше, ИС для подобных приложений выпускаются по проектным нормам 7 нм, осуществляется переход к 5-нм процессам, а в перспективе – к 3-нм и меньше.

В тоже время, за последнее время появилась еще одна медленно развивающаяся тенденция – «всепроницающие» вычисления: все больше вещей, требующих «интеллекта» определенного уровня. При создании этих устройств повышенная вычислительная мощность для большинства из них не является определяющим показателем. Однако им нужны высоковольтные ИС, низковольтные ИС и ИС с малой потребляемой мощностью, встраиваемые ЗУ, ВЧ-схемы и цифро-аналоговые ИС. Изготовление микросхем таких типов не требует проектных норм менее 10 нм – преимущества масштабирования для большинства из них уже исчерпаны. Кстати, на продажи ИС, отличных от приборов вычислительно ориентированного сегмента, приходится остальные 70% продаж полупроводниковых приборов.

Резкое увеличение спроса на ИС для приложений «всепроницающих вычислений» выявило недостаточность производственных мощностей в предшествующие годы. Это привело к возникновению дефицита, отразившегося на многих рынках конечных систем и многих конечных потребителях.

Производитель, ориентированный на сегмент процессоров, обычно тратит около 80% своего бюджета НИОКР на разработку процессов и приобретение оборудования, а остальное – на наборы средств проектирования процессов (PDK). Производители, ориентированные на сегмент «всепроницающих вычислений» тратят непропорционально большие средства на различные PDK и СФ-блоки. Продукция таких компаний используется для обеспечения безопасности платежных операций, поддержания звуковых функций различных приборов, управления сенсорными экранами и режимом электропитания, применения в полных входных РЧ-каскадах, сетях и средствах связи 5G и т. п. Для этих решений не требуется уменьшение технологический уровень от 5 до 3 нм.

В конце мая 2012 года Минэкономразвития России определило пять направлений для субсидирования разработок в области искусственного интеллекта: технологии распознавания эмоций человека, проверка подлинности речи, обработка высказываний и текстов, интеллектуальная поддержка принятия решений, синтез 3D-объектов и аватаров. Почти все эти разработки ориентируются на создание программного обеспечения, большинство которого не поддерживает

даже российские операционные системы, не говоря уже об отечественном «железе». Направления разработок в области ИИ не ориентированы на полноценные сквозные отечественные решения.

В это же время корпорация Cambricon Technologies (Пекин) заказывает TSMC изготовление 7-нм блоков машинного обучения, поддерживающих обучение нейронных сетей, формирование выводов ИИ и гибридные задачи ускорения вычислений ИИ. Ранее компания уже производила на мощностях TSMC 16-нм приборы для облачных вычислений. Даже если она вслед за HiSilicon попадет под санкции США, то сможет производить свои ИС на мощностях SMIC, обладающей 16/14-нм технологиями.

Мы в очередной раз сталкиваемся с проблемой огромного недоинвестирования отечественной микроэлектроники. Даже при наличии государственных программ развития электронной компонентной базы не финансируются технологические работы, не ведутся работы по исследованию надёжности интегральных микросхем, не ставятся научно-исследовательские как поисковые, так и прикладные. Следует отметить необходимость затрат на внедрение (изготовление и испытание микросхем и продвижение их к потребителю - коммерциализация). Эти затраты, как минимум, сопоставимы с расходами на собственно разработку - проектирование и изготовление пилотных (опытных) образцов, а чаще всего - превышают. Но в государственных программах расходы на внедрение не предусматриваются.

Ситуация в микроэлектронике в нашей стране продолжает оставаться несколько искусственной. Государство сейчас начало что-то делать для развития рынка, принимаются решения по модернизации и развитию фабрик, дизайн-центров. Однако эти части не складываются в единое целое. Отсутствует мотивация создания конечного продукта, нет показателей времени выхода на рынок. Нет данных о продумывании каждого хода на несколько шагов вперед - кто будет разрабатывать, кто будет производить устройства для конечного потребителя, кто будет оказывать услуги, где микросхемы станут использоваться и, наконец, какой потребитель будет покупать эти устройства и почему. Российскому рынку не хватает вертикальной интеграции. Кластеры нужно расширять не столько вширь, сколько вертикально, ведь всем участникам цепочки нужен заказчик.

Ключевым для нашей страны должно стать создание в РФ нового микроэлектронного производства для перехода на новый качественный уровень технологии 28 нм и его дальнейшее развитие до технологического уровня 7 нм.

Вместе с этим необходима системная постановка работ по созданию технологий создания микроэлектронной компонентной базы для аппаратуры ВВСТ и двойного назначения.

Для создания полупроводниковых технологий требуются технологии электронных материалов и компонентов, в том числе технологии создания фотолитографических масок с фазовым сдвигом и для отражения, технологии создания сверхчистых химреактивов, технологии создания фоторезистов для технологий с топологическими размерами элементов 28нм, технологии получения сверхчистых технологических газов для микроэлектроники, технологии выращивания слитков и изготовления полупроводниковых подложек, включая пластины с гетеропереходами и пластины карбида кремния, технологии изготовления мишеней для микроэлектроники из сверхчистых металлов, сплавов, различных соединений, технологии получения и нанесения прецизионных плёнок различных соединений, в том числе ферро-магнитных и пьезоэлектрических.

Необходимо также решить вопросы получения оборудования для производства микроэлектронной компонентной базы, в том числе оборудование для электронно-лучевой литографии и литографии на глубоком ультрафиолетовом излучении, оборудование для ионного легирования пластин большого диаметра (в частности для легирования ионами сверхнизкой и повышенной энергии), оборудование для сухого травления полупроводниковых материалов в технологиях до 28нм, оборудование атомно-слоевого осаждения, оборудование молекулярно-лучевой эпитаксии, оборудование для выращивания эпитаксиальных слоёв на пластинах большого диаметра, оборудование для выращивания слитков и изготовления пластин карбида кремния.

Разработка технологий и микросхем высокого технологического уровня требует создания и исследования новых транзисторных структур и методов их получения и интеграции. Вместе с этим, потребуются технологии создания элементов памяти нового поколения, элементной базы искусственного интеллекта, нейроморфных процессоров и систем, включая технологии проектирования и новые математические алгоритмы, для сверхбыстрой энергоэффективной обработки и передачи информации, в том числе на основе эффектов спинтроники и спин-фотоники.

Разработки полупроводниковых технологий передового уровня требуют создания определенных производственно-технологических мощностей для исследований, разработки и производства микроэлектронной компонентной базы для аппаратуры ВВСТ и двойного назначения, в т.ч. энергоэффективной элементной базы микро- и нанoeлектроники на основе 1D и 2D кристаллов,

мембранных структур тонкопленочных алмазов и сегнетоэлектрических материалов для логических схем и датчиков физических величин нового поколения.

Требует принципиального решения обеспечение прямого финансирования фундаментальных исследований и прорывных разработок в области микроэлектроники, поскольку у российских разработчиков микросхем нет таких возможностей. Насущными являются фундаментальные и поисковые исследования компонентной базы на новых физических принципах, включая многоэлементные структуры на основе сверхпроводящих когерентных систем – сверхпроводящих квантовых битов (кубитов) для изготовления связанных цепочек и массивов кубитов, моделирующих молекулярные структуры, спиновую динамику, другие динамические процессы в сильно-коррелированных электронных системах. Большой потенциал может быть выявлен в элементной базе молекулярной электроники на квантовых эффектах, углеродной электронике (на графене, на углеродных нанотрубках, на алмазе), органической электронике, интегрированной радиофотонике.

Создание современных технологий микроэлектроники невозможно без развития технологий для создания интегрированной программной среды предсказательного моделирования технологических процессов, физических структур и устройств микроэлектроники с заданными параметрами и свойствами, исследования физических пределов масштабирования, их поведенческих моделей в процессе производства и эксплуатации при различных внешних условиях и воздействиях. Вызревает необходимость создания цифровых двойников технологий, производств и микросхем.

Реализация задач создания современных и перспективных полупроводниковых технологий остро ставит вопросы подготовки кадров электронной промышленности.

Полупроводниковая промышленность опирается на высококвалифицированную рабочую силу и в настоящее время сталкивается со значительной нехваткой квалифицированных работников. Основная болевая точка, которая не позволяет российской микроэлектронике активно развиваться - это отсутствие кадров, умеющих работать с современными технологиями. Уничтожена система подготовки рабочего персонала. Помимо этого, существуют такие проблемы, как: отсутствие у российских компаний опыта в проектировании и оторванность российских производителей от мировых рынков. В России отсутствует опыт современного управления эффективного и развивающегося предприятия микроэлектроники с высокими инвестиционными потребностями.

Кадровый потенциал предприятий находится в критическом состоянии - почти все реальные инженеры в предпенсионном и пенсионном возрасте, а уровень зарплаты в последние годы не позволил сохранить среднее поколение и привлечь талантливую молодежь. Согласно докладу АО «ЦНИИ "Электроника"» сегодня 54% профильных российских компаний испытывают кадровый голод, а средний возраст специалиста составляет 45 лет. Больше всего не хватает технологов, программистов, схемотехников и инженеров-конструкторов. Для развития электронной промышленности нужно выпускать не меньше 10 тыс. таких специалистов в год вплоть до 2030 года. Сейчас это не более 1,5 тыс. выпускников.

При создании центров проектирования возникает дополнительная проблема с поиском квалифицированного персонала, все местные резервы в крупных городах исчерпаны, а ввоз инженеров из других регионов или их перекупка на месте влечёт за собой серьезные затраты.

Необходимо способствовать устойчивому развитию трудовых ресурсов и, возможно, иммиграционной политики в отношении высококвалифицированных работников. В связи с этим требуется определение потребностей отрасли. Необходимы современные и прогнозируемые требования предприятий и организаций промышленности в наборах профессиональных знаний (навыков), основанных на их прямых данных и тенденций в отношении прогнозируемых потребностей в навыках на ближайшие 2–5 лет.

Около 20 российских ВУЗов готовят специалистов в области микроэлектроники. Но, если с точки зрения фундаментальных знаний ещё сохранились преподавательские кадры, способные передать знания молодым специалистам, то в области современной технологии и организации микроэлектронного производства таких специалистов как не было, так и нет. Осваивать эти дисциплины приходится уже на реальных производственных участках действующих заводов.

Качество современного высшего инженерного образования в основе своей крайне низкое. Технология по курсу микроэлектроники преподаётся на примитивном давно устаревшем уровне. Она сохранилась в крайне незначительных масштабах, совершенно недостаточных для будущих нужд кремниевых фабрик. Не даются базовые научные основы технологии. Современные учебные пособия по технологии производства, за редким исключением, отсутствуют. Анализ рынка российской литературы, посвященной данной теме, показал катастрофическую нехватку

современных учебников по современным технологиям разработки и создания электронной техники. Быстрый перевод и издание в России последних зарубежных учебных пособий в области электронной инженерии сильно помог бы подъему процесса подготовки и переподготовки на необходимый уровень. Безусловно, здесь также необходимо развертывание подготовки, только в отличие от других иерархий электронной инженерии, это можно сделать в ограниченном числе вузов, обладающих необходимым оборудованием и условиями.

Традиционный в последние годы спрос на системных администраторов и сетевых инженеров перекошил структуру подготовки в пользу последних, а учебные курсы с разработкой СБИС по современным технологиям существуют лишь в крайне ограниченном числе вузов (в основном московских). Требуется отображение учебных ресурсов, в том числе виртуальных и личных; разработка по мере необходимости новых учебных программ, непосредственно соответствующих потребностям промышленности. Так же необходимы средства на установку современных средств САПР в профильных вузах для наработки практических навыков в проектировании реальных систем.

Требуется долгосрочная программа многоуровневой подготовки (переподготовки) и развития научных и инженерно-технических кадров с участием ведущих предприятий и центров микроэлектроники и ведущих профильных ВУЗов. При этом должно быть уделено особое внимание подготовке специалистов на перспективу, в т.ч. в области перспективных наноматериалов и нанотехнологий для микро- и нанозлектроники; в области получения и исследования свойств 1D и 2D кристаллов; в области перспективных нанотехнологий (наноимпринтинг, электроннолучевая литография, методы сухого травления и т.д.); исследования фундаментальных физических свойств новых перспективных материалов и структур микро и нанозлектроники.

Давно назрела необходимость официального признания микроэлектроники не просто самостоятельной отраслью, а базовой для всего комплекса высокотехнологичных отраслей (включая радиоэлектронный комплекс). И не только признания, но и соответствующего подхода к финансированию перспективных НИОКР и созданию современных производственных мощностей для ликвидации существенного отставания в области развития электронной компонентной базы от зарубежного технического уровня. Это относится как к достигнутым параметрам и характеристикам ЭКБ, так и к уровню развития технологического базиса, материаловедения, обеспечения контрольно-измерительным и испытательным оборудованием.

В связи с этим принципиальным видится формирование в рамках Государственной программы «Развитие оборонно-промышленного комплекса» национального проекта «Электронная компонентная база», в котором должны найти отражение все необходимые мероприятия Программы развития микроэлектроники в Российской Федерации, базирующиеся на действенных и эффективных мерах федерального уровня по стимулированию науки и производства на всех этапах жизненного цикла полупроводниковых приборов. При этом для решения задач по достижению требуемого технологического уровня отечественной микроэлектроники необходимо координировать деятельность Минпромторга России, Министерства науки и высшего образования России и РАН.

## Получение высокочистого поликристаллического кремния из моносилана

О.С. Аношин<sup>1</sup>, А.В. Зайцев<sup>1</sup>, Н.Д. Гришнова<sup>1</sup>, Д.Ф. Архипцев<sup>1</sup>, А.И. Скосырев<sup>1</sup>, Н.А. Банников<sup>1</sup>,  
А.Ю. Туманов<sup>1</sup>, А.П. Котков<sup>1</sup>, Т.В. Котерева<sup>2</sup>, Б.А. Андреев<sup>3</sup>, Д.И. Курицын<sup>3</sup>

<sup>1</sup> АО «НПП «Салют», 603950, ул. Ларина 7, Н.Новгород, Россия.

<sup>2</sup> Институт химии высокочистых веществ РАН, ул. Тропинина 49, 603951, Н.Новгород, Россия

<sup>3</sup> Институт физики микроструктур РАН, ул. Академическая, 7, Н.Новгород, Россия

эл. почта: [saluthps@mail.ru](mailto:saluthps@mail.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-21

Высокочистый поликристаллический кремний (ПКК) в виде стержней является исходным материалом для получения высокоомного ( $\rho > 1000$  Ом·см) монокристаллического кремния (МКК) методом бестигельной зонной плавки (БЗП). Высокоомный МКК необходим для изготовления высоковольтных и сильноточных приборов, а также для изготовления кремниевых подложек для эпитаксии нитрида галлия и КМОП-технологии. Производство высокочистого ПКК в России в настоящее время отсутствует.

Основными этапами получения высокочистого ПКК являются: перевод технического кремния в летучее соединение (моносилан, хлорсиланы и т.д.); глубокая очистка летучего соединения кремния; получение ПКК путём термического разложения летучего соединения кремния.

В настоящей работе реализована следующая схема:

- синтез силицида магния методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС);
- синтез моносилана взаимодействием силицида магния с хлористым аммонием в среде жидкого аммиака;
- очистка моносилана методом низкотемпературной ректификации до квалификации 99,99994 (6N4);
- термическое разложение моносилана на нагретом кремниевом стержне;
- проведение процесса бестигельной зонной плавки для получения слитков МКК;
- измерение параметров МКК: удельного сопротивления, времени жизни носителей заряда, содержания электрически активных примесей бора (В), фосфора (Р), мышьяка (As) и оценка качества исходного моносилана и ПКК по параметрам МКК.

В докладе представлены результаты получения стержней ПКК длиной до 750мм и диаметром до 110 мм в одностержневом реакторе с выходом целевого продукта более 90 %.

По представленной схеме получены образцы МКК, на основании исследования которых оценено качество исходного ПКК. Методом абсорбционной инфракрасной спектроскопии при гелиевых температурах установлено, что содержание В и Р находится на уровне ниже  $5 \cdot 10^{12}$  см<sup>-3</sup>, а углерода (С) и кислорода (О) ниже  $2 \cdot 10^{16}$  см<sup>-3</sup>. Удельное сопротивление полученных образцов монокристаллического кремния составило величину более 1000 Ом·см, время жизни носителей заряда  $> 200$  мксек.

# Исследование протяженных дефектов в кремнии методом наведенного тока

Е.Б. Якимов

*ФГБУН Институт проблем технологии микроэлектроники и особочистых материалов РАН,*

*Черноголовка, 142432, ул. акад. Осипьяна, 6*

*тел: +7 (496)524-41-82, эл. почта: [yakimov@iptm.ru](mailto:yakimov@iptm.ru)*

DOI 10.34077/SILICON2022-22

Метод наведенного тока (НТ), основанный на измерении тока, индуцированного сфокусированным электронным пучком, широко используется для исследования локальных электрических свойств полупроводниковых материалов и структур, в частности, для выявления и исследования электрически активных протяженных дефектов. Кратко рассмотрены принципы формирования сигнала в этом методе, а также подходы к моделированию сигнала. Обсуждаются факторы, лимитирующие пространственное разрешение этого метода. Показано, что, если в кремнии ширина изображения дефекта в НТ определяется размерами области возбуждения и увеличивается с повышением энергии электронов, в кристаллах с субмикронной диффузионной длиной ширина изображения уменьшается с повышением энергии пучка. Показано, что метод НТ позволяет количественно оценивать рекомбинационную активность протяженных дефектов. Обсуждается необходимость проведения измерений при низких уровнях инжекции носителей заряда. Приведены выражения для оценки концентрации неравновесных носителей заряда и проведено их сравнение с результатами численного моделирования.

Приводятся примеры исследования протяженных дефектов, таких как дислокации и границы зерен в моно- и мультикристаллическом кремнии, демонстрирующие возможности метода НТ. Показано, что загрязнение металлами заметно увеличивает контраст дислокаций и следов за дислокациями в НТ в монокристаллическом кремнии. При этом выявляется не только влияние металлов, введенных при высокотемпературной диффузии, но и загрязнение при комнатной температуре из раствора для химико-механической полировки. В частности, показано, что добавление Ni в раствор для химико-механической полировки приводит к существенному (в 4-10 раз) изменению контраста в НТ, как дислокаций, так и дислокационных следов.

В мультикристаллическом кремнии контраст границ зерен зависит от их типа, а дислокации методом НТ, как правило, не выявляются. После загрязнения Fe или Cu контраст границ в НТ заметно возрастает, особенно для границ с произвольной ориентацией. В то же время контраст дислокаций практически не изменяется. Это может свидетельствовать о том, что дислокационные атмосферы в мультикристаллическом кремнии уже насыщены точечными дефектами.

Обсуждаются механизмы возникновения светлого контраста в методе НТ. В качестве одного из примеров такого контраста продемонстрирован контраст следов за дислокациями в кремнии, загрязненном медью. На примере контраста следов в кремнии, легированном золотом, продемонстрирована возможность изучения перераспределения примесей в процессе пластической деформации.

## Влияние радиационно-конвективной теплоотдачи на поле температуры в монокристалле кремния в процессе его роста в методе Чохральского

К.А. Митин, В.С. Бердников

*Институт теплофизики им. С. С. Кутателадзе СО РАН,  
630090, Россия, Новосибирск, пр. Лаврентьева, 1  
тел: +7 (927) 779-00-29, эл. почта: [berdnikov@itp.nsc.ru](mailto:berdnikov@itp.nsc.ru)*

DOI 10.34077/SILICON2022-23

Несмотря на широкое применение и достаточно длительное применение метода Чохральского для получения монокристаллов различных материалов остается много нерешенных вопросов и проблем оптимизации технологических процессов. Это обусловлено все более жесткими требованиями к структурному совершенству кристаллов и увеличением их диаметров. Кристаллографическое совершенство существенно зависит от тепловой истории кристалла. Поля температуры в кристаллах зависят от процессов теплоотдачи на всех этапах вытягивания кристалла со свободной поверхности расплава, начиная с разращивания монокристаллической затравки. На начальной стадии процесса вытягивания затравочного монокристалла от формирующегося фронта кристаллизации теплоотвод производится в охлаждаемый шток. За счёт отвода тепла через кристалл происходит выхолаживание расплава вблизи фронта кристаллизации с последующим продвижением фронта кристаллизации. После разращивания затравочного кристалла до необходимого диаметра, происходит вытягивание монокристалла с поверхности расплава. Охлаждение кристалла осуществляется посредством кондуктивного теплообмена через шток, на котором закреплён монокристалл, и радиационно-конвективной теплоотдачи с поверхности монокристалла в заполненную инертным газом ростовую камеру и на её охлаждаемые стенки. На начальной стадии технологического процесса относительная роль этих механизмов теплообмена монотонно меняется, что обусловлено увеличением длины кристалла и увеличением площади теплоотдающей боковой поверхности кристалла. От тепловой истории, градиентов температуры и термических напряжений внутри кристалла существенно зависит распределение дефектов кристаллической структуры получаемого монокристалла. Теплообмен внутри кристалла происходит в кондуктивном и радиационно-кондуктивном режимах, что зависит от уровня абсолютной температуры и ее распределения по высоте кристалла. На поле температуры внутри кристалла существенно влияют процессы теплоотдачи от поверхности кристалла в окружающую среду в ростовой камере.

При низких скоростях вращения на боковых поверхностях кристаллов формируются восходящие потоки газа и свободноконвективные пограничные слои. При увеличении скорости вращения кристалла теплоотдача происходит в режимах смешанной конвекции. Поскольку процессы роста кристаллов высокотемпературные, то с боковых поверхностей монокристалла теплоотдача имеет радиационно-конвективный характер. Пограничные слои на образующих кристалла могут терять устойчивость. При этом возникают пульсации температуры. От амплитудно-частотных характеристик пульсаций температуры зависит глубина их проникновения в кристалл. Таким образом, нестационарные поля температуры в кристаллах определяются, во-первых, монотонным процессом вытягивания из расплава, во-вторых, развитием неустойчивости в пограничных слоях как на фронте кристаллизации, так и на образующих поверхностях кристалла.

Численно, методом конечных элементов, в сопряжённой постановке исследована теплоотдача от монокристалла в ростовую камеру в кондуктивном, радиационно-кондуктивном, конвективном и радиационно-конвективном режимах теплообмена. При учёте конвективных механизмов теплообмена рассматривалась отдельно термогравитационная конвекция, отдельно центробежная конвекция, возникающая вследствие вращения кристалла, совместное влияние центробежных сил и сил плавучести. Т.е. изучена относительная роль различных механизмов теплоотдачи. Исследования проводились при геометрии подобной упрощённой схеме верхней части теплового узла в методе Чохральского на различных стадиях технологического процесса (длины кристалла). Решалась система уравнений смешанной конвекции в переменных вихрь, функция тока и температура с учётом равномерного вращения кристалла. Расчёты радиационных потоков проведены на основе зонального метода. Моделирование выполнено при числе Прандтля равном 0,68 (аргон), в диапазоне перепадов температуры, соответствующих значениям чисел Грасгофа от 1000 до 16000, при отношениях длин монокристалла к радиусу от 1 до 8. Изучена теплоотдача от неподвижных и равномерно вращающихся кристаллов в диапазоне скорости вращения от 0 до 25 оборотов в минуту.

## Исследование возможности очистки кремния металлургическими методами

А.А. Павлов<sup>2</sup>, А.С. Серикканов<sup>1</sup>, Б.Н. Мукашев<sup>1</sup>, Т.С. Турмагамбетов<sup>2</sup>, К.Жолдыбаев<sup>1</sup>,  
Д.О. Кантарбаева<sup>1</sup>

<sup>1</sup> *Физико-технический институт, Satbayev University, Алматы, Казахстан*

<sup>2</sup> *ТОО «МК «KazSilicon», Бастобе, Казахстан*

*тел: +7 (727)386-5536, эл. почта: [dinara@sci.kz](mailto:dinara@sci.kz)*

DOI 10.34077/SILICON2022-24

В данной работе представлены результаты по опробованию первого этапа работ по очистке металлургического кремния. Очистка проводилась комбинированным методом, шлаковая очистка и кислотное выщелачивание. Был исследован металлургический кремний, полученный классическим карботермическим методом. Затем была опробована металлургическая очистка шлаковым рафинированием, с использованием шлаков различного состава. Всего было рассчитано 9 различных новых составов для проведения 9 процессов шлакового рафинирования. Кремний, полученный в результате всех проведенных плавов, был проанализирован на содержание примесей.

Для проведения работ по очистке был использован MG-Si полученный широко известным методом карботермического восстановления. Использовался MG-Si марки KP-0 в количестве 100 кг компании ООО "РУСАЛ Кремний Урал". Элементный анализ всех проб, для получения более достоверной информации проводился двумя методами, методом атомно-эмиссионной спектроскопии с высокочастотной индуктивно-связанной плазмой (АЭС ИСП) на спектрометре Optima 2000DV фирмы Perkin Elmer и рентгенфлуоресцентным методом (РФА) на приборе РЛП-21 компании Аспап-Гео [1]. Для определения были выбраны основные легирующие примеси (бор, фосфор, мышьяк, галлий и индий) и примеси металлов, оказывающих значительное негативное влияние на характеристики СЭ [2-3].

Из результатов анализов исходный MG-Si содержит значительное количество примесей и не может быть использован в качестве сырья для производства «солнечного» кремния, требуется очистка до качества UMG-Si. Для проведения процессов шлакового рафинирования проводились расчеты по составу шихты и операции, позволяющие реализовать следующие задачи:

- получение гомогенной фазы кремния;
- определение параметров плавки, количество шлака, отношение шлак/кремний;
- определение количества и оптимального избытка SiO<sub>2</sub> на образование гомогенной фазы кремния (модуль основности);
- определение порядка ввода шихты в расплав (технический регламент плавки), для полного расплавления составляющих шихты и кремния, и получения максимального выхода конечного продукта.

В ходе проведенных исследовательских работ по очистке кремния металлургическими методами была отработана процедура проведения процесса шлаковой очистки металлургического кремния в индукционной печи с оптимальными параметрами. Определены оптимальные составы шихты для металлургической очистки кремния. Показано, что при выбранных режимах работы можно получать стабильные результаты по получению слитков UMG-Si, с достаточным выходом кремния по массе, до 99 %. Кроме того, используемые для очистки составы шихты позволяют снизить концентрацию легирующей примеси бора в 3-5 раз. Элементные анализы, проведенные двумя методами РФА и АЭС-ИСП, позволяют контролировать процесс очистки на каждом этапе и получать достоверные результаты по контролируемым примесям. Кислотная очистка показала эффективность очистки по примесям переходных металлов и незначительную очистку по легирующим примесям. По литературным данным и опыту проведенных работ, можно ожидать, что кремний полученной чистоты можно будет использовать как сырье для получения кристаллов кремния методом направленной кристаллизации. На полученном кремнии в дальнейшем планируется провести более детальные исследования, с получением тестовых «солнечных» элементов и исследованием их характеристик.

Финансирование: Результаты исследований получены в рамках проекта (AP08856059), финансируемого Комитетом науки МОН РК.

### *Литература*

1. С. А. Efimenko, А. N. Lyozin. X-ray radiometric laboratory device RLP-21. Instruments and experimental equipment, 2009, No. 1, pp. 180-181
2. J.R. Davis, at all Impurities in silicon solar cells. IEEE Trans. Electron. Devices. 27, 677 (1980)
3. B.N. Mukashev, at all Page and D.M. Kline. A metallurgical route to produce upgraded silicon and monosilane. Solar Energy Materials and Solar Cells, 93/10 (2009), с. 1785-1791



## ВРЭМ исследования структурно-морфологических трансформаций при золото-индуцированной кристаллизации субоксида кремния

С.А. Бацанов<sup>1</sup>, В.И. Вдовин<sup>1</sup>, А.К. Гутаковский<sup>1</sup>, А.О. Замчий<sup>2</sup>, Е.А. Баранов<sup>2</sup>

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

<sup>2</sup> ФГБУН Институт теплофизики им. С.С. Кутателадзе,  
Новосибирск, 630090, пр. ак. Лаврентьева, 1  
эл. почта: [night.watch@mail.ru](mailto:night.watch@mail.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-25

Одним из перспективных способов получения тонких пленок поликристаллического кремния (с-Si), представляющих интерес для электроники большой площади и солнечных элементов [1], на подложках из стекла является металл-индуцированная кристаллизация (МИК) аморфного кремния (а-Si), поскольку использование металла в качестве катализатора процесса позволяет снизить температуру кристаллизации по сравнению с другими методами твердофазной кристаллизации [2]. В отличие от обычной технологии МИК, в которой используется а-Si, особенностью данной работы являлось использование окисленного аморфного кремния – субоксида кремния (а-SiO<sub>0,3</sub>). Синтез исследуемых структур включал термическое напыление золота в вакууме на подложку из плавленого кварца (SiO<sub>2</sub>) и нанесение поверх него пленки субоксида кремния методом плазмохимического осаждения из паровой фазы с использованием смеси SiH<sub>4</sub>/O<sub>2</sub>. Структурно-морфологические особенности исследовались методом просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения (ТИТАН 80–300, 300 кВ).

Толщины слоев Au и а-SiO<sub>0,3</sub> составляли 50 нм и 150 нм, соответственно. При отжиге при температуре 350°C в течении 3,5 часов в результате диффузии Au в а-SiO<sub>0,3</sub> и вызываемой этим процессом диффузии вытесненного золотом кремния на месте слоя золота формировался слой с-Si. При этом на границе раздела субоксида кремния как с золотом, так и со сформированным кристаллом кремния наблюдался мембранный слой, толщиной 4÷6 нм. Следует отметить, что при данных параметрах синтеза, процесс формирования с-Si происходил неравномерно по площади образца, что вероятно связано с особенностями начального распределения межзёренных границ слоя золота. Исходя из данных просвечивающей электронной микроскопии на образце можно выделить области, где исходный слой золота не претерпел видимых изменений, где на месте слоя золота уже сформировалась сплошная плёнка с-Si и переходные области. Золото в слое субоксида кремния отожженного образца образовывало формы прожилок и отдельных нанокристаллов с поперечными размерами 5 - 15 нм. На всей области исследования поперечного среза образца сформированный кристалл кремния имел идеальную кристаллическую структуру без дефектов и дислокаций. На границе уже сформированного кристалла кремния с подложкой наблюдались оставшиеся вкрапления золота.

Таким образом ВРЭМ анализ позволил выявить особенности ключевых структурно-морфологических характеристик исходных и полученных материалов золото-индуцированной кристаллизации субоксида кремния, что является существенным для понимания кинетики формирования поликристаллических кремниевых пленок данным методом.

Данная работа была поддержана РФФ (грант № 19-72-30023) с использованием оборудования ЦКП «Наноструктуры».

### Литература

1. K. Toko, T. Suemasu // J. Phys. D: Appl. Phys. 2020. V.53, № 37. 373002 (17 pp).
2. P. Bellanger et al. // Thin Solid Films. 2017. V.636, P.150-157.

## Использование слоя кубического карбида кремния (3C-SiC) в процессе роста соединений (Ga, Al)N на подложке кремния методом МОГФЭ

С.Д. Федотов<sup>1</sup>, А.В. Бабаев<sup>1</sup>, В.В. Лундин<sup>2</sup>, Е.Е. Заварин<sup>2</sup>, А.Ф. Цацульников<sup>2</sup>, В.Н. Стаценко<sup>3</sup>

<sup>1</sup> ООО «ОНСИ», 124460, Москва, Зеленоград, улица Академика Валиева 6 стр. 2, [fedotov.s.d@ya.ru](mailto:fedotov.s.d@ya.ru)

<sup>2</sup> НТЦ Микроэлектроники РАН, 194021, г. Санкт-Петербург, Политехническая улица, д. 26, [lundin@vpegroup.ioffe.ru](mailto:lundin@vpegroup.ioffe.ru)

<sup>3</sup> АО Эпиэл, 124460, Москва, Зеленоград, улица Академика Валиева 6 стр. 2, [info@epiel.ru](mailto:info@epiel.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-26

В докладе показаны первые результаты разработки базовой технологии формирования гетероструктуры нитрида галлия (GaN) на основе подложки кубического карбида кремния на кремнии (3C-SiC/Si) методом металлорганической газофазной эпитаксии (МОГФЭ, МOCVD).

Формирование GaN на Si является крайне сложной задачей из-за совершенно разных свойств сопрягающихся материалов вследствие значительного несоответствия параметров решетки (18%) и большого несоответствия коэффициентов теплового расширения (46%) между GaN и Si. Более того, GaN и содержащие Ga растворы нельзя выращивать непосредственно (напрямую) на кремнии, поскольку галлий агрессивно реагирует с кремнием при повышенных температурах. Несмотря на эти проблемы, качественный слой GaN может быть сформирован на Si с использованием соответствующих промежуточных (буферных) слоев. Несоответствие параметров решетки и теплового расширения приводит к высоким напряжениям и изгибу пластин. Поэтому во время роста требуется разработка специальных буферных конструкций, компенсирующих внутренние напряжения в гетероструктуре. Кроме того, высокая начальная плотность дислокаций, вызванная несоответствием решетки, должна быть уменьшена во время роста как путем применения специальных конструкций, так и с помощью разработки особых технологических режимов роста [1,2].

Кубический карбид кремния на кремнии 3C-SiC/Si(111) является интересной альтернативой для выращивания GaN [3]. Теоретически, по сравнению с кремниевой подложкой это должно позволить снизить напряжения в пленках GaN как за счет меньшего несоответствия решетки (3,4% против 16,9%), так и за счет меньшей разницы коэффициентов теплового расширения (КТР) ( $4,5 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ ), промежуточных между GaN ( $5,6 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ ) и Si ( $2,6 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ ). Формирование промежуточного слоя 3C-SiC на Si(111) обладает рядом преимуществ: SiC обладает очень низкой реакционной способностью с различными частицами, используемыми при выращивании нитридов (Ga, Al, H<sub>2</sub>, NH<sub>3</sub> и др.), что облегчает подготовку подложки и этапы образования зародышей. Кроме того, в некоторых случаях положительный прогиб пластины, инициированный ростом SiC на Si(111), может уравновесить отрицательный прогиб подложки Si, возникающий вследствие роста AlGaN с деформацией сжатия на слоях AlN.

Проведены эксперименты по выращиванию структур на основе AlGaN на темплейтах 3C-SiC/Si(111), полученных методом согласованного замещения атомов (СЗА) [4]. Эти эксперименты включали выращивание слоев GaN и AlGaN непосредственно на поверхности слоя 3C-SiC, а также с использованием буферного слоя AlN. Показаны результаты разработки технологического процесса формирования начального слоя состава (Al, Ga)N на подложке 3C-SiC/Si, определено, что оптимальной является многослойная буферная композиция из слоев (Al, Ga)N с последовательно уменьшающимся составом тройного раствора AlGaN. Исследование экспериментальных образцов гетероструктур GaN/3C-SiC/Si позволило определить их основные характеристики: общая толщина слоев в центре ~1.23-2.6 мкм; разброс толщины по площади  $\sigma = 3.8-5.9 \%$ ; шероховатость поверхности (Rq) = 3.1-8.5 нм. Работа выполнена при финансовой поддержке Фонда содействия инновациям, соглашение № 30ГТС2РЭС14/72138.

### Литература

1. Н. Morkoc, "General properties of nitrides," Handbook of Nitride Semiconductors and Devices: Materials Properties, Physics and Growth, vol. 1, pp. 1–129, 2008.
2. В. Gil, III-nitride semiconductors and their modern devices. Oxford University Press, 2013, vol. 18.
3. S.A. Kukushkin et al. // Rev. Adv. Mater. Sci., vol. 17, no. 1, 2008, pp. 1-32.
4. S. A. Kukushkin et al. Rev. Adv. Mater. Sci., vol. 57, no. 1, 2018, pp. 82-96.

## UMG кремний для солнечной энергетики

**А.И. Непомнящих**, И.А. Елисеев, Р.В. Пресняков, С.М. Пещерова, А.Г. Чуешова  
*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт геохимии  
им.А.П.Виноградова Сибирского отделения Российской академии наук*  
эл. почта: [ainep@igc.irk.ru](mailto:ainep@igc.irk.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-27

Солнечная энергетика является одной из самых бурно развивающихся в мире отраслей. Так за последние 10 лет объем производства солнечных модулей вырос в 6 раз с 27,65 ГВт 2011 г до 167,8,2 ГВт 2021 году. Общая установленная мощность солнечных модулей составила на конец 2021 года 940 ГВт, что составляет более 10% от мировых объемов всех видов установленных мощностей электростанций. Более 95 % солнечных модулей изготавливаются на пластинах моно- или мультикремния. Теоретический предел эффективности солнечных элементов на пластинах кремния 29,56 %. Достигнутая эффективность солнечных элементов на пластинах кремния 25,9 % [1], а на тандемных солнечных элементах монокремний – перовскит более 29 % [2]. В общем объеме кремния, используемого для изготовления солнечных элементов уже порядка 10 % используется так называемый UMG кремний [3-5], то есть высокочистый рафинированный металлургический кремний. При чем на элементах из UMG мультикремния достигнута эффективность более 20 %, а на UMG монокремний более 22 %.

Разработанная нами технология состоит из трех основных частей: карбо-термическое восстановление кремния из высокочистых кварцитов; принципиально новая технология рафинирования расплава кремния; финишная очистка кремния от тяжелых элементов и формирование необходимой столбчатой структуры при направленной кристаллизации мультикремния [3,4,6,7]

Учитывая, что концентрация примесей в моно- и мультикремнии полученном из UMG кремния на 1-2 порядка выше, чем в образцах, полученных из поликремния, особую роль приобретают методы диагностики мультикремния. Основная задача диагностики состоит в анализе и контроле примесей и дефектов, а также учёте процессов их взаимодействия в процессе направленной кристаллизации. Для этих целей используется химический анализ методом ICP-MS масс-спектропии с индуктивно связанной плазмой, измерение удельного сопротивления и времени жизни неосновных носителей, а также комплекс структурных методов: EBIC, LBIC, EBSD, REM, TEM AND DLTS TECHNIQUES. Применение этого комплекса методов позволяет характеризовать мультикремний, а также судить о взаимодействии примесей при росте мультикремния [8,9].

### *Литература*

1. R. Peibst, M. Rienacker, Y. Larionova et al. Towards 28 %-efficient Si single-junction solar cells with better passivating POLO junctions and photonic crystals// Solar Energy Materials & Solar Cells 238, 111560 (2022).
2. Amran Al-Ashouri, Eike Köhnen, Bor Li et al. Monolithic perovskite/silicon tandem solar cell with >29% efficiency by enhanced hole extraction// Science 370, 1300–1309 (2020).
3. А.И. Непомнящих, В.П. Еремин, Б.А. Красин и др. Мультикристаллический кремний для солнечной энергетики. Известия высших учебных заведений// Материалы электронной техники, 4, 02, с. 16-24 (2002).
4. А.И.Непомняших, В.А.Федосенко, В.П.Еремин and В.А.Красин. Low cost mul-ticrystalline silicon for solar cells // Silicon for chemical industry VI, Loen-Norway, p. 191-196 (2002).
5. Sergio Pizzini. Towards solar grade silicon: Challenges and benefits for low cost photovoltaics // Solar Energy Materials and Solar Cells, 94, 9, pp. 1528-1533 (2010).
6. А.И. Непомнящих, Б.А. Красин, В.С. Романов, В.П. Еремин, С.С. Коляго, И.А. Елисеев. Способ получения кремния высокой чистоты // Патент РФ N 2131843, Приоритет от 30.03.98.
7. Непомнящих А.И., Елисеев И.А., Елкин К.С. Способ очистки металлургического кремния // Патент РФ № 2645138. Заявка № 2016149680, Приоритет изобретения 16 декабря 2016 г.
8. А.Г. Чуешова, С. М. Пещерова, Л. А. Павлова, А. И. Непомнящих, Е. А. Лудина, Е. Б. Якимов, О. В. Феклисова, Л. И. Федина. Влияние структурных параметров тройных стыков специальных границ зерен на их рекомбинационную активность // Поверхность. Рентгеновские синхротронные и нейтронные исследования, 3, стр. 3-9 (2022).
9. Р.В. Пресняков, С.М. Пещерова, А.Г. Чуешова, В.А. Бычинский, А.И. Непомнящих. Взаимодействие примесей при выращивании mc-Si на основе UMG-Si // Известия ВУЗов. Прикладная химия и биотехнология, т. 12. N 1 (2022).

# Высокоэффективные гетероструктурные солнечные элементы на кремнии

Е.И. Теруков<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup> Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе,  
Санкт-Петербург, 194021, ул. Политехническая, 26

<sup>2</sup> Общество с ограниченной ответственностью «НТЦ тонкопленочных технологий в энергетике»,  
Санкт-Петербург, 194064, ул. Политехническая, 28  
тел: + 7 911 835-39-84, эл. почта: [eug.terukov@mail.ioffe.ru](mailto:eug.terukov@mail.ioffe.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-28

Наземная солнечная энергетика, в основе которой лежит кремний - это отрасль, стремящаяся к максимальному снижению затрат. На данный момент можно утверждать, что базовая технология солнечных элементов (СЭ) типа PERC сталкивается с проблемами сокращения затрат и повышении эффективности и поэтому стремление рынка к новым технологиям становится актуальным. Среди новых технологий особое место занимает технология основанная на гетеропереходе между кристаллическим и аморфным кремнием т.к. называемая НТТ – технология (Heterojunction with Intrinsic Thin Layer) [1]. Почему можно утверждать, что Россия выбрала правильный путь запустив в 2016 году промышленное производство гетероструктурных модулей? Ответ на данный вопрос надо искать в преимуществах этой технологии в сравнении с классической диффузионной.

Как известно, для достижения высокой эффективности преобразования необходимо решить проблему высоких потерь на рекомбинацию носителей в объеме полупроводника и на его поверхности. Переход на подложку n-типа решает проблему потерь за счет рекомбинации в объеме, а отличная пассивация поверхности достигается за счет нанесения очень тонких слоев собственного гидрированного аморфного кремния (i-a-Si: H) с обеих сторон кремниевой пластины n-типа. Выбор подложки n-типа исключает эффект фотоиндуцированной деградации, который связан с образования бор-кислородных комплексов в солнечных элементах на подложках р-типа. Гетеропереход и пассивирующие слои a-Si: H, выращенные при низкой температуре на поверхности кристаллического кремния, позволяют достичь более высоких напряжений холостого хода (до 750 мВ). Другим преимуществом НТТ - СЭ является низкий температурный коэффициент (ниже - 0,3% / °С), в отличии от кремниевых солнечных элементов диффузионных типа (IBC, PERC, PERT или TOPCon).

Также отличительной особенностью НТТ -СЭ является высокая (> 95%) двусторонность. Это означает, что такие элементы, собранные в модуль, могут выиграть за счет дополнительного использования отраженного от земной поверхности излучения (альбедо). Простая структура НТТ - элемента делает их также подходящими для варианта IBC- ячеек. Правда в этом случае фактор двусторонности практически отсутствует. Не следует забывать и о простоте технологического процесса получения НТТ –элемента, который состоит из четырех технологических операций и может быть легко перенастроен на любой размер кремниевой пластины.

Все эти преимущества делают НТТ - СЭ очень привлекательными для фотоэлектрической промышленности. Сегодня многие производители уже используют НТТ -технологии для крупномасштабного производства солнечных элементов с КПД более 23%.

## Литература

1. A.S. Abramov, D.A. Andronikov, S.N. Abolmasov and E I. Terukov «Silicon Heterojunction Technology: A Key to High Efficiency Solar Cells at Low Cost» Springer Nature Switzerland AG (2020) V. Petrova-Koch et al. (eds.), *High-Efficient Low-Cost Photovoltaics*, Springer Series in Optical Sciences 140.

## От процессов самоорганизации на поверхности кремния к субнанометровой метрологии

Д.В. Щеглов, Л.И. Федина, С.В. Ситников, Е.Е. Родякина, Д.И. Роголо, А.С. Кожухов, А.В. Латышев  
ФГБУН Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова,  
Новосибирск, 630090, пр. к. Лаврентьева, 13  
тел.: +7 (383)330-90-82, факс: +7 (383)333-27-71, эл. почта: [sheglov@isp.nsc.ru](mailto:sheglov@isp.nsc.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-29

На современном этапе технологического развития метрология столкнулась с вызовами в реализации стандартизации и единства измерений, которые не могут быть преодолены традиционными литографическими способами создания мер в нанометровом диапазоне. В работе показано, каким образом понимание фундаментальных процессов самоорганизации и морфологических перестроек на атомно-чистой поверхности кремния может быть использовано для создания мер вертикальных размеров в нанометровом и субнанометровом диапазоне с точностью не хуже 0,05 нм. Такое понимание базируется на комплексных исследованиях, проводимых в авторском коллективе ИФП СО РАН с использованием уникальной *in situ* сверхвысоковакуумной отражательной электронной микроскопии (СВВ ОЭМ), атомно-силовой микроскопии (АСМ), высокоразрешающей просвечивающей электронной микроскопии (ВРЭМ) с корректором сферической аберрации и других современных методов диагностики поверхности. Технические показатели качества мер высоты ангстремного диапазона и мер плоскостности ангстремного диапазона, серийно выпускаемых в ИФП СО РАН, соответствуют требованиям к Государственным вторичным эталонам и соответствующим Государственным поверочным схемам. Было подтверждено, что технические характеристики МВА и МПА, являются уникальными и превышают параметры отечественных и известных иностранных аналогов: так созданные меры позволяют посредством оптической интерферометрической микроскопии визуализировать атомные ступени на поверхности кремния, тем самым осуществить прослеживаемость наноразмера к эталону длины (волновому метру).

В работе также показаны примеры использования зонда АСМ для проведения прецизионных исследований механизма локального анодного окисления (ЛАО) на ультрашироких атомно-гладких террасах (до 230 мкм), когда относительная точность измерений высоты оксидных линий от известной из литературы для вицинальной поверхности 20–50% повышается до 1%. С использованием зонда АСМ разработана технология создания кольцевых интерферометров на основе гетероструктур AlGaAs/GaAs, демонстрирующих квантовые осцилляции Ааронова-Бома. При изучении начальных стадий процесса ЛАО на поверхности Si(111) с шероховатостью менее 0,07 нм обнаружен ступенчато-бислойный характер роста оксида (с толщиной каждого слоя  $0,7 \pm 0,1$  нм) при увеличении напряжения в интервале 1–12 В. Впервые показано, что для роста каждого бислоя необходимо приложение потенциала в  $\sim 3$  В, связанного с разницей в высоте зон проводимости оксида и кремния на границе раздела. Это указывает на важную роль лимитирующего механизма Мотта на начальных стадиях ЛАО, связанного с туннелированием заряда через оксид. Выявленные свойства естественного бислоя оксида толщиной 0,7 нм служить барьером для переноса носителей заряда в процессе ЛАО предполагает возможность уменьшения современной технологической нормы при использовании оксида с 7 нм до 0,7 нм.

## Электронные свойства кислородных преципитатов в кремнии

О.Ф. Вывенко<sup>1</sup>, Д.В. Данилов<sup>1</sup>, А.С. Лошаченко<sup>1</sup>, Н.А. Маслова<sup>1</sup>, Н.А. Соболев<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Санкт-Петербургский государственный университет, 199034, Санкт-Петербург, Университетская наб. 7/9

<sup>2</sup> ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН, 194021, Санкт-Петербург, Политехническая 26  
тел: +7 (812)428-43-96, факс: +7 (812) 428-72-40, эл. почта: [oleg.vyvenko@spbu.ru](mailto:oleg.vyvenko@spbu.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-30

Кислород является основной инородной примесью в кремнии, которая в междоузельном положении электрически неактивна, но может формировать электрически активные центры при формировании комплексов с другими дефектами точечного типа и кислородных преципитатов (КП), представляющих собой объемные включения оксидов кремния. КП обладают геттерирующим свойством и активно используются в современной микроэлектронике для очистки рабочей области пластин от инородных загрязнений. С другой стороны, КП известны своей высокой рекомбинационной активностью, которая приводит к снижению эффективности кремниевых солнечных преобразователей и повышению токов утечки диодов.

Рекомбинационная активность КП различается в материалах с различным типом проводимости, что послужило косвенным свидетельством наличия у них встроенного положительного заряда [1]. Недавно в серии работ нашей группы [3-5], выполненных на кремнии, имплантированном кислородом и подвергнутом различным пост-имплантационным термообработкам, были получен большой набор новых экспериментальных данных об электронных свойствах КП, обзор которых будет кратко представлен в докладе. Их примечательным результатом была прямая регистрация зависимости величины положительного заряда КП от их размера, которая послужила свидетельством в пользу локализации этого заряда в их нестехиометрической оболочке, обнаруженной электронно-микроскопическими исследованиями [2]. Кроме того, в некоторых типах образцов была обнаружена дефектная структура, где области с дислокациями и КП были пространственно достаточно разделены для их раздельного исследования методами спектроскопии объемного заряда в полупроводниках.

Многочелюстанный по величине встроенный положительный заряд КП приводит к его характерным электронным свойствам, которые качественно отличаются от свойств других хорошо известных многочелюстных протяженных дефектов таких, как дислокации и преципитаты переходных металлов. Если последние нейтральны в отсутствие свободных носителей заряда и заполнение их электронных состояний в обоих типах полупроводника сопровождается возрастающим барьером для захвата, то для КП в n-типе материала характерно противоположное поведение – возрастание барьера для эмиссии по мере опустошения его состояний электронами.

В докладе приводятся экспериментальные данные по сравнительному исследованию спектров DLTS дислокаций и КП на одних и тех же образцах, которые демонстрируют качественное различие их характерных свойств, а также выявленных особенностей поведения сигналов спектроскопии адмиттанса. Получены аналитические выражения для кинетики эмиссии электронов с состояний КП и приведены результаты численного моделирования сигналов релаксационной емкостной спектроскопии, которые хорошо описывают полученные экспериментальные результаты.

### Литература

1. J.M. Hwang, D.K. Schroder, J Appl Phys, 59 (1986) 2476-2487.
2. D. Kot et al., Ecs Journal of Solid State Science and Technology, (2017), 6, N17.
3. D. Danilov, et al., Phys. Stat. Solidi C, (2017), 14.
4. D. Danilov, et al., J. Phys.: Conf. Ser, (2019)1190) 012016.
5. D. Danilov, O. Vyvenko, A. Loshachenko, N. Sobolev, Phys. Stat. Solidi A, (2019) 216, 1900327
6. D. Danilov, O.Vyvenko, A. Loshachenko, N. Sobolev. Phys. Stat. Solidi A (2022) 219, 2100662.

# Получение эпитаксиальных слоев GaP без антифазных доменов на подложках кремния

Д.Б. Богомолов, М.О. Петрушков, Д.С. Абрамкин, Е.А. Емельянов, М.А. Путятю, А.К. Гутаковский, В.В. Преображенский

ФГБУН Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова,

Новосибирск, 630090, пр. к. Лаврентьева, 13

тел.: +7 (383)333-19-67, эл. почта: [diman.bogomolow@gmail.com](mailto:diman.bogomolow@gmail.com)

DOI 10.34077/SILICON2022-31

Монолитная интеграция оптоэлектронных устройств на основе материалов  $A^{III}B^V$  в кремниевые микросхемы позволяет повысить эффективность работы вычислительных систем за счет передачи данных по оптическому каналу [1]. Одним из перспективных материалов для интеграции  $A^{III}B^V/Si$  является GaP в связи с небольшим рассогласованием постоянных решеток (около 0.35%). Несмотря на хорошее согласование параметров постоянной решетки материалов GaP и Si, при росте буферных слоев GaP/Si выявляются проблемы, связанные с переходом от неполярного материала к полярному. Нарушение порядка следования атомов в GaP из-за наличия моноатомных ступеней на поверхности Si приводит к формированию антифазных доменов (АФД). Влияние АФД на оптические свойства слоев  $A^{III}B^V$  часто проявляется в уменьшении интенсивности фотолюминесценции и уширении пиков спектра, в тоже время их роль в электрических свойствах отражается в значительном снижении подвижности электронов.

Традиционным методом борьбы с формированием АФД является использование подложек Si(001), отклоненных на  $4-6^\circ$  в направлении  $[-110]$  [2]. При отжиге таких подложек на поверхности формируется система двухатомных ступеней, что позволяет снизить плотность АФД в растущем слое GaP. Необходимо отметить, что реальные подложки кремния всегда имеют отклонения от ориентации и всевозможные дефекты поверхности. Кроме того, возможно образование трехмерных островков GaP на начальных стадиях роста GaP/Si. Все это приводит к образованию АФД в слоях GaP/Si. Для более эффективного подавления формирования АФД нами предложен новый подход, заключающийся в росте промежуточного слоя GaAs/Si и последующем росте GaP на GaAs/Si.

В работе исследовались гетероструктуры GaP/Si и GaP/GaAs/Si, в которых слой GaP выращивались в идентичных условиях. Полученные структуры были исследованы методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). Анализ темнопольных ПЭМ изображений показал наличие АФД в структуре GaP/Si и практически полное подавление АФД в структуре GaP/GaAs/Si. Таким образом, предложенный подход показал свою эффективность.

Оба типа гетероструктур были использованы для роста квантовых точек (КТ) GaAs в матрице GaP. Полученные структуры исследовались методом стационарной фотолюминесценции (ФЛ) при комнатной температуре. Из рис. 1. видно, что интегральная интенсивность ФЛ КТ GaAs, выращенных на слоях GaP/GaAs/Si более чем в 4 раза превосходит интегральную интенсивность ФЛ КТ, выращенных на слоях GaP/Si. Это указывает на заметное снижение концентрации дефектов, выступающих в роли центров безызлучательной рекомбинации, в структуре с промежуточным слоем GaAs.

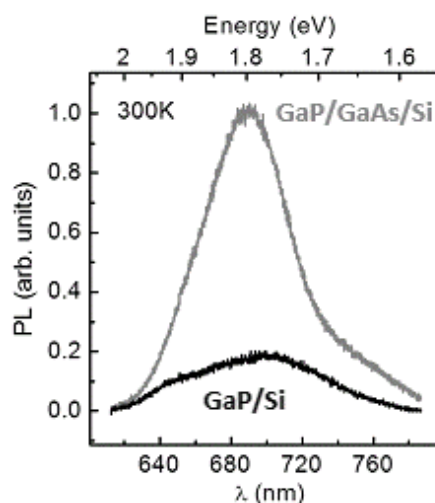


Рис. 1. Спектры ФЛ гетероструктур с КТ GaAs, выращенных на GaP/Si и GaP/GaAs/Si слоях.

## Литература

1. Chen Sun, et. al. // Nature. 2015. Т. 528. №. 7583. С. 534-538.
2. Ю.Б. Болховитянов, О.П. Пчеляков. // УФН. 2008. Т. 178. №. 5. С. 459-480.

# Механизмы влияния слоев LT-GaAs на систему пронизывающих дислокаций в гетероструктурах GaAs/Si(001)

М.О. Петрушков, Д.С. Абрамкин, М.А. Путьято, Е.А. Емельянов, А.В. Васев, А.К. Гутаковский, В.В. Преображенский

ФГБУН Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова,

Новосибирск, 630090, пр. к. Лаврентьева, 13

тел: +7 (383)333-19-67, эл. почта: [maikdi@isp.nsc.ru](mailto:maikdi@isp.nsc.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-32

Интеграция кремниевой электроники и светоизлучающей элементной базы на основе соединений  $A^{III}B^V$  открывает перспективу значительного ускорения обработки информации за счёт передачи данных по оптическому каналу [1]. Наиболее перспективной гетеропарой в ряду  $A^{III}B^V/Si$  является система GaAs/Si, позволяющая надеется на использование уже разработанных оптоэлектронных излучателей на основе GaAs гетероструктур. Ранее мы показали, что совместное применение дислокационных фильтров на основе слоев LT-GaAs, выращенных при 200°C, и циклических отжигов позволяет снизить плотность пронизывающих дислокаций (ПД) в приповерхностных слоях GaAs до  $5 \cdot 10^6 \text{ см}^{-2}$ , а концентрацию центров безызлучательной рекомбинации до уровня гомоэпитаксиальных структур GaAs при общей толщине слоев GaAs/Si до 2.4 мкм [2]. В данной работе исследуются механизмы влияния слоев LT-GaAs на систему ПД в гетероструктурах GaAs/Si(001).

Известно, что в системе LT-GaAs/GaAs существуют механические напряжения из-за наличия избыточного мышьяка в слоях LT-GaAs [3]. Эти напряжения способствуют изгибанию ПД на границе LT-GaAs/GaAs, аналогично действию напряжённых сверхрешёток. Кроме того, слой LT-GaAs является ограниченным источником вакансий галлия  $V_{Ga}$  [4], которые могут взаимодействовать с дислокациями.

Чтобы определить влияние  $V_{Ga}$ , было выращено два типа гетероструктур 1.1 мкм GaAs/700 нм LT-GaAs/600 нм GaAs/Si(001), отличающиеся условиями формирования верхнего слоя GaAs. Для структуры первого типа (I) температуру подложки после формирования слоя LT-GaAs постепенно повышали в процессе роста до 600°C в течение 10 мин. При этом вакансии  $V_{Ga}$ , генерирующиеся в LT-GaAs, диффундировали в верхние слои GaAs. Для структуры второго типа (II) после формирования слоя LT-GaAs проводили циклический отжиг с остановкой роста. В процессе отжига основная часть вакансий диффундировала на поверхность и аннигилировала с адатомами галлия, и дальнейший слой GaAs рос при низкой концентрации  $V_{Ga}$ . Также для оценки кристаллического качества гетероструктур I и II была выращена тестовая структура GaAs/GaAs. После роста все структуры подвергались процедуре циклического отжига. Выращенные структуры были исследованы методами спектроскопии фотолюминесценции (ФЛ) и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ).

Анализ низкотемпературных (11К) спектров ФЛ, измеренных в широком диапазоне длин волн до 3 мкм, показал наличие спектральных полос от гетероструктур GaAs/Si, связанных с  $V_{Ga}$ . По данным ПЭМ определено, что в структуре I с высокой концентрацией  $V_{Ga}$  плотность ПД в приповерхностных слоях варьируется в пределах  $10^6 \div 10^7 \text{ см}^{-2}$ , что более чем на порядок меньше, чем в структуре II с низкой концентрацией вакансий, где плотность ПД составляет  $6 \cdot 10^7 \div 4 \cdot 10^8 \text{ см}^{-2}$ .

Таким образом показано, что наличие  $V_{Ga}$  существенным образом влияет на поведение системы пронизывающих дислокаций как в процессе эпитаксии, так и в процессе циклических отжигов гетероструктур GaAs/Si.

Работа выполнена в рамках гранта № 075-15-2020-797 (13.1902.21.0024).

## Литература

1. Chen Sun et. al. // Nature. 2015. Т. 528. №. 7583. С. 534-538.
2. Абрамкин Д. С. и др. // Автометрия. 2018. Т. 54. №. 2. С. 85-92.
3. C.C. Phua et. al. // Jpn. J. Appl. Phys. 1994. Т. 33. №. 3B. С. L405.
4. Isao Ohbu et. al. // Jpn. J. Appl. Phys. 1992. Т. 31. №. 12A. С. L1647.

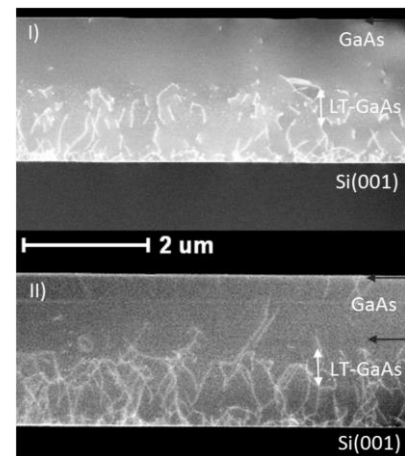


Рис. 1. ПЭМ изображения гетероструктур GaAs/Si со слоями LT-GaAs. Красными стрелками указаны места проведения циклических отжигов.



# Исследование электрофизических характеристик монокристаллического кремния при облучении потоком нейтронов

В.А. Варлачев, Ю. Му, В.В. Сохорева

Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск, 634050, Ленина, 30  
тел: +7 (923)433-67-69, эл. почта: [328745975@qq.com](mailto:328745975@qq.com)

DOI 10.34077/SILICON2022-33

Монокристаллический кремний широко используется в качестве базового материала современной полупроводниковой промышленности. На сегодняшний день наиболее современным методом получения легированного кремния является нейтронное трансмутационное легирование. Эта технология легла в основу разработки детектора нейтронов на основе монокристаллического кремния в лаборатории №33 ядерного реактора ИРТ-Т ТПУ. В работе изменение физических характеристик монокристаллического кремния, как детектора нейтронов в процессе эксплуатации, является предметом исследования.

В качестве объекта исследования в данном эксперименте были выбраны образцы монокристаллического Si, тип шайб и пластин. Кремниевые бездислокационные шайбы были подвержены нейтронному трансмутационному легированию в реакторе ИРТ-Т ТПУ. Также монокристаллические Si (шайбы и пластины) облучались потоком нейтронов на медицинском канале циклотрона Р-7М ТПУ при реакции  ${}^9\text{Be}(d,n)$ . Для исследования электрофизических характеристик монокристаллического Si были применены четырехзондовый и бесконтактный СВЧ методы. Результаты измерений представлены в таблицах.

Таблица 1. Изменение удельного электрического сопротивления и удельной проводимости кремния до и после облучения

№ Кремния	Удельное сопротивление, Ом м		Изменение удельной проводимости, Ом <sup>-1</sup> см <sup>-1</sup>
	До облучения	После облучения	
1 (шайба)	0,0592	0,0595	$8,52 \cdot 10^{-4}$
2 (шайба)	0,06335	0,0605	$-7,44 \cdot 10^{-3}$
3 (шайба)	0,05535	0,056	$2,10 \cdot 10^{-3}$
4 (шайба)	0,0523	0,060	$2,45 \cdot 10^{-2}$
11 (пластина)	114,9	217,65	$4,11 \cdot 10^{-5}$
12 (пластина)	108,45	181,65	$3,72 \cdot 10^{-5}$

Изменение удельной проводимости монокристаллического Si в результате облучения быстрыми нейтронами прямо пропорционально флюенсу этих нейтронов [1]. Результаты в таблице 1 показывают, что поток нейтронов, образующийся в результате реакции  ${}^9\text{Be}(d,n)$ , имеет разные флюенсы нейтронов при разных углах выхода, и следовательно, можно использовать монокристаллический Si для диагностики и контроля за нейтронными потоками на терапевтическом канале циклотрона при облучении онкобольных.

Таблица 2. Результаты измерения времени жизни носителей кремния до и после облучения

№ Кремния	Время жизни носителей, мкс	
	До облучения	После облучения
1 (шайба)	490	450
3 (шайба)	465	400
11 (пластина)	395	350
12 (пластина)	404	425

Некоторые фундаментальные исследования [2] показывают, что на снижение времени жизни носителей, в основном, влияют микроскопические дислокационные петли и скопления междоузельных атомов. Поэтому в результате нейтронного облучения в Si образуются дефектные структуры, представляющие собой вакансии, междоузельные атомы, а также скопления междоузельных атомов.

## Литература

1. В.А. Варлачев, Е.С. Солодовников. Детектор быстрых нейтронов на основе монокристаллического кремния // Приборы и техника эксперимента. – 2008. – Вып. 2. – С. 17–20.
2. P.M. Petroff, A.J.R. De Kock // J. Crystal Growth. 1975. Vol 30. P. 117-124.

Н.А. Ярыкин

Институт проблем технологии микроэлектроники РАН,  
Черноголовка, 142432, ул. Академика Осипьяна, 6  
тел: +7 (096)524-40-92, эл. почта: [nay@iptm.ru](mailto:nay@iptm.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-34

Медь и никель – важные примеси в кремнии, которые обладают высоким коэффициентом диффузии и могут быть ненамеренно введены в пластины в процессе многих технологических обработок. Такое загрязнение приводит к понижению времени жизни неосновных носителей заряда, а преципитаты этих примесей могут полностью нарушить работоспособность электронных приборов. В настоящем докладе представлены последние результаты по низкотемпературному формированию медь- и никель-содержащих комплексов точечных дефектов. Эти данные представляют интерес для более глубокого понимания начальных стадий формирования преципитатов.

Результаты, представленные в докладе, получены, в основном, методами нестационарной емкостной спектроскопии глубоких уровней (DLTS и LaDLTS). Медь и никель вводились как высокотемпературной диффузией, так и при околокомнатных температурах. В последнем случае проникновение примесей в кристалл стимулировалось химическим травлением в загрязненных кислотных или щелочных растворах. Кроме того, для создания центров комплексообразования использовалось облучение быстрыми электронами.

Основное содержание доклада можно сформулировать следующим образом:

- Изолированные атомы  $Cu_s$  и  $Ni_s$  нестабильны в *реальных* кристаллах при комнатной температуре на временной шкале порядка года [1]. В  $Si\langle Cu \rangle$  устойчивое состояние соответствует электрически и оптически активному центру  $Cu_{PL}$ , включающему четыре атома меди. Глубокие уровни отсутствуют после длительного хранения кристаллов  $Si\langle Ni \rangle$ . Спектр глубоких уровней изолированных атомов замещения восстанавливается отжигами при 350–600°C. Обсуждаются свойства латентных форм примесей.
- Растворенная межузельная медь ( $Cu_i$ ) может быть переведена в электрически активное узельное ( $Cu_s$ ) положение путем создания вакансий электронным облучением при комнатной температуре [2]. Приводятся оценки эффективности данной реакции в кристаллах, выращенных по методу Чохральского и бестигельной зонной плавкой, с различным уровнем загрязнения.
- Химическое травление в чистом кислотном растворе кристаллов с  $Cu_s$  центрами приводит к появлению подвижных  $Cu_i$  частиц, в результате чего в приповерхностной области формируются  $Cu_sCu_i$  пары. Это явление происходит аналогичным образом независимо от способа создания  $Cu_s$ : диффузией при высокой температуре или путем электронного облучения. Обсуждаются возможные механизмы генерации  $Cu_i$  [1].
- Введение подвижных  $Ni_i$  частиц при комнатной температуре в кремний n- и p-типа с  $Cu_s$  центрами изменяет спектр глубоких уровней на глубину десятков микрометров и формирует новые электрически активные  $Cu-Ni$  комплексы. Эти комплексы нестабильны при комнатной температуре и в результате взаимодействия с подвижными частицами преобразуются в дефект, донорный и акцепторный уровни которого близки к соответствующим уровням  $Ni_s$ . Отсутствие второго акцепторного уровня  $Ni_s$  указывает на декорирование дефекта атомами межузельных примесей [3,4].

### Литература

1. T.M. Vincent *et al.*, J. Appl. Phys. 127, 085704 (2020).
2. N. Yarykin, J. Weber, Solid State Phenomena 242, 308 (2016).
3. N. Yarykin, J. Weber, Phys. Status Solidi A 216, 1900304 (2019).
4. N. Yarykin, J. Weber, Phys. Status Solidi A 218, 2100135 (2021).

## Процессы на поверхности кремния: от исследования диффузии атомов до управления макрорельефом

Д.И. Рогило<sup>1</sup>, С.В. Ситников<sup>1</sup>, А.С. Петров<sup>1,2</sup>, С.А. Пономарев<sup>1</sup>, Е.Е. Родякина<sup>1</sup>, Л.И. Федина<sup>1</sup>,  
Д.В. Щеглов<sup>1</sup>, А.В. Латышев<sup>1</sup>

<sup>1</sup> ФГБУН Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова,  
Новосибирск, 630090, пр. к. Лаврентьева, 13

<sup>2</sup> Новосибирский государственный университет, Новосибирск, 630090, ул. Пирогова, 2  
тел: +7 (383)330-91-49, эл. почта: [rogilo@isp.nsc.ru](mailto:rogilo@isp.nsc.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-35

Кремний является одной из важнейших подложек для выращивания полупроводниковых наноструктур, критические размеры которых приближаются к 1 нм. В связи с этим возрастает важность совершенства структуры и морфологии поверхности и границ раздела, а атомные ступени и поверхностные фазы становятся существенными объектами инженерии поверхности. Кроме того, принятие в 2019 году постоянной решётки кремния в качестве вторичной реализации эталона метра СИ усиливает актуальность исследования физики атомных процессов на поверхности кремния с целью разработки методов создания на его основе материальных образцов (тест-объектов) для калибровки измерительных приборов, особенно востребованной в нано- и субнанометровом диапазоне.

В докладе представлены результаты недавних исследований структурно-морфологических трансформаций поверхностей Si(111) и Si(100) с использованием метода *in situ* сверхвысоковакуумной отражательной электронной микроскопии при высокотемпературном отжиге образцов с сингулярной и вицинальной поверхностью. Рассматриваются процессы поверхностной диффузии и сублимации кремния, эшелонирования атомных ступеней и формирования экстремально широких террас. Показано, что коэффициент поверхностной диффузии на поверхности Si(111) существенно зависит от концентрации атомов в адсорбционном слое. Продемонстрировано, что осаждение кремния на поверхность Si(111) с системой концентрических атомных ступеней со скоростью, компенсирующей сублимационный поток кремния, позволяет создавать экстремально широкие террасы диаметром более 200 мкм, применимые в качестве мер плоскостности ангстремного диапазона и зеркал с субангстремной шероховатостью. Высокотемпературный отжиг образцов, содержащих в пределах таких экстремально широких террас вытравленное углубление с вертикальными стенками, позволил за счёт поверхностной электромиграции сформировать макроступени, состоящие из счётного количества моноатомных ступеней и разделяющие широкие (>10 мкм) параллельные террасы, пригодные для проведения измерений не только зондовыми, но и оптическими методами. Показано, что такие образцы применимы в качестве мер высоты, точность которых привязана к кремниевому стандарту линейных размеров.

Исследованы процессы, происходящие на поверхности Si(111) при осаждении кремния, германия, олова, кислорода и селена. Обсуждаются процессы диффузии примесно-индуцированных кластеров и молекул, электромиграции примесных атомов, формирования доменов поверхностных фаз, а также существенное влияние данных процессов на поверхностный массоперенос и трансформацию морфологии поверхности. Показано, что германий-кремниевые и кремниевые нанокластеры являются доминирующими частицами, обеспечивающими массоперенос на поверхности Si(111)-7×7 при эпитаксиальном росте соответственно Ge (при  $T > 500^\circ\text{C}$ ) и Si (при  $T > 600^\circ\text{C}$ ) с энергиями активации 1.3–1.4 эВ и 2 эВ. В результате *in situ* экспериментов визуализированы структурные переходы, сопровождающие перераспределение олова на поверхности Si(111), обусловленное действием электрического поля на адсорбированные атомы Sn, для которых получена оценка величины положительного эффективного заряда ( $\geq 0.001 \cdot e$ ). Обнаружено, что рост Si на широких террасах поверхности Si(111)-7×7 происходит по многослойному механизму. Показано, что энергетические барьеры для удаления сверхструктуры 7×7 являются причиной развития трёх типов морфологической неустойчивости сингулярной поверхности Si(111) в процессе роста Si. Обнаружено, что травление сингулярной поверхности Si(111) кислородом приводит к медленному развитию многослойной морфологии, однако травление селеном сохраняет планарную морфологию поверхности. Показано, что эффективная поверхностная диффузия адатомов травителя (селена, в отличие от кислорода) обеспечивает высокую морфологическую стабильность сингулярной поверхности Si(111) в процессе травления.

## Сближение ступеней на поверхности Si(100): эксперимент и моделирование

Ю.Ю. Эрвье<sup>1</sup>, М.Ю. Есин<sup>2</sup>, А.С. Дерябин<sup>2</sup>, А.В. Колесников<sup>2</sup>, С.А. Тийс<sup>2</sup>, А.И. Никифоров<sup>2</sup>

<sup>1</sup> *Национальный исследовательский Томский государственный университет,*

*Томск, 634050, пр. Ленина, 36*

<sup>2</sup> *ФГБУН Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова,*

*Новосибирск, 630090, пр. Лаврентьева, 13*

*эл. почта: [eryve@mail.tsu.ru](mailto:eryve@mail.tsu.ru)*

DOI 10.34077/SILICON2022-36

Термодинамически выгодным состоянием поверхности Si(100) при относительно малых углах разориентации относительно сингулярной грани и высоких температурах является двухдоменная поверхность с чередующимися равноудаленными моноатомными ступенями А и В типа [1]. Однако при эпитаксиальном росте в системах МЛЭ наблюдается сближение А и В ступеней, приводящее, при определенных условиях, к формированию сдвоенных ступеней [2]. Минимальная ширина А-террасы, достигаемая при сближении, определяется балансом потока атомов, поступающих в ступени из молекулярного пучка, и обменного потока атомов между ступенями, возникающего вследствие упругого отталкивания между ними.

Согласно кинетической модели [3], минимальная ширина А-террасы должна увеличиваться с увеличением температуры и с уменьшением скорости роста, стремясь к значению, определяемому углом разориентации. Исследования динамики ступеней методом дифракции быстрых электронов (ДБЭ) подтверждают выводы работы [3]. Так, представленные на рис. 1 временные зависимости интенсивностей рефлекса ДБЭ  $I_{1 \times 2}$  демонстрируют уменьшение интенсивности со временем с выходом на стационарное значение. При этом разность начального и стационарного значений существенно уменьшается при увеличении температуры в пределах 50 градусов. Данный эффект можно трактовать как увеличение стационарной ширины А-террасы, ведущее к выравниванию расстояний между ступенями. Уменьшение разности интенсивностей рефлекса ДБЭ  $I_{1 \times 2}$  наблюдается и при уменьшении скорости роста при фиксированной температуре. В этом случае, как и при увеличении температуры, уменьшается пересыщение в адслое и рост происходит в условиях более близких к равновесию, когда существенно упругое отталкивание ступеней.

В целом, в результате проведенных исследований получена немонотонная (с максимумом) зависимость разности интенсивностей рефлекса ДБЭ  $I_{1 \times 2}$  от температуры в диапазоне 550-800°C. Сопоставление данной зависимости с зависимостями, полученными теоретически с использованием модели [3] и модели [4], учитывающей эффект проницаемости А-ступени, указывает на соответствие теории эксперименту.

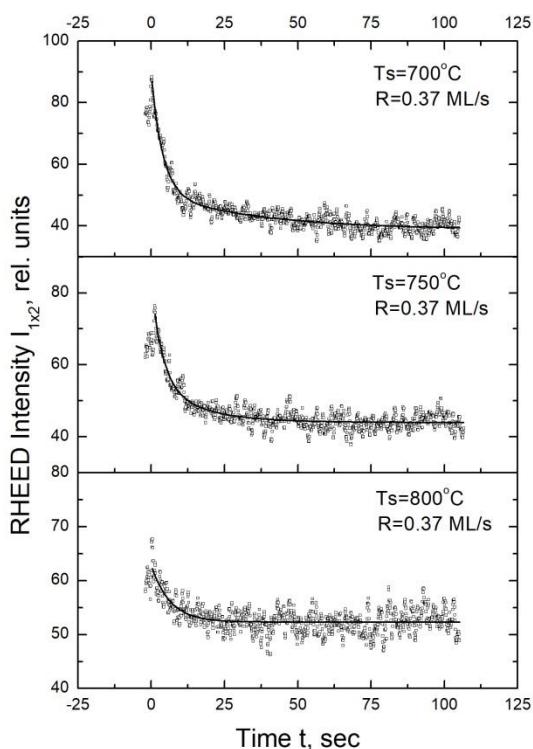


Рис.1. Временные зависимости интенсивностей рефлекса ДБЭ  $I_{1 \times 2}$  при угле разориентации  $0.1^\circ$  и скорости роста 0.37 МС/с.

### Литература

1. O.L. Alerhand et al. // *Phys. Rev. Lett.* 1990. V. 64. P. 2406-2410.
2. A.J. Hoeven et al. // *Phys. Rev. Lett.* 1989. V. 63. P. 1830-1832.
3. W. Hong, Z. Zhang, Z. Suo. // *Phys. Rev. B.* 2006. V. 74. P. 235318.
4. Ю.Ю. Эрвье // *Изв. вузов. Физика.* 2020. Т. 63. № 6. С. 3-7.

## Влияние рельефа поверхности Si(001) на зарождение квантовых точек Ge

Л.В. Арапкина, К.В. Чиж, В.П. Дубков, М.С. Сторожевых, В.А. Юрьев

ФГБУН ФИЦ Институт общей физики им. А.М. Прохорова Российской академии наук,

Москва, 119991, ул.Вавилова, 38

тел: +7 (499) 5038777, эл. почта: [arapkina@kapella.gpi.ru](mailto:arapkina@kapella.gpi.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-37

Структура поверхности слоев Ge, формирующаяся во время роста массивов квантовых точек, исследовалась методами СТМ и RHEED. Для изготовления образцов использовался метод молекулярно-лучевой эпитаксии. Исследования методом СТМ проводились при комнатной температуре, а передача образцов из ростовой камеры для СТМ исследований происходила без выноса их из условий сверхвысокого вакуума. Слои Ge толщиной до  $9\text{ \AA}$  наносились при температурах  $360^\circ\text{C}$  или  $650^\circ\text{C}$  на поверхности слоев Si/Si (001), выращенных при  $360^\circ\text{C}$  или  $650^\circ\text{C}$ . Слои Si/Si (001), выращенные при  $650^\circ\text{C}$ , имели гладкую поверхность, образованную широкими террасами, разделенными моноатомными ступенями, а при  $360^\circ\text{C}$  – структуру с макроостровками высотой более 2 монослоев (ML) и с максимальным углом наклона склонов  $\sim 2^\circ$ . На Рис.1 представлены СТМ изображения  $6\text{ \AA}$  Ge слоев ( $360^\circ\text{C}$ ). При росте на гладкой поверхности Si/Si (001) (Рис. 1а) происходит формирование hut-кластеров Ge по механизму роста Странского-Крастанова, т.е. в два этапа. Сначала формируется смачивающий слой (WL), поверхностная энергия которого уменьшается с увеличением его толщины, при этом происходит увеличение упругих напряжений в WL, вызванных рассогласованием параметров решетки Si и Ge. После достижения критической толщины WL, уменьшение полной энергии происходит за счет релаксации упругих напряжений, что сопровождается формированием и ростом hut-кластеров Ge [1]. При росте на шероховатой поверхности Si/Si (001) концентрация и размер hut-кластеров Ge уменьшились и появились структуры в форме “недостроенных” кластеров (2 на Рис.1) и отдельных плоскостей  $\{105\}$  (1 на Рис.1), относящиеся к смачивающему слою. При увеличении толщины слоев Ge до  $9\text{ \AA}$  они уже не наблюдались. Формирование отдельных плоскостей  $\{105\}$  приводит к уменьшению поверхностной энергии Ge WL, т.е. относится к процессу роста смачивающего слоя. Связано это со островковой структурой поверхности Si/Si (001), которая влияет на рельеф WL и способствует формированию неоднородного распределения его толщины.

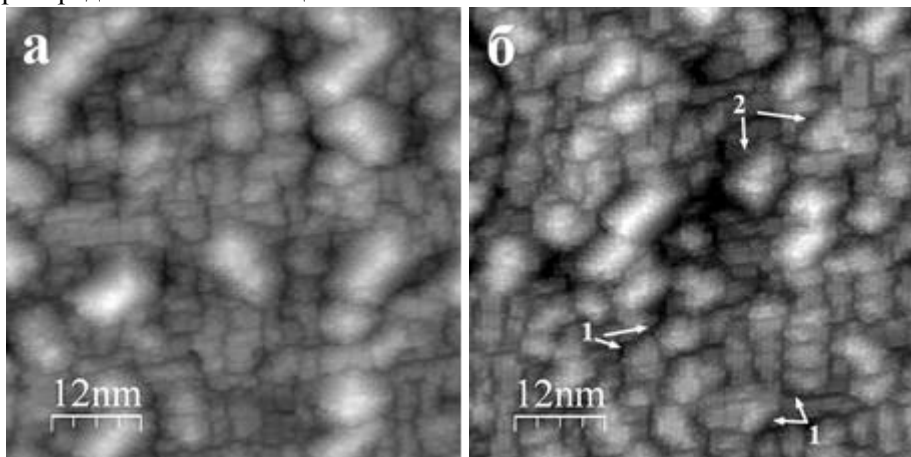


Рис.1 СТМ изображения поверхности  $6\text{ \AA}$  пленки Ge, выращенной на Si/Si (001) с (а) гладкой и (б) шероховатой поверхностью.

### Литература

1. X.L. Li et al. // Progress in Materials Science. 2014. Vol.64. P.121.

# Влияние параметров ориентации зерен на механизм образования множественных двойников и генерацию дислокаций

А.Г. Чуешова<sup>1</sup>, С.М. Пещерова<sup>1</sup>, М.А. Хорошева<sup>2</sup>, Е.Б. Якимов<sup>4</sup>, О.В. Феклисова<sup>4</sup>, Л.К. Довченко<sup>1</sup>, Л.И. Федина<sup>3</sup>

<sup>1</sup> Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт геохимии им. А.П. Виноградова СО РАН, г. Иркутск, Россия, a.chueshova@igc.irk.ru

<sup>2</sup> Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики твердого тела имени Ю.А. Осипьяна Российской академии наук, г. Черноголовка, Россия

<sup>3</sup> Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН, г. Новосибирск, Россия

<sup>4</sup> Институт проблем технологии микроэлектроники и особо чистых материалов, РАН, г. Черноголовка, Россия

DOI 10.34077/SILICON2022-38

Качество поликристаллических полупроводников зависит от кристаллического совершенства зёрен и электронных свойств их границ. Важнейшими параметрами, определяющими объёмные свойства полупроводника, являются кристаллографическая ориентация зёрен и плотность дислокаций в них, тип границ (малоугловые, случайные, специальные). Как известно, геометрически необходимые дислокации играют важную роль в формировании поликристаллической структуры, однако, в кремнии их наблюдали после отжига и механической деформации [1].

Роль геометрически необходимых дислокаций (ГНД) была установлена в поликристаллическом кремнии после его очистки методом направленной кристаллизации. Определено, что при достижении достаточной плотности ГНД увеличивается размер зерна, происходит образование малоугловых границ, обуславливающих появление границ двойникования и, как следствие, новых зёрен с ориентацией, удовлетворяющее такому условию соотношения систем скольжения дислокаций при котором происходит активация их минимально возможного количества. Поскольку границы двойникования являются эффективными барьерами для систем дислокаций [2], их плоскость определяется системами скольжений соседних зёрен и может быть определена из их соотношений. На Рис. 1 представлены модели плоскости границ двойникования первого порядка ( $\Sigma 3$ ), образованные зёрнами с высокой плотностью ГНД. Изменения параметров ориентации этих зёрен в процессе направленной кристаллизации и присутствие дислокаций в плоскости границ приводит к стабилизации структуры плоскости границ и перестройке систем скольжения дислокаций. Повторный анализ дифракции обратно-рассеянных электронов (EBSD), проведённый после селективного травления, показал изменения параметров ориентации зёрен относительно направления кристаллизации таким образом, чтобы угол отклонения элементарной ячейки относительно ориентации [001] был минимальным. Плоскость границы  $\Sigma 3$  имеет более совершенную структуру (Рис. 1а) после смены ориентации зерна [114] на [001]. В случае изменения ориентаций двух зёрен (Рис. 1 в, г), образующих границу, с [436] на [223] и с [013] на [103] наиболее совершенной структурой обладает граница двойникования с индексами Миллера образующих её зёрен [223] и [103]. Локальные нарушения структуры плоскости границ вызваны присутствием в них геометрически необходимых дислокаций.

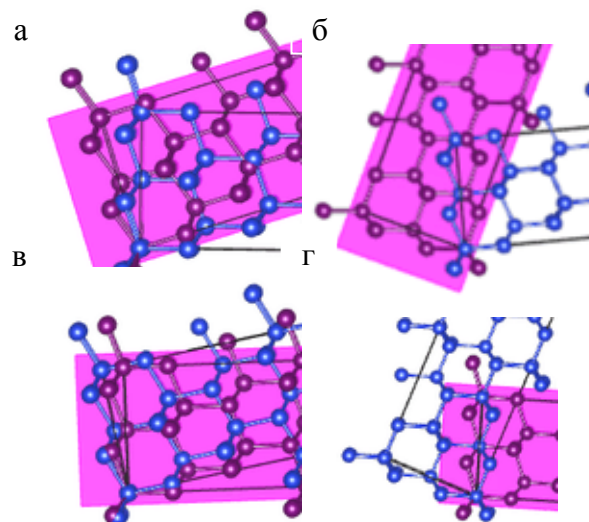


Рис. 1. Модель плоскости границы  $\Sigma 3$ , образованной зёрнами: а – [224] и [114], б – [224] и [001]; в – [436] и [013]; г – [223] и [103].

## Литература

1. Wu M. et al. Microstructural evolution of mechanically deformed polycrystalline silicon for kerfless photovoltaics //physica status solidi (a). – 2019. – Т. 216. – №. 10. – С. 1800578
2. Grilli, N., Cocks, A. C., & Tarleton, E. (2022). Modelling the nucleation and propagation of cracks at twin boundaries. International Journal of Fracture, 233(1), 17-38.

# Повышенный массоперенос на поверхности Si(111) при формировании примесной реконструкции ( $\sqrt{3}\times\sqrt{3}$ )-Sn

А.С. Петров<sup>1,2</sup>, Д.И. Рогило<sup>1</sup>, Д.В. Щеглов<sup>1</sup>, А.В. Латышев<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup> ФГБУН Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова,  
Новосибирск, 630090, пр. к. Лаврентьева, 13

<sup>2</sup> Новосибирский государственный университет, Новосибирск, 630090, ул. Пирогова, 2  
тел: +7 (383)330-90-82, эл. почта: [alexey\\_petrov@isp.nsc.ru](mailto:alexey_petrov@isp.nsc.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-39

Адсорбция на поверхности Si(111)-(7×7) до 1/3 МС Sn (1 МС =  $7.8\times 10^{14}$  атомов/см<sup>2</sup>) приводит к образованию примесно-индуцированной реконструкции ( $\sqrt{3}\times\sqrt{3}$ )-Sn [1], являющейся базовой системой для изучения фазового перехода металл–диэлектрик [2] и спин-орбитального взаимодействия в двумерной Моттовской фазе [3]. Также, слой Sn, формирующий реконструкцию  $\sqrt{3}$ -Sn, применяется в качестве сурфактанта для эпитаксиальных систем Si/Si [4] и Ge/Si [5]. Ранее

нами было показано, что формирование данной реконструкции может сопровождаться смещением атомных ступеней [6], что указывает на значительное изменение концентрации атомов Si на террасах, что в свою очередь может сказаться как на свойствах формируемого металлического покрытия, так и на процессах зарождения при последующем эпитаксиальном росте.

В данной работе методами *in situ* сверхвысоковакуумной отражательной электронной микроскопии (СВВ ОЭМ) и *ex situ* атомно-силовой микроскопии (АСМ) проведён анализ массопереноса Si на поверхности Si(111), индуцируемый формированием реконструкции  $\sqrt{3}$ -Sn при  $T = 600\text{--}800^\circ\text{C}$ . При  $T < 650^\circ\text{C}$  осаждение Sn приводит к адсорбции на поверхности Si(111) покрытия в 0,08 МС Si, появляющегося после перестроения атомов Si к объёмной структуре (1×1) под реконструкцией  $\sqrt{3}$ -Sn. При ширине террас  $< 1$  мкм появившимся в адсорбционном слое дополнительным атомам Si хватает длины миграции чтобы достичь края ступени и встроится в неё, тогда как при ширине террас  $> 1$  мкм происходит зарождение двумерных островков Si. При  $T > 650^\circ\text{C}$ , адатомы Si, присутствующие на поверхности, участвуют в формировании реконструкции  $\sqrt{3}$ -Sn, уменьшая содержание Sn в ней. Резкое уменьшение концентрации адатомов Si на поверхности приводит к эмиссии атомов Si из ступеней, которые смещаются при этом в сторону вышележащих террас (Рис. 1а–б). Эмитированные ступенями

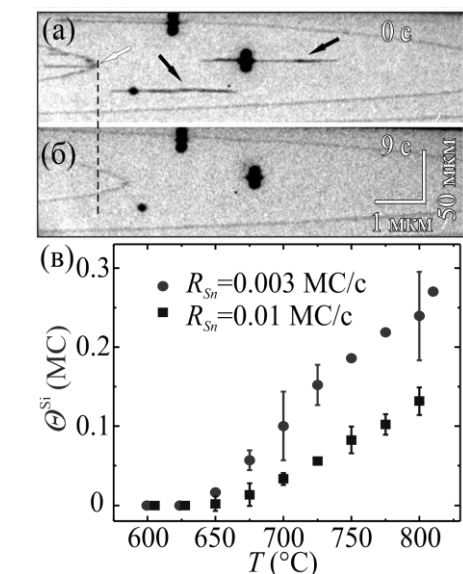


Рис. 1. ОЭМ изображения поверхности Si(111) до (а) и после (б) сверхструктурного перехода  $(7\times 7) \Rightarrow \sqrt{3}\text{-Sn}$ , индуцированного осаждением Sn при  $800^\circ\text{C}$ . (в) Величина покрытия Si, выходящего из ступеней на террасы при различных  $R$  и  $T$  осаждения Sn.

атомы Si также в дальнейшем участвуют в формировании структуры  $\sqrt{3}$ -Sn. Измерена зависимость  $\theta_{Si}(T, R)$  количества Si эмитируемого ступенями при осаждении Sn (Рис. 1в). Увеличение температуры приводит к увеличению смещения ступеней и, следовательно, к увеличению доли атомов Si в реконструкции  $\sqrt{3}$ -Sn, которая меняет свойства от металлической к полупроводниковой. В свою очередь, увеличение внешнего потока Sn приводит к сокращению времени формирования реконструкции  $\sqrt{3}$ -Sn и уменьшению доли атомов Si в ней так как поток атомов Si из ступеней при этом не изменяется. Изменяя температуру подложки и скорость осаждения Sn в ходе структурного перехода  $(7\times 7) \Rightarrow \sqrt{3}\text{-Sn}$  можно управлять массопереносом адсорбирующихся покрытий Si, что позволяет контролировать морфологию поверхности Si(111) и варьировать свойства реконструкции  $\sqrt{3}$ -Sn от металлических к полупроводниковым.

## Литература

1. Т. Ichikawa // Surf. Sci. 1984. Vol.140. P.37–63.
2. M. Zahedifar et al. // Phys. Rev. B. 2019. Vol. 100. P.1–8.
3. M. Jäger et al. // Phys. Rev. B. 2018. Vol. 98. P.165422.
4. S. Iwanari et al. // Thin Solid Films. 1992. Vol.119. P.229–240.
5. A.E. Dolbak et al. // Cent. Eur. J. Phys. 2008. Vol.6. P.634–637.
6. D.I. Rogilo et al. // Crystallogr. Reports. 2021. Vol.66. P.570–580.

# Примесный ферромагнетизм Si:P вблизи фазового перехода изолятор-металл

А.И. Вейнгер<sup>1</sup>, А.Г. Забродский<sup>1</sup>, П.В. Семенихин<sup>1</sup>

<sup>1</sup>ФТИ им. А.Ф.Иоффе, Санкт-Петербург, 194021, Политехническая ул., 26

тел.: +7 (921)931-20-18, эл. почта: [psemenikhin@mail.ioffe.ru](mailto:psemenikhin@mail.ioffe.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-40

В направлении развернувшегося в мире поиска так называемого “d0”-магнетизма, не связанного с примесями переходных металлов, обнаружены и исследованы эффекты проявления слабого ферромагнетизма при намагничивании примесной спиновой системы Si:P вблизи концентрационного фазового перехода изолятор – металл (ИМ) при гелиевых температурах. Для определения спиновой составляющей намагниченности из измеренных СКВИДом значений полной намагниченности образцов вычитался диамагнитный вклад, линейный по полю. Установлено, что поведение спиновой системы в магнитном поле сопровождается характерными для ферромагнетизма эффектами: сильной нелинейностью кривой намагничивания и её насыщением в полях порядка нескольких кЭ, а также петель гистерезиса при перемагничивании (Рис. 1) [1]. Как оказалось, эффекты намагничивания резко убывают при уменьшении концентрации доноров фосфора и удалении от точки фазового перехода ИМ. Эти проявления, однако, значительно усиливаются при умеренной (близкой к половинной) степени компенсации Si:P акцепторными примесями (бора).

Полученные результаты свидетельствуют об образовании в критической области фазового перехода ИМ в Si:P при низких температурах, наряду с синглетными, триплетных состояний пар обменно-связанных спинов (ферромагнитной фазы спинового стекла) [2], чему в значительной степени способствует умеренная компенсация. Для компенсированного, на 50% образца температура Кюри оказывается около 40 К. Для случая, иллюстрируемого рис.1, концентрация ферромагнитной фазы составляет 14 % от концентрации нейтральных доноров. Эта концентрация резко уменьшается при удалении от точки перехода ИМ в глубь изолятора, а также при переходе к некомпенсированному материалу.

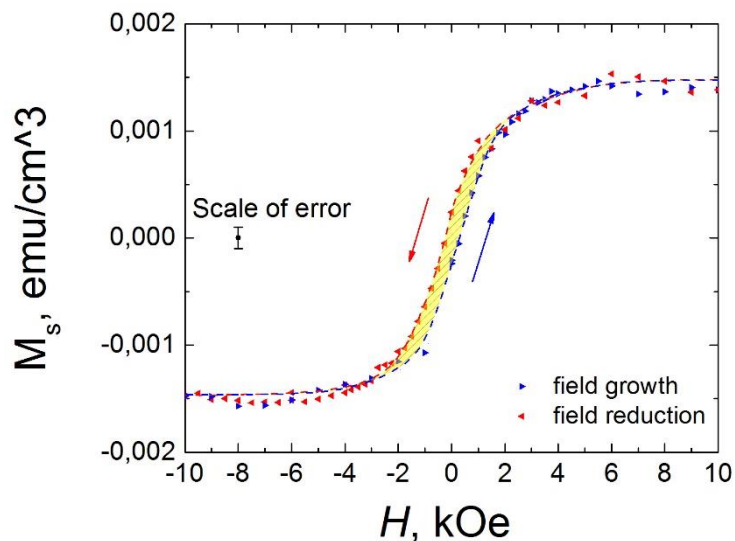


Рис.1. Магнитополевая зависимость спиновой намагниченности образца Si:P с концентрацией фосфора  $3 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$ , компенсированного на 50% бором при температуре 5 К.

## Литература

1. А.И. Вейнгер, А.Г. Забродский, Э. Лахдеранта, П.В. Семенихин // Письма в ЖЭТФ. 2022. Т.115, вып.11, С.730 – 735.
2. A. G. Zabrodskii, A. I. Veinger, P. V. Semenikhin // Appl. Magn. Res. 2020. V. 51, P.327-347.



## Атомарный слой дисицида никеля на поверхности и в объеме кремния

Л.В. Бондаренко<sup>1</sup>, А.Ю. Тупчая<sup>1</sup>, Ю.Е. Вековшинин<sup>1,2</sup>, Д.А. Олянич<sup>1</sup>, А.В. Матецкий<sup>1</sup>,  
Н.В. Денисов<sup>1</sup>, С.В. Еремеев<sup>3,4</sup>, А.Н. Михалюк<sup>1,2</sup>, Ю.П. Иванов<sup>1,2,5</sup>, Д.В. Грузнев<sup>1</sup>, А.В. Зотов<sup>1</sup>,  
А.А. Саранин<sup>1</sup>

<sup>1</sup> ФГБУН Институт автоматики и процессов управления,

Владивосток, 690041, улица Радио, дом 5

<sup>2</sup> Дальневосточный федеральный университет, Владивосток, 690922, о. Русский, п. Аякс, 10.

<sup>3</sup> Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, 634021 Томск, Россия

<sup>4</sup> Томский государственный университет, 634050 Томск, Россия

<sup>5</sup> Кембриджский университет, Кембридж CB3 0FS, Великобритания

тел.: +7 9024882095, эл. почта: [bondarenko@dvo.ru](mailto:bondarenko@dvo.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-41

Одиночные монослои различных материалов (например, графена, силицена, висмутена, плюмбена и др.) в последнее время стали интересными и перспективными объектами современной физики конденсированного состояния и нанотехнологий. Однако выращивание монослоя неслоистого материала по-прежнему является сложной задачей. В докладе будет показано, что одиночный монослой  $\text{NiSi}_2$  может быть сформирован на поверхности  $\text{Si}(111)$ , путем его стабилизации монослоями  $\text{Tl}$ ,  $\text{Pb}$  или  $\text{In}$  [1,2]. Так, было обнаружено, что атомы никеля интеркалируют через стабилизирующие металлические слои при осаждении и располагаются в междоузлиях внутри первого двойного слоя объемоподобной поверхности  $\text{Si}(111)1 \times 1$ . Такое расположение атомов  $\text{Ni}$  практически идеально совпадает с расположением атомов  $\text{Ni}$  в объеме кристалла  $\text{NiSi}_2$ , образуя таким образом одиночный слой  $\text{NiSi}_2$  на поверхности кремния. В докладе будут представлены результаты исследования атомной и электронной структуры таких систем с помощью ряда экспериментальных методик, включая дифракцию медленных электронов, сканирующую туннельную микроскопию, фотоэмиссионную спектроскопию с угловым разрешением, а также расчеты из первых принципов на основе теории функционала плотности. Качество сформированного одиночного монослоя  $\text{NiSi}_2$  было дополнительно подтверждено четырехзондовыми транспортными измерениями *in situ*, которые показали, что одиночный монослой  $\text{NiSi}_2$  сохраняет проводимость металлического типа вплоть до 2,0 К. Кроме того, было обнаружено [3], что атомарный слой дисицида никеля можно встроить кристаллическую матрицу  $\text{Si}$ , используя дополнительную адсорбцию пленки кремния при комнатной температуре на поверхностный слой  $\text{NiSi}_2$ , стабилизированный атомами  $\text{Tl}$ . Ограничение слоя  $\text{NiSi}_2$  одной атомной плоскостью было непосредственно подтверждено просвечивающей электронной микроскопией высокого разрешения (рис. 1).

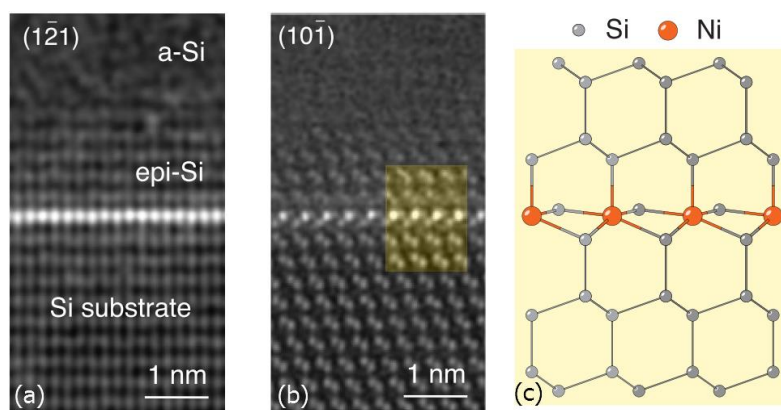


Рис. 1. (a) и (b) изображения сформированной дельта-структуры  $\text{Si}/\text{NiSi}_2/\text{Si}(111)$  просвечивающей электронной микроскопией высокого разрешения. (c) – шаростержневая модель дельта-слоя  $\text{NiSi}_2$ .

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 19-12-00101, <https://rscf.ru/project/19-12-00101/>.

### Литература

1. L.V. Bondarenko, et al. 2D Materials 7 (2020) 025009.
2. L.V. Bondarenko et al. Surface Science 716 (2022) 121966.
3. L.V. Bondarenko et al., ACS Nano 15, 12 (2021) 19357-19363.

## Модификация поверхности и распыление кремния при бомбардировке ионами $C_{60}$

П.А. Карасев<sup>1</sup>, К.П. Карасев<sup>2</sup>, Д.А. Стрижкин<sup>1</sup>, Е.Д. Федоренко<sup>1</sup>, В.Е. Пуха<sup>3</sup>, А.И. Титов<sup>1</sup>

<sup>1</sup> С-Петербургский Политехнический университет Петра Великого, С-Петербург, 195251

<sup>2</sup> С-Петербургский Академический университет им. Ж.И. Алфёрова, С-Петербург, 195251

<sup>3</sup> Институт Проблем Химической Физики РАН, Черноголовка, 142432

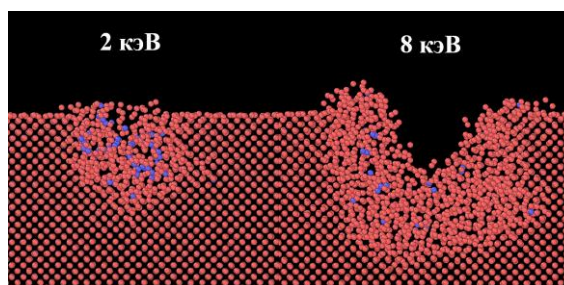
эл. почта: [platon.karaseov@spbstu.ru](mailto:platon.karaseov@spbstu.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-42

Бомбардировка поверхности кремния ускоренными ионами фуллерена  $C_{60}^+$  может быть использована, как при проведении анализа методом вторичной ионной масс-спектрометрии, так и для получения тонких углеродных пленок на его поверхности. Экспериментально показано, что параметры облучения, такие как температура мишени, энергия и плотность потока ионов оказывают определяющее влияние на результат. Известно, что процессы, происходящие на поверхности мишени при попадании на нее кластера, состоящего из большого числа атомов, существенно отличаются от таковых при падении одиночных ионов. Исследовать происходящее при торможении компонентов иона развитие и термализацию каскада смещений прямыми экспериментальными методами невозможно, поскольку не существует приборов с достаточным временным и пространственным разрешением. Можно использовать метод молекулярно-динамического моделирования.

Экспериментально обнаружено, что при малых флюенсах (эквивалентных падению монослоя молекул  $C_{60}$ ) наблюдается некоторое увеличение шероховатости поверхности кремниевой мишени. Спектры РФЭС показывают формирование связей карбида кремния с ростом дозы проявляется зависимость процессов от температуры подложки и энергии ионов. При бомбардировке ионами с энергией 8 кэВ и температуре ниже 250°C наблюдается распыление подложки, а с повышением температуры до 300°C и выше начинается рост углеродной пленки.

Моделирование проводилось с использованием программы LAMMPS. Межатомные взаимодействия для пар атомов (C-C) определялись потенциалом AIREBO, для оставшихся пар (C-Si, Si-Si) был использован потенциал Терсоффа в комбинации с потенциалом Зиглера-Бирзака-Литтмарка (ZBL). Над открытой поверхностью (100) монокристалла Si размером  $24 \times 24 \times 31$  элементарных ячеек размещалась молекула  $C_{60}$ , и направлялась в сторону мишени. По боковым сторонам расчетной ячейки применялись периодические граничные условия. Нижние 3 слоя атомов кремния были зафиксированы. Для диссипации энергии использовался термостат Берендсена шириной в 1 элементарную ячейку по боковым и нижней сторонам кристалла. Неупругие потери учитывались как действие силы квазитрения для частиц с энергией  $>1$  эВ.



Поперечный срез кристалла кремния толщиной 10 Å после падения на его поверхность молекулы  $C_{60}$  с энергиями 2 и 8 кэВ. Атомы Si изображены красным, атомы C – синим.

В докладе будут проанализированы образование вакансий и их рекомбинация, распределение атомов углерода по глубине, формирование бруствера кратера и распыление поверхности мишени. В составе распыленных частиц обнаружены как одиночные атомы, так и кластеры, состоящие из нескольких атомов. Во всем диапазоне энергий (2-8 кэВ) при падении молекулы  $C_{60}$  на поверхность мишени, исходная структура фуллерена полностью разрушается. Атомы углерода частично проникают вглубь мишени, а частично отражаются и улетают в обратном направлении. Средняя глубина проникновения атомов углерода в мишень с ростом энергии увеличивается пропорционально  $E^{1/3}$ . Атомы кремния смещаются из равновесных положений, и кристаллическая структура частично разрушается. С ростом энергии становится существенным формирование кратера с бруствером вокруг него. Изменение температуры от 300 до 700 К увеличивает размер бруствера. На распределении внедренных атомов углерода при больших энергиях наблюдается дополнительный пик над поверхностью мишени, то есть, атомы углерода все более эффективно начинают участвовать в формировании бруствера.

В докладе будет выполнено сравнение и анализ экспериментальных и расчетных данных.

Работа выполнена при поддержке РФФ, грант № 22-19-00166.

## Рост эпитаксиальных слоев Si и Ge на диэлектрических подложках.

Л.В. Арапкина<sup>1</sup>, К.В. Чиж<sup>1</sup>, Д.Б. Ставровский<sup>1</sup>, В.П. Дубков<sup>1</sup>, М.С. Сторожевых<sup>1</sup>, А.А. Клименко<sup>2</sup>,  
А.А. Дудин<sup>2</sup>, В.А. Юрьев<sup>1</sup>

<sup>1</sup> ФГБУН ФИЦ Институт общей физики им. А.М. Прохорова Российской академии наук,  
Москва, 119991, ул.Вавилова, 38

<sup>2</sup> ФГБУН Институт нанотехнологий микроэлектроники Российской академии наук, Москва, 119991,  
Ленинский пр., 32А

тел: +7 (499) 5038777, эл. почта: [arapkina@kapella.gpi.ru](mailto:arapkina@kapella.gpi.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-43

Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> широко используемый материал в микро и оптоэлектронике для создания пассивирующих слоев и отражающих покрытий. Основа процесса пассивации – это диффузия атомов Н из слоя Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> в приповерхностную часть пленки Si и деактивация электрически активных центров, образованных оборванными связями атомов Si. В представленной работе проведено исследование диффузии атомов Н из диэлектрических слоев Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> (LPCVD) и SiO<sub>2</sub> (высокотемпературное окисление) в слои Si и Ge, выращенные при температурах от 30 до 650°C и с толщинами (от 0.2 до 200 нм). В качестве подложки использовались Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>/SiO<sub>2</sub>/Si(001) и SiO<sub>2</sub>/Si(001) структуры. Рост слоев проводился методом молекулярно-лучевой эпитаксии. Исследования проводились методами FTIR, RHEED, Raman и XPS спектроскопии. В слоях LPCVD Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> атомы водорода образуют в основном хим.связи N-H, полосы поглощения которых могут быть обнаружены в IR спектрах. Уменьшение интенсивности полос поглощения связей N-H наблюдалось во всех образцах в результате роста слоев Si или Ge на Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> во всем интервале ростовых температур (Рис.1). Одновременно с этим, в зависимости от материала выращенной пленки, с увеличением температуры роста происходило увеличение интенсивности полосы поглощения Si-N в случае роста Si пленок и уменьшение в случае роста Ge пленок (Рис.1). В образцах со слоями Si, выращенными Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>/SiO<sub>2</sub>/Si(001) и SiO<sub>2</sub>/Si(001) при 30°C, наблюдалось появление Si-H полосы поглощения, которая исчезала при более высоких температурах роста. Результаты исследования методом XPS спектроскопии с послойным травлением показали, что в области интерфейса Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>/Si(Ge) происходит уменьшение интенсивности пиков, соответствующих связям N-H, а в образцах Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>/Ge наблюдается появление пика для связей Ge-N. Т.о., атомы Ge диффундируют из растущей пленки в слой Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>, где формируют связи Ge-N с оборванными связями у атомов N, образовавшимися при разрыве связей N-H и диффузии атомов Н в растущую пленку (Рис.1 схема формирования “новых” связей Si-N и Ge-N). Рост Si пленок приводит к аналогичным диффузионным процессам. Формированием “новых” связей Si-N и Ge-N объясняет различное изменение интенсивности полосы поглощения Si-N в IR спектрах (Рис.1). Процессы разрыва связей N-H и Н диффузии происходят уже при температуре роста 30° и не могут рассматриваться как стимулированные температурой. Механизм диффузии может быть описан в рамках теории, представленной в работах [1, 2]. Диффузия атомов водорода стимулируется разницей в химическом потенциале атомов водорода в диэлектрических пленках и растущих слоях Si и Ge.

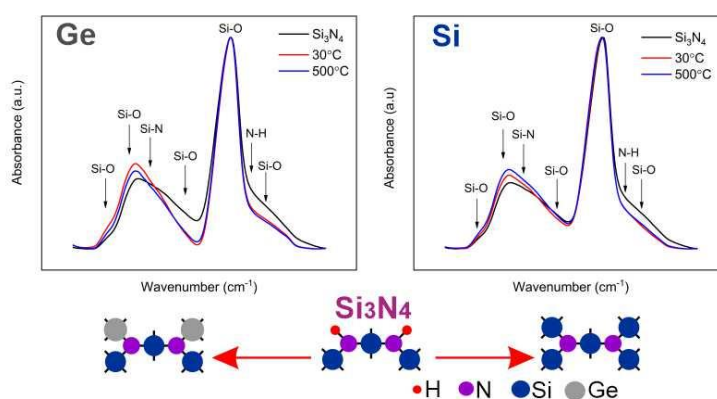


Рис.1 Спектры поглощения 200нм слоев Si и Ge, выращенных на слое Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>. Схема формирования “новых” связей Si-N и Ge-N в Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>.

### Литература

1. R.A. Street // Phys. Rev. B. 1991. v.43, №3. С.2454–2457.
2. W. Beyer // Phys. Stat. Sol. (a).2016. vol.213. №7. С.1661–1674.

# Особенности атомно-слоевого осаждения и свойств тонких слоев диоксида и нитрида кремния для применения в микроэлектронике

В.Ю. Васильев

ФГБОУ ВО Новосибирский государственный технический университет,

Новосибирск, 630073, пр. К. Маркса, 20 тел: +7 (383)346-08-77, эл. почта: [vasilev@corp.nstu.ru](mailto:vasilev@corp.nstu.ru)

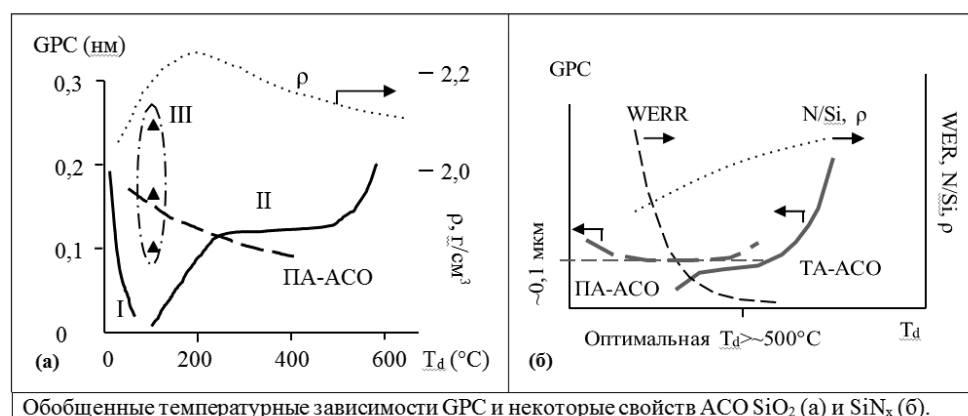
DOI 10.34077/SILICON2022-44

Метод Атомно-Слоевого Осаждения (АСО, Atomic Layer Deposition, ALD) тонких слоев (ТС) основан на локализации роста материала на поверхности нагретых объектов путем дозированного последовательно-импульсного напуска реагентов. Режим АСО может обнаруживаться при некоторых температурах и заключается в формировании самоограничивающегося адсорбционного слоя молекул первого реагента (прекурсора) с последующим его взаимодействием со вторым реагентом. В докладе приведены результаты анализа литературных данных последних 25-ти лет по исследованиям особенностей АСО и свойств «классических стандартных диэлектриков», применяемых в технологиях интегральных микросхем (ИМС) - тонких слоев диоксида ( $\text{SiO}_2$ ) и нитрида кремния ( $\text{SiN}_x$ ). Детальные обобщения ростовых особенностей и свойств ТС приведены в публикациях [1-3] и [4,5] для  $\text{SiO}_2$  и  $\text{SiN}_x$ , соответственно, для термически- (ТА-АСО) и плазмоактивированных (ПА-АСО) процессов осаждения. Среди параметров АСО принципиально важными являются температура осаждения ( $T_d$ ) и состояние поверхности.

Проанализированы температурные зависимости скорости осаждения при АСО (Growth per Cycle, GPC, нм). На рисунке (а) приведены обобщенные кривые для  $\text{SiO}_2$  при ТА-АСО (I – гидролиз  $\text{SiCl}_4$  с катализаторами, II – с ди-замещенными аminosиланами и  $\text{O}_3$ ; III – то же, что и II, но с предельно увеличенными дозами  $\text{O}_3$  в области низких температур) и ПА-АСО с ди-замещенными аminosиланами и  $\text{O}_2$ . Обобщенные кривые GPC для  $\text{SiN}_x$  в интервале  $T_d=200\dots600^\circ\text{C}$  по порядку величин соответствовали  $\sim 0,1$  нм для двух- и трехстадийных процессов из прекурсоров групп хлорсиланов, силанов, аminosиланов, силиламинов, циклосилазанов, и различных вторых реагентов ( $\text{NH}_3$ ,  $\text{N}_2\text{H}_4$ ,  $\text{H}_2$ ,  $\text{N}_2$  и их комбинации).

Суммированные данные плотности ( $\rho$ )  $\text{SiO}_2$  для изученных процессов обнаружили максимум  $\rho \sim 2,3 \text{ г/см}^3$  при  $T_d \sim 200^\circ\text{C}$ , рисунок (а). На рисунке (б) для  $\text{SiN}_x$  в общем виде отображены температурные тенденции стехиометричности (N/Si), относительной скорости растворения (WERR) и  $\rho$ . Оптимальные температуры ТА-АСО и ПА-АСО составляют  $\sim 500^\circ\text{C}$ . Рассмотрены особенности роста и свойств ТС сложных ступенчатых рельефах ИМС.

Рассмотрены примеры схем процессов АСО с участием поверхностных групп OH, NH,  $\text{NH}_2$ .



## Литература

1. V.Yu. Vasilyev // ECS J. Solid State Science and Technology. 2021, vol.10, art. # 053004
2. В.Ю. Васильев // Электрон. техн. Сер.3. Микроэлектроника. 2021, вып.1(181), С.18-26.
3. В.Ю. Васильев // Электрон. техн. Сер.3. Микроэлектроника. 2021, вып.2(182), С.10-16.
4. В.Ю. Васильев // Электрон. техн. Сер.3. Микроэлектроника. 2020, вып.1(177), С.31-41.
5. В.Ю. Васильев // Журнал структурной химии. 2022. Т.63, №7. С.890-924.

# Наногетероструктуры и устройства фотоники на основе материалов IV группы Ge-Si-Sn

В.А. Тимофеев<sup>1</sup>, А.И. Никифоров<sup>1</sup>, В.И. Машанов<sup>1</sup>, О.С. Комков<sup>2</sup>, Д.Д. Фирсов<sup>2</sup>, Д.В. Коляда<sup>1</sup>

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

<sup>2</sup> Санкт-Петербургский государственный электротехнический университет «ЛЭТИ», Санкт-Петербург, 197022, ул. профессора Попова, 5, литера Ф  
тел: +7 (383) 330-7934, эл. почта: [Vyacheslav.t@isp.nsc.ru](mailto:Vyacheslav.t@isp.nsc.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-45

Изменение содержания олова в слоях GeSiSn позволяет регулировать рабочую длину волны в ближнем и среднем инфракрасном диапазонах [1, 2]. Расширение телекоммуникационного диапазона вплоть до 2 мкм и выше видится перспективным в оптоволоконных системах связи нового поколения [3]. Наногетероструктуры на основе элементов IV группы (Ge, Si и Sn) найдут своё применение в качестве эффективных фотоприемников и излучателей не только в оптоволоконных системах, в фотонных интегральных схемах и в сенсорике, но и в таких областях, где требуется мониторинг источников теплового излучения, а также в молекулярной спектроскопии. Несмотря на то, что в настоящее время ведутся разработки эффективных фотонных устройств, использующие соединения GeSiSn, в них чаще всего используют толстые релаксированные слои. Такие структуры включают дислокации несоответствия и прорастающие дислокации. Мы отработали технологию роста многослойных периодических структур, содержащих упругонапряженные бездислокационные слои GeSiSn в широком диапазоне составов, прямо на кремнии. Наноостровки, нитевидные кристаллы и другие наноразмерные структуры представляют еще одну возможность ослабить напряжения, связанные с несоответствием параметров решеток GeSiSn и Si. Использование квантово-размерных структур позволяет не только преодолеть сложности, связанные с формированием высокой плотности дислокаций в толстых слоях на базе материалов Ge-Si-Sn, но и модифицировать зонную структуру.

Методом молекулярно-лучевой эпитаксии исследованы закономерности формирования наноструктур GeSn и SiSn на подложках Si и Ge(100) по механизму пар-жидкость-кристалл. Показано, что в процессе осаждения Ge(Sn) на подложку Ge(100) с массивом наноостровков олова могут возникать либо нитевидные наноструктуры, либо островки грибовидной формы. Исследована эволюция наноразмерных остроконечных ямок в системе островков с кремниевыми пьедесталами. Впервые было изучено формирование наноструктурированной фасетированной поверхности путем самоорганизации. Рост тонкого слоя GeSn на фасетированной поверхности в зависимости от скорости осаждения может приводить либо к формированию массива наноостровков в центре каждой ячейки либо массива нанонитей. Рост структур с множественными квантовыми ямами (МКЯ), включающих упругонапряженные слои GeSiSn, был изучен как на поверхности Si(100), так и на поверхности, ограниченной семейством плоскостей {113}. Установлено, что отжиг структур с множественными квантовыми ямами GeSiSn/Si в диапазоне 500-700 °С приводит к смене механизмов фотолюминесценции (ФЛ) от люминесценции с участием излучательных вакансионных комплексов к межзонной фотолюминесценции. Было проведено сравнение люминесцентных свойств для структур с различным составом твердого раствора GeSiSn в МКЯ. Исследовались как серии образцов, в которых изменялось только содержание Ge (30%, 40%, 50% и 78%) за счёт уменьшения доли кремния, так и образцы с повышенным содержанием олова. Положение пика ФЛ, связанной с межзонными оптическими переходами, смещается от 0.85 эВ (1.46 мкм) до 0.7 эВ (1.77 мкм). Одновременное повышение содержания, как олова, так и германия в твердом растворе (до 14% и 79%, соответственно) позволило получить пик ФЛ с энергией 0.580 эВ, что соответствует длине волны излучения 2.14 мкм.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (РНФ), грант №20-79-10092.

## Литература

1. S. Assali *et al.*, Appl. Phys. Lett. 112 25903 (2018).
2. O. Moutanabbir *et al.*, Appl. Phys. Lett. 118 110502 (2021).
3. S. Xu *et al.*, Opt. Express 27 5798 (2019).

## Зонная структура гетероперехода Si\In<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:Er.

К.В. Феклистов<sup>1,7</sup>, А.Г. Лемзяков<sup>3</sup>, А.А Шкляев<sup>1,2</sup>, А.И. Комонов<sup>1</sup>, И.П. Просвирина<sup>4</sup>, Д.В. Гуляев<sup>1</sup>, Д.С. Абрамкин<sup>1</sup>, Е.В. Спесивцев<sup>1</sup>, А.М. Пугачев<sup>5</sup>, В.А. Володин<sup>1,2</sup>, С.А. Кочубей<sup>1</sup>, К.С. Ершов<sup>6</sup>, Л.Н. Сафронов<sup>1</sup>, А.К. Гутаковский<sup>1</sup>, В.И. Вдовин<sup>1</sup>, Ю.А. Живодков<sup>1</sup>, А.Ф. Зиновьева<sup>1</sup>, В.А. Голяшов<sup>1</sup>, О.Е. Терещенко<sup>1</sup>

<sup>1</sup> ИФП СО РАН, Новосибирск, 630090, пр. Ак. Лаврентьева, 13

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

<sup>3</sup> ИЯФ СО РАН, 630090, Новосибирск, пр. Ак. Лаврентьева, 11

<sup>4</sup> ИК СО РАН, 630090, Новосибирск, пр. Ак. Лаврентьева, 5

<sup>5</sup> ИАИЭ СО РАН, 630090, Новосибирск, пр. Ак. Коптюга, 1

<sup>6</sup> ИХКГ СО РАН, 630090, г. Новосибирск, ул. Институтская, 3

<sup>7</sup> ООО «АИР», 630090, Новосибирск

эл. почта: [kos@isp.nsc.ru](mailto:kos@isp.nsc.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-46

Работа в перспективе направлена на получение электролюминесцентного материала в прозрачном для оптоволоконных линий спектральном диапазоне 1.5 мкм по технологии, совместимой с кремниевой. Это откроет возможность гибридации оптических систем передачи данных с электронными системами обработки информации на уровне процессоров и позволит развить элементную базу оптических коммуникационных систем. Здесь предлагается рассмотреть альтернативный общепринятому A<sub>3</sub>B<sub>5</sub> класс материалов: легированные редкоземельными элементами оксиды. Эта работа посвящена исследованию структуры и нахождению барьеров для инжекции тока в пленках n- и p-Si\In<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:Er/In-контакт, а так же установлению зонной структуры гетероперехода.

Цель работы - исследование зонной структуры гетероперехода Si\In<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:Er. Для этого была найдена величина барьера для инжекции дырок в пленки из кремния и исследована валентная зона In<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:Er. Были исследованы пленки In<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:Er, напыленные на подложку кремния двумя методами: высокочастотное (ВЧ-) магнетронное напыление и триодное напыление в постоянном электрическом поле (DC-магнетронное напыление). Микроскопическая структура полученных этими методами пленок принципиально отличается друг от друга: пучки кристаллических нанонитей, сплетенные в отдельные столбцы в первом случае [1]. И плотно прилегающие кристаллические наноблоки-столбцы во 2-м. Методом Рентгеновской ФотоЭлектронной Спектроскопии (РФЭС), для пленок In<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:Er установлено положение потолка валентной зоны Ev на 3 эВ ниже уровня Ферми. После очистки поверхности ионами аргона в вакууме, выявлена плотность состояний (Dds), простирающаяся от края валентной зоны (Ev) в запрещенную зону In<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:Er примерно на 1.5 эВ. С помощью измерения Вольт-Амперных Характеристик и их температурных зависимостей был найден барьер для инжекции дырок из кремния p-типа в ВЧ-магнетронно напыленную пленку In<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:Er. Он составляет Φ<sub>hf</sub>=0.3эВ. Его малость показывает наличие в запрещенной зоне In<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:Er канала проводимости для дырок Eds и подтверждается данными РФЭС о хвостах плотности состояний Dds в запрещенной зоне. Полученные данные дополняют найденный ранее барьер для инжекции электронов из подложки кремния в пленку Φ<sub>ef</sub>=0.14эВ [1]. По совокупности полученных данных выполнен анализ зонной структуры гетероперехода Si\ In<sub>2</sub>O<sub>3</sub>Er и построена его зонная диаграмма.

Полученные низкие барьеры для инжекции носителей мотивируют на дальнейшие исследования механизмов протекания тока и оптических свойств данных пленок.

Работа проводилась при финансовой поддержке ФСИ (грант 4235ГС1/70543 от 27.10.2021), а также при использовании оборудования ЦКП «ВТАН» НГУ и оборудования ЦКП «Наноструктуры» при частичной финансовой поддержке РФФ (грант № 19-72-30023).

### Литература

1. K V Feklistov et al. // Mater. Res. Express. 2020. v.7. pp.125903-125914.

# Фазовый состав и гистерезис заряда в МДП структурах с HZO:Al диэлектриком на кремнии после быстрых термообработок

Ф.В. Тихоненко<sup>1</sup>, В.А. Антонов<sup>1</sup>, К.А. Толмачев<sup>1</sup>, В.П. Попов<sup>1</sup>, А.В. Мяконьких<sup>2</sup>, А.А. Ломов<sup>2</sup>,  
К.В. Руденко<sup>2</sup>

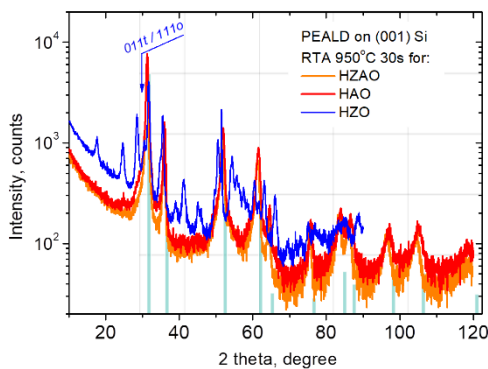
<sup>1</sup> ФГБУН Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова,  
Новосибирск, 630090, пр. к. Лаврентьева, 13

<sup>2</sup> ФГБУН Физико-технологический институт РАН им. К.А. Валиева,  
Москва, 117218, Нахимовский пр., 36, к.1

тел: +7 (383)333-27-71, факс: +7 (383)333-27-71, эл. почта: [popov@isp.nsc.ru](mailto:popov@isp.nsc.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-47

Проблема совместимости и термостабильности новых многофункциональных материалов, таких как сегнетоэлектрические нанометровые пленки, с кремниевой КМОП технологией является одной из наиболее актуальных в нано-, опто-, СВЧ электроники и радиофотоники [1]. В работе проведен анализ эволюции фаз 20 нм слоев high-k оксидов на основе HfO<sub>2</sub> на кремнии с помощью малоугловой рентгеновской дифракции (GIXRD), IV сток-затворных кривых pseudo-MOSFET и C-V измерений для разделения сегнетоэлектрической (FE) и дипольной поляризации и захвата заряда на гетерограницах стеков при измерениях от RT до 300°C. Тепловые бюджеты во время 30-секундного быстрого термического отжига (RTA) при температурах от 600 до 1000°C были установлены для



стеков HfO<sub>2</sub>/ZrO<sub>2</sub> (HZO 1:1), Hf<sub>0.5</sub>Zr<sub>0.5</sub>O<sub>2</sub>/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (HZAО 10:1), HfO<sub>2</sub>/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (HAО 10:1), чтобы обеспечить перекристаллизацию слоев HfO<sub>2</sub> и сохранение сегнетоэлектрического (FE) гистерезиса. Наибольший I-V и C-V гистерезис был получен при ступенчатом повышении температуры RTA до 900°C для стека HfO<sub>2</sub>:Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (10:1). HZO и HZAО стеки теряли RT FE IV и CV гистерезис после температур отжига 700 и 800°C, соответственно. FE гистерезис наблюдался лишь при температурах C-V измерений больше 100°C. GIXRD анализ при RT измерениях выявил, что орторомбическая *Pca2<sub>1</sub>* фаза видна на пределе чувствительности в HZO стеке на фоне моноклинной

фазы *Pc2<sub>1</sub>*, тогда как в стеках HAO и HZAО после ступенчатого RTA доминировала высокотемпературная centrosymmetric кубическая фаза *Fm3m*, растянутая в плоскости пленки на ~1 % относительно объёмной решетки (линии на рисунке).

Анализ CV(T) кривых с гистерезисом позволил разделить вклады фиксированных, интерфейсных и поляризационных зарядов в различных стеках после RTA обработок [1]. Из экспериментальных кривых определялись напряжения плоских зон для прямой (Vfb\_left) и обратной (Vfb\_right) развёртки. Тогда, эффективный заряд в окисле равен:

$$Q_{eff} = C_{max}(W_{ms} - V_{fb})$$

Таким образом, можно вычислить эффективный заряд для прямой (Qeff\_left) и обратной (Qeff\_right) развёртки. Если считать, что заряд в окисле обусловлен наличием только фиксированного (Qf) и подвижного (Qm) зарядов, причём Qeff\_left=Qf-Qm и Qeff\_right=Qf+Qm, то можно найти фиксированный и подвижный заряд [2]:

$$Q_f = \frac{Q_{eff\_left} + Q_{eff\_right}}{2}$$

$$Q_m = \frac{Q_{eff\_right} - Q_{eff\_left}}{2}$$

Если нет мобильного заряда на ионах, а есть только поляризационный заряд, то  $Q_m = -Pr$ . Полученные величины поляризационных зарядов были подтверждены квазистатическими псевдо-МОПТ и импульсными PUND (positive-up negative-down) измерениями [1, 2], разделяющими токи реполяризации и смещения в затворных стеках различного состава.

## Литература

1. V.P. Popov, et al. // Journ. Phys. D: Appl. Phys. 2021. V.54. No.22. P.225101: 1-9.
2. V.P. Popov, et al. // Solid State Electronics. 2022. V.194, P.108348: 1-4.

# Транспорт заряда и природа ловушек в low-k диэлектриках с упорядоченной мезопористой структурой и органическими мостиками между атомами кремния

А.А. Гисматулин<sup>1</sup>, Т.В. Перевалов<sup>1</sup>, К. А. Воротилов<sup>2</sup>, М.Р. Бакланов<sup>2,3</sup>, В.А. Гриценко<sup>1</sup>,

<sup>1</sup> ФГБУН Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова,

Новосибирск, 630090, пр. к. Лаврентьева, 13

<sup>2</sup> МИРЭА - Российский технологический университет, Москва, 119454, Пр-т Вернадского, 78

<sup>3</sup> North China University of Technology, China, 100144, Beijing, Shijingshan District, Jinyuanzhuang Rd., 5

тел.: +7 (383)330-88-91, факс: +7 (383)333-27-71, эл. почта: [aagismatulin@isp.nsc.ru](mailto:aagismatulin@isp.nsc.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-48

Low-k диэлектрики используются для межслойной изоляции для повышения быстродействия интегральных схем. В последнее время, пристальное внимание уделяется low-k диэлектрикам с органическими мостиками. Low-k диэлектрики с органическими мостиками способствуют улучшению механических свойств и надежности структур во время химико-механической полировки и сборки интегральных схем по сравнению традиционными low-k диэлектриками. Проведено систематическое изучение токов утечки в low-k диэлектриках с органическими мостиками и их сравнение с традиционными low-k диэлектриками (диэлектрик с метильными группами и PECVD low-k диэлектрик).

На рисунке 1 представлена МДП-структура с low-k диэлектриком, изготовленная для электрофизических измерений. В результате исследования low-k диэлектриков установлено, что фонон-облегченное туннелирование между соседними ловушками является основным механизмом транспорта заряда в low-k диэлектрике с органическими мостиками, в low-k диэлектрике с метильными группами (Рисунок 2) и в PECVD low-k. Определены параметры ловушек: термическая энергия, оптическая энергия и концентрация ловушек. Величина термической энергии 1.6 эВ указывает на то, что ловушками в low-k диэлектриках с органическими мостиками являются вакансии кислорода. Величина термической энергии 1.2 эВ указывает на то, что ловушками в low-k диэлектриках с метильными группами и PECVD low-k являются дивакансии кислорода.

Независимо от исследования транспорта заряда по данным спектроскопии потерь энергии медленных электронов, квантово-химического моделирования электронных свойств low-k диэлектриков, по спектрам фотолюминесценции и возбуждения фотолюминесценции установлено, что в low-k диэлектрике с органическими мостиками, в low-k диэлектрике с метильными группами и в PECVD low-k в качестве ловушек выступают вакансии и дивакансии кислорода.

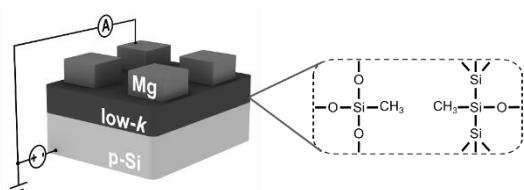


Рис. 1. МДП структура для электрофизических измерений с low-k пленкой, держащей терминальные (CH<sub>3</sub>) группы

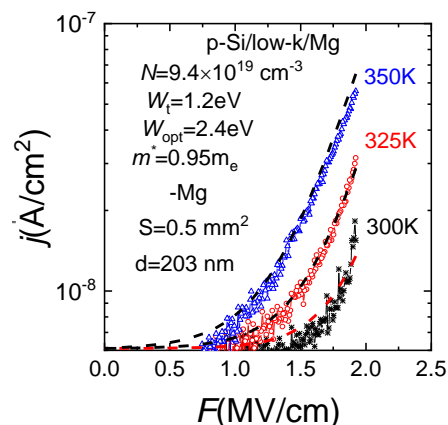


Рис. 2. Вольт-амперные характеристики структуры p-Si/low-k/Mg и теоретические вольт-амперные характеристики, полученные с помощью модели фонон-облегченного туннелирования между ловушками



## Полупроводниковые и полуметаллические силициды кальция на кремнии для оптоэлектроники и солнечной энергетики

Н.Г. Галкин, К.Н. Галкин, О.В. Кропачев, Д.Л. Горошко, А.М. Маслов

*Институт автоматизации и процессов управления ДВО РАН*

*690041, Российская Федерация, Владивосток, ул. Радио, д. 5*

*тел.: +7(423)2310687, факс: +7(423)2310452, эл. почта: [galkin@iacp.dvo.ru](mailto:galkin@iacp.dvo.ru)*

DOI 10.34077/SILICON2022-49

Известно, что силициды кальция (Ca) образуют с кремнием шесть химических соединений [1], образующихся в объемном состоянии в результате перитектических реакций ( $\text{Ca}_5\text{Si}_3$ ,  $\text{Ca}_3\text{Si}_4$ ,  $\text{Ca}_{14}\text{Si}_{19}$ ,  $\text{CaSi}_2$ ) или конгруэнтного плавления ( $\text{CaSi}$  и  $\text{Ca}_2\text{Si}$ ). При этом все фазы силицидов Ca имеют близкие энергии образования [2] и разные типы кристаллических решеток [1,3], что затрудняет их однофазный рост на кремниевых подложках, в которых атомы Si могут активно диффундировать в зону реакции. В настоящее время наиболее изучены пленки следующих силицидов кальция:  $\text{CaSi}_2$  [4-6],  $\text{CaSi}$  [5] и  $\text{Ca}_2\text{Si}$  [7]. Сравнение оптической прозрачности, оптической проводимости и межзонных переходов в однофазных пленках полупроводникового ( $\text{Ca}_2\text{Si}$ ) и полуметаллических ( $\text{CaSi}$  и  $\text{CaSi}_2$ ) силицидов кальция Ca ранее не проводилось.

В докладе развиты подходы к росту в условиях сверхвысокого вакуума однофазных эпитаксиальных пленок силицидов кальция (Ca) на монокристаллическом кремнии с ориентациями (111), (001) и (111) и монокристаллическом сапфире ( $\text{Al}_2\text{O}_3(0001)$ ), обладающих полупроводниковыми ( $\text{Ca}_2\text{Si}$ ) и полуметаллическими ( $\text{CaSi}$ ,  $\text{CaSi}_2$ ) свойствами. Для пленок  $\text{Ca}_2\text{Si}$  установлена оптимальная температура МЛЭ-роста ( $T=250^\circ\text{C}$ ) на затравке, сформированной методом жертвенного слоя, и определены условия однофазного роста при соотношении скоростей осаждения кальция к кремнию не выше 4. Впервые разработана и протестирована оригинальная методика выращивания ориентированных пленок  $\text{Ca}_2\text{Si}$  на монокристаллическом сапфире ( $\text{Al}_2\text{O}_3(0001)$ ) с использованием жертвенного слоя  $2\text{D Mg}_2\text{Si}$ , который легко превращается в  $\text{Ca}_2\text{Si}$  при  $250^\circ\text{C}$  в потоке Ca. Выращена нанозернистая пленка  $\text{Ca}_2\text{Si}$  на сапфире, для которой соблюдается одно эпитаксиальное соотношение:  $\text{Ca}_2\text{Si}(211)/\text{Al}_2\text{O}_3(0001)$ . Для пленок  $\text{Ca}_2\text{Si}$  установлен прямой фундаментальный переход (0.88 эВ), определены три дополнительных прямых межзонных перехода при 1,16, 1,49 и 1,61 эВ с увеличением силы осциллятора, рассчитаны оптические функции в диапазоне энергий фотонов 0.8 – 6.5 эВ, установлена предельная прозрачность пленок  $\text{Ca}_2\text{Si}$  на сапфире до 2.5 эВ и спектральная чувствительность гетеродиодов  $\text{Ca}_2\text{Si}/\text{Si-p}(n)$ .

Развиты подходы и выращены однофазные эпитаксиальные пленки  $\text{CaSi}$  и  $\text{CaSi}_2$  на кремнии и сапфире ( $\text{Al}_2\text{O}_3(0001)$ ), для которых идентифицированы спектры КРС и спектры пропускания и отражения, установлено их соответствие по амплитуде и положению пиков при энергиях фотонов 0,1 – 6,5 эВ теоретически рассчитанным спектрам отражения, а также имеющимся теоретическим данным по спектрам КРС. Расчеты оптических функций однофазных пленок  $\text{CaSi}$  и  $\text{CaSi}_2$ , включая спектры коэффициента поглощения и оптической проводимости, показали сохранение высокой прозрачности и высокой проводимости в диапазоне энергий 0,4–2,5 эВ и определяющее влияние поглощения на свободных носителях на потерю прозрачности при энергиях ниже 0,4 эВ. Показана перспективность использования пленок  $\text{CaSi}_2$  толщиной до 100 нм в качестве прозрачных и высокопроводящих контактов со слоевым сопротивлением (26–40 Ом/□).

Исследование поддержано грантом РФФИ №20-52-00001-Бел\_а.

### Литература

1. P. Manfredi, M. L. Fornasini, A. Palenzona. // *Intermetallics*. 2000. V. 8. P. 223-228.
2. C. Wen, A. Kato, T. Nonomura, H. Tatsuoka. // *J. All. & Comp.* 2011. V. 509. P. 4583-4587.
3. X.D. Li, K. Li, et.al. // *Physica B: Condensed Matter*. 2018. V. 538. P. 54-61, 2018.
4. K. Ito, T. Suemasu, H. Nakano. // *Jpn. J. Appl. Phys.* 2018. V. 57, P. 120313(1-9).
5. M. Affronte, O. Laborde, et.al. // *J. Alloys and Compounds*. 1998. V. 274. P. 68 – 74.
6. A.V. Shevlyagin, N.G. Galkin, et.al. // *J. Alloys and Compounds*. 2022. V. 910. P. 164893(1-8).
7. N.G. Galkin, K.N. Galkin, et.al. // *Mat. Sci. Semicon. Process.* 2020. V. 113. P. 105036 (1-16).

## Термическая стабильность и структурные изменения в пленках кремния нанометровой толщины

И.Е. Тыщенко<sup>1</sup>, Е.В. Спесивцев<sup>1</sup>, А.А. Шкляев<sup>1,2</sup>, В.П. Попов<sup>1</sup>

<sup>1</sup> ФГБУН Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова,

Новосибирск, 630090, пр. к. Лаврентьева, 13

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

тел.: +7 (383)333-24-93, факс: +7 (383)333-27-71, эл. почта: [tys@isp.nsc.ru](mailto:tys@isp.nsc.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-50

Современные тенденции развития электроники требуют создания структур со слоями кремния и диэлектрика толщиной в несколько нанометров. Дальнейшее использование таких структур в кремниевой технологии может быть осложнено снижением термической стабильности пленок. Это связано с тем, что уменьшение толщины слоя кремния до нескольких нанометров сопровождается увеличением вклада поверхности кристалла. Как следствие, это может привести к изменению усредненного значения координационного числа атомов кремния и усредненного угла между Si-Si связями. В результате с уменьшением толщины слоя может происходить изменение энергии связи, приходящейся на 1 атом. Этот эффект может привести к изменению температуры плавления пленки по сравнению с температурой плавления объемного кристалла. Причем, возможны ситуации, создающие условия как для уменьшения, так и для увеличения температуры плавления при уменьшении размера частицы или толщины пленки. Поэтому целью настоящей работы является исследование термической стабильности и структурных изменений в пленках кремний-на-изоляторе нанометровой толщины в условиях высокотемпературного отжига при нормальном атмосферном давлении.

Экспериментальные образцы были изготовлены методом DeleCut на технологической линейке КНИ и КНС Института физики полупроводников им. А.В. Ржанова. КНИ пластина с начальной толщиной пленки кремния 540 нм была подвергнута многоступенчатому термическому окислению во влажном кислороде при  $T = 1000^\circ\text{C}$  и в сухом кислороде при  $T = 850 - 950^\circ\text{C}$ , в результате чего были выращены слои оксида кремния, после удаления которых толщина оставшихся слоев КНИ составляла 2.2 – 8.0 нм. На поверхности КНИ слоев сохранялся слой естественного оксида толщиной 1 - 1.4 нм. Отжиг проводился в печи в потоке паров  $\text{N}_2$  при температурах 800-1200 $^\circ\text{C}$  в течение 15 минут. Свойства изготовленных КНИ структур исследовались методами сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) и спектральной эллипсометрии. СЭМ изображения получали при использовании вертикального падения электронного пучка ( $90^\circ$ ) и при падении пучка под скользящим углом около  $7^\circ$  на поверхность образца. В измерениях методом спектральной эллипсометрии фиксировались спектры  $\Psi(\lambda)$  и  $\Delta(\lambda)$ , из которых восстанавливались параметры исследуемых структур  $\text{SiO}_2/\text{Si}/\text{SiO}_2/\text{Si}$ . Оптические спектры отсеченного слоя Si моделировались как смесь аморфной (a-Si) и кристаллической (c-Si) фазы кремния с использованием модели эффективной среды. Процесс подгонки заключался в поиске толщины слоя отсеченного слоя кремния и процентного соотношения фаз a-Si и c-Si при условии максимального совпадения измеренного и модельного спектров.

Никаких признаков плавления пленок не наблюдалось методом СЭМ. Пленки оставались протяженными в указанном интервале температур независимо от их толщины. По данным СЭМ при температуре выше  $1000^\circ\text{C}$  в пленках появляются разрывы. С ростом температуры отжига по данным эллипсометрии наблюдалось уменьшение толщины пленок и изменение их фазового состава. Толщина слоя  $\text{SiO}_2$  на поверхности пленки оставалась практически неизменной во всем температурном интервале и составляла 1.0 нм для пленок толщиной 2.2 нм и около 1.9 нм для пленок с большей начальной толщиной. Изменения толщины пленки и фазового состава зависят не только от температуры отжига, но и от начальной толщины пленки. Энергия активации процесса аморфизации пленок растет от 0.57 эВ до 1.7 эВ по мере увеличения толщины пленки от 2.2 нм до 8.0 нм. Полученные результаты обсуждаются с точки зрения диффузии атомов кислорода в пленку кремния и перестройки Si-Si связей на границе раздела между пленкой кремния и слоем захороненного  $\text{SiO}_2$ . Увеличение доли аморфной фазы объясняется генерацией междоузельных атомов в пленку Si при окислении со стороны захороненного слоя  $\text{SiO}_2$ . Возможной причиной уменьшения энергии активации образования аморфной фазы в пленках меньшей толщины может быть уменьшение среднего координационного числа атомов кремния и соответствующее изменение средней энергии связи на один атом. Механизм аморфизации пленок нанометровой толщины требует дальнейших исследований.

Работа выполнена при поддержке Министерства образования и науки РФ (ГЗ 0242-2021-0003).

# Механизм рассеяния и показатель степенных аппроксимаций подвижности электронов в тонких пленках кремния

Э.Г. Зайцева, О.В. Наумова

ФГБУН Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова,

Новосибирск, 630090, пр. к. Лаврентьева, 13

тел.: +7 (383)330-67-68, факс: +7 (383)333-27-71, эл. почта: [naumova@isp.nsc.ru](mailto:naumova@isp.nsc.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-51

Подвижность носителей заряда  $\mu_{\text{eff}}$  является одним из ключевых параметров, используемых для определения свойств границ раздела (ГР) полупроводник/диэлектрик. Для гетерограниц на объемном кремнии широко используется универсальная полевая зависимость подвижности  $\mu_{\text{eff}}(E_{\text{eff}}) \sim E_{\text{eff}}^{-n}$ , где показатель  $n$  определяется доминирующим механизмом рассеяния носителей. В основе этой зависимости лежит однозначное соответствие между значением эффективной напряженности электрического поля  $E_{\text{eff}}$ , нормально направленного к ГР, распределением носителей и доминирующим механизмом их рассеяния (показателем  $n$ ).

Для тонких пленок вследствие так называемого coupling- эффекта – взаимосвязи потенциалов на противоположных ГР пленки однозначное соответствие между значением  $E_{\text{eff}}$  и пространственным распределением носителей нарушается [1], и использование универсальной полевой зависимости подвижности для установления доминирующего механизма рассеяния является проблемой. В работах [2, 3] при исследовании  $\mu_{\text{eff}}$  от плотности индуцированных электронов  $N_e$  в пленках кремния показано, что зависимости  $\mu_{\text{eff}}(N_e)$  аппроксимируются степенной функцией  $N_e^{-n}$ , где показатель  $n$  определяется режимом пленки (инверсия-обеднения-обогащение со стороны ГР, противоположной исследуемой), соответственно, распределением носителей по пленке.

Целью данной работы являлось определение соответствия между значением показателя  $n$  степенной аппроксимации подвижности электронов  $\mu_{\text{eff}}(N_e) \sim N_e^{-n}$  в тонких пленках кремния, пространственным распределением носителей и доминирующим механизмом рассеяния. Для этого использован предложенный в работе [4] подход, основанный на перераспределении носителей заряда по пленке за счет coupling- эффекта и температурных зависимостей подвижности. При экспериментальном исследовании и моделировании в программе TCAD (Sentarus) подвижности электронов в кремниевых тонкопленочных транзисторах установлено, что в области  $T_k$ :

1) при средних значениях  $N_e$ :

–  $n < 0.3$  наблюдается в режиме обогащения пленки, когда электроны локализованы вблизи тестируемой ГР, и определяется рассеянием электронов на фононах и на поверхностных состояниях этой ГР;

–  $n \sim 0.3$  наблюдается в режиме обеднения пленки, когда электроны распределены вблизи тестируемой ГР и в «объеме» пленки, и определяется рассеянием на фононах;

–  $n > 0.3$  наблюдается в режиме инверсии, когда электроны распределены вблизи обеих ГР и рассеянием на второй ГР нельзя пренебречь;

2) при больших значениях  $N_e$  показатель  $n$  не зависит от режима пленки и составляет  $\sim 0.7$ , электроны локализованы преимущественно вблизи исследуемой ГР, работает комбинированный механизм рассеяния – на фононах и шероховатости ГР.

## Литература

1. S. Cristoloveanu, N. Rodriguea, F. Gamiz // IEEE Trans. Electron Dev. 2010. V.57. PP. 1327–1333.
2. Наумова, О.В. и др. // ФТП. 2015. Т. 49, вып.10. С. 1360–1366.
3. Зайцева, Э.Г. и др. // ФТП. 2017. Т. 51, вып.4. С. 446–452.
4. E.G. Zaytseva, O.V. Naumova, A.K. Gutakovskii // J. Phys. D: Appl. Phys. 2021. V.54. P. 255105.

# Перенос тонких пленок кремния с SiO<sub>2</sub> и HfO<sub>2</sub> на С-сапфир: влияние толщины подложки на сегнетоэлектрические свойства гафния

В.А. Антонов<sup>1</sup>, В.П. Попов<sup>1</sup>, А.В. Мяконьких<sup>2</sup>, А.А. Ломов<sup>2</sup>, К.В. Руденко<sup>2</sup>

<sup>1</sup> ФГБУН Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова,  
Новосибирск, 630090, пр. к. Лаврентьева, 13

<sup>2</sup> ФГБУН Физико-технологический институт РАН им. К.А. Валиева,  
Москва, 117218, Нахимовский пр., 36, к.1

тел: +7 (383)333-27-71, факс: +7 (383)333-27-71, эл. почта: [popov@isp.nsc.ru](mailto:popov@isp.nsc.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-52

В настоящее время для изготовления СВЧ ИС используются HR-TR КНИ пластины с подложками из высокоомного кремния (HR) и ловушками заряда в 2 мкм поликристаллическом слое (TR) [1]. Слои кремния наноразмерной толщины, перенесенные на пластины сапфира (структуры кремний-на-сапфире (КНС)), перспективны для их применения в качестве подложек СВЧ интегральных схем (СВЧ ИС) новых поколений 6G и выше для субтерагерцовых приемников и передатчиков «цифрового радио» мобильных устройств.

Нами для изготовления КНС-структур был использован метод водородно-индуцированного переноса слоев Si и HfO<sub>2</sub> при повышенных температурах [2]. Отжиг, необходимый для удаления дефектов, способствует образованию межслоевого диоксида кремния (ИЛ) и, как следствие, возникновению вакансий кислорода в сапфире. В результате на границе кремний-сапфир формируются большой положительный встроенный заряд и высокое отрицательное пороговое напряжение  $V_{tn}$ , что приводит к большим электронным токам в КНС псевдо-МДП-транзисторе. Даже при толщине подложки 100 мкм и менее это напряжение становится более 10 кВ [3]. Для компенсации описанного выше эффекта встроенного заряда мы предложили вместо SiO<sub>2</sub> использовать слои HfO<sub>2</sub> толщиной 20 нм, обеспечивающие  $V_{tn} > -0,5$  кВ [3]. Исключение слоя диоксида кремния связано с тем, что уже слои SiO<sub>2</sub> толщиной 50 нм давали неприемлемо высокий порог  $V_{tn} < -6,0$  кВ [4]. Кроме того, наличие аморфного слоя SiO<sub>2</sub> резко ухудшает отвод тепла от приборного слоя Si. Целью данной работы была разработка метода подавления диффузии кислорода из сапфира и снижения положительного заряда с использованием межслоевого диоксида гафния.

Этот промежуточный слой был сформирован путем плазменно стимулированного осаждения слоёв диэлектрика на кремниевую донорную пластину до облучения водородом и последующего сращивания после него.

Результаты, полученные в настоящей работе, свидетельствуют о том, что физической причиной гистерезисного переключения в КНС-псевдо-МДП-транзисторе с прослойками из оксида гафния является сжимающее двухосное напряжение из-за большой разницы в коэффициентах теплового расширения между кремнием и сапфиром, сконцентрированное в слое HfO<sub>2</sub> во время тепловых обработок. Это напряжение стимулирует сегнетоэлектрическое переключение в нанослоях оксида гафния. Плотность ловушек заряда в слоях HfO<sub>2</sub> достаточно мала и не маскирует поведение с сегнетоэлектрическим переключением, как в случае

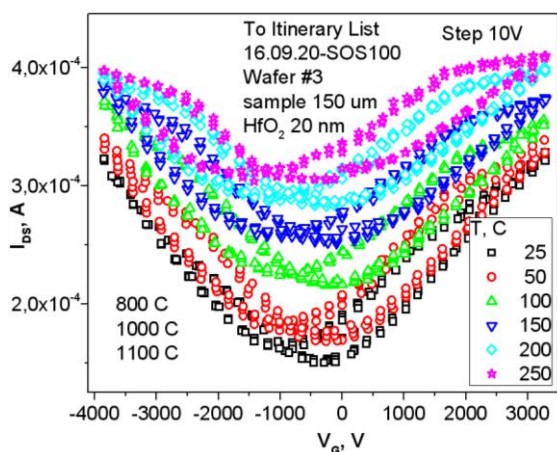


Рис. 1.  $I_{DS}$ - $V_G$  зависимости n- и p-канальных КНС псевдо-МОП транзисторов с длиной канала  $W=500$  мкм.

имплантированного азотом сапфира.

## Литература

1. G. Scheenab, et al. // Sol. State Electron., 168 (2020), 107719, DOI 10.34077/Silicon2022-:10.1016/j.sse.2019.107719.
2. В.П. Попов и др. // Патент N 2538352 (РФ). Бюл. N 1, 10.01.2015.
3. В.П. Попов, В.А. Антонов, В.И. Вдовин // ФТП. 2018. Т. 52, вып. 10. С.1220-1227.
4. V. Antonov, S. Tarkov, V. Popov // 2020 Joint International EUROSIOI Workshop and International Conference on Ultimate Integration on Silicon, EUROSIOI-ULIS 2020. 9365505.

# Current-voltage characteristics of InSb nanocrystals in SiO<sub>2</sub> layer prepared by ion implantation

J.A. Fedotova<sup>1</sup>, I.E. Tyschenko<sup>2</sup>, A.K. Fedotov<sup>1</sup>, V.Yu. Slabukha<sup>1,3</sup>

<sup>1</sup> Institute for Nuclear Problems of Belarusian State University,  
Minsk, 220006, Bobruiskaya str. 11, Belarus

<sup>2</sup> Institute of Semiconductor Physics, Siberian Branch of RAS,  
Novosibirsk, 630090, Lavrentiev av. 13, Russia

<sup>3</sup> Belarusian State University, Minsk, 220030, Nezavisimosti av. 4, Belarus  
tel: +375 (29) 627-74-95, e-mail: [akf1942@gmail.com](mailto:akf1942@gmail.com)

DOI 10.34077/SILICON2022-53

The incorporation of InSb nanocrystals (NCs) into dielectric matrixes (like, SiO<sub>2</sub>) imparts special properties to such a system. Such a hybrid structure can be built into the actual SOI technology to create devices with new properties [1]. InSb NCs embedded in the SiO<sub>2</sub> matrix in the Me/Si/SiO<sub>2</sub><InSb>/Me structure should have specific current-voltage (I-V) characteristics due to tunneling mechanisms of charge carrier transport between NCs. Since NCs inside dielectric matrixes tend to charge, this can be used to create memory elements [2].

Samples of Me/Si/SiO<sub>2</sub><InSb>/Me structures were obtained in three stages: ion-beam synthesis, solid-phase splicing (SPS) after hydrogen transfer, and annealing. Implantation of In<sup>+</sup> and Sb<sup>+</sup> ions with an energy of 200 keV with doses of 8.0·10<sup>15</sup> cm<sup>-2</sup> was carried out in a thermally grown SiO<sub>2</sub> layer covered with p-Si (100) wafer. In this case, the maximum concentration of In<sup>+</sup> and Sb<sup>+</sup> ions ~1.2·10<sup>21</sup> cm<sup>-3</sup> was reached at a depth of ~110 nm from the SiO<sub>2</sub> surface. After the introduction of hydrogen ions with an energy of 140 keV at a dose of 2·10<sup>16</sup> cm<sup>-2</sup> into the second Si wafer, the SPS procedure was carried out using post-implantation annealing in vacuum at 800 and 1100 °C for 30 minutes. After SPS the capping layer of Si was removed in an NH<sub>3</sub> solution. The I-V characteristics in form of current density *j* on electric field intensity *E* dependence was measured in the temperature range of 2 – 300 K. Both faces of 3 × 3 mm<sup>2</sup> samples were covered with a layers of aluminum and then indium deposited by ultrasonic soldering.

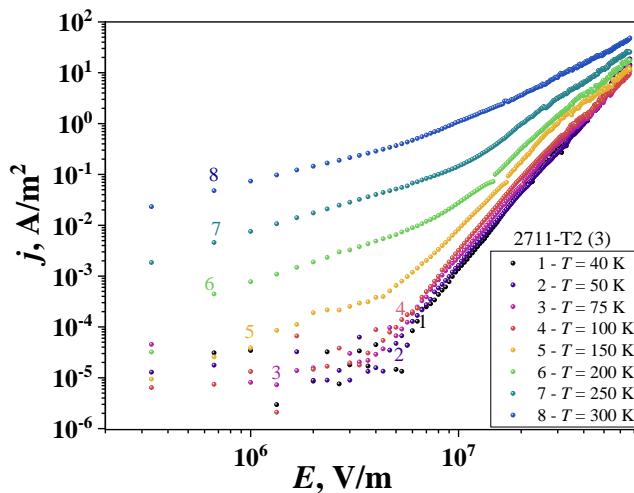


Fig. 1. Current-voltage characteristics of the annealed at 1100 °C sample at different temperatures

The *j*(*E*) dependences of the sample annealed at 1100 °C are shown in Fig. 1 in double logarithmic scale for different temperatures. As is seen, in the annealed heterostructures, when the SiO<sub>2</sub> films contain InSb nanocrystals, below 50 K and at *E* < 5·10<sup>6</sup> V/m their *j*(*E*) dependences are described by an ideal Mott-Gurney space-charge-limited current (SCLC) model [3]. In the temperature range of 50 – 300 K, with *E* > 1·10<sup>7</sup> V/m, the *j*(*E*) curves are described by the Mark-Helfrich's law for SCLC [3] due to the presence of exponential tail states. It is shown that in the unannealed structures, the carrier transport at the hopping conductivity of charge carriers over localized states of SiO<sub>2</sub> induced by implantation of indium and antimony ions.

## References

1. И. Е. Тыщенко, М. Фельсков, В. П. Попов, and А. Г. Черков. Ионный синтез нанокристаллов InSb в захороненном слое SiO<sub>2</sub> структуры кремний-на-изоляторе. ФТП, vol. 48, no. 9, pp. 1228–1233, 2014.
2. P. Dimitrakis et al. MOS memory structures by very – low – energy – implanted Si in thin SiO<sub>2</sub>. Mater. Sci. Eng. B, vol. 101, p. 14, Jan. 2003.
3. J. A. Röhr. Measurements and Modelling of Space-Charge-Limited Current Transport in Organic Single-Carrier Devices. PhD Thesis. Imperial College London, 2018.

# Low-temperature switching of conductance in SiO<sub>2</sub> layer with InSb nanocrystals

A.K. Fedotov<sup>1</sup>, I.E. Tyschenko<sup>2</sup>, J.A. Fedotova<sup>1</sup>, V.Yu. Slabukha<sup>1,3</sup>, V.V. Fedotova<sup>4</sup>

<sup>1</sup> Institute for Nuclear Problems of Belarusian State University,  
Minsk, 220006, Bobruiskaya str. 11, Belarus

<sup>2</sup> Institute of Semiconductor Physics, Siberian Branch of RAS,  
Novosibirsk, 630090, Lavrentiev av. 13, Russia

<sup>3</sup> Belarusian State University, Minsk, 220030, Nezavisimosti av. 4, Belarus

<sup>4</sup> Scientific-Practical Material Research Centre NAS of Belarus,  
Minsk, 220040, P. Brovka str. 19, Belarus

tel: +375 (29) 627-74-95, e-mail: [akf1942@gmail.com](mailto:akf1942@gmail.com)

DOI 10.34077/SILICON2022-54

The formation of InSb nanocrystals (NCs) in a SiO<sub>2</sub> matrix imparts special properties to Me/Si/SiO<sub>2</sub><InSb>/Me hybrid structures due to both tunneling mechanisms of charge carrier transport between NCs and injection of nonequilibrium charge carriers from metal contacts under the action of an bias electric field E.

Samples of Me/Si/SiO<sub>2</sub><InSb>/Me structures were obtained using the technology described in [1]. The removal of the Si capping layer after annealing was carried out in an NH<sub>3</sub> solution. I–V characteristics in the temperature range of 2 – 300 K and bias electric field intensities  $1 \cdot 10^6 < E < 7 \cdot 10^7$  V/m were measured on samples with dimensions of  $3 \times 3$  mm<sup>2</sup>, on both faces of which a layer of aluminum was deposited, and then covered with indium using ultrasonic soldering. The conductivity of the structures was estimated from the curves of the transverse I–V characteristics j(E) (j is current density). The conductivity at each temperature T was determined as the differential conductivity of pristine (a), annealed at 800°C (b) and 1100°C (c) samples. As can be seen from figure, these curves showed a significant difference in the regions of low, medium, and high temperatures. Below 20–25 K, the conductivity of all samples is very low and practically does not

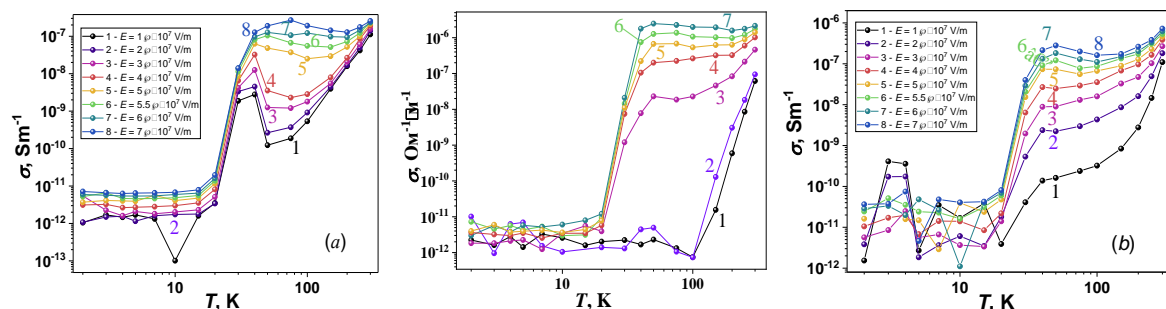


Fig. 1. Temperature dependences of conductance at different bias electric fields for the initial (a), annealed at 800 °C (b) and 1200 °C samples

depend on T at all E values. At  $T > 25$  K and  $E > 5 \cdot 10^7$  V/m, the conductivity increases by 4-5 orders. At the same time, in the initial sample (a) at low fields, an increase in the temperature range of 30–50 K leads to a decrease in conductivity after reaching a certain maximum value  $\sigma_{\max}$ . However, then after reaching a certain minimum  $\sigma_{\min}$ , the conductivity above 100 K starts growing again. After high-temperature annealing (c), the minimum in weak fields disappears. We attribute this switching to the injection of additional non-equilibrium carriers from the metal contact under the action of the bias field E. These carriers are added to the equilibrium carriers generated by phonons with increasing temperature. The subsequent decrease in conductivity with increasing temperature may be due to the capture of a part of nonequilibrium carriers by InSb nanoparticles, acting as traps, at intermediate temperatures.

## References

1. P. Zukowski, T. N. Koltunowicz, K. Czarnacka, A. K. Fedotov, and I. E. Tyschenko. Carrier transport and dielectric permittivity of SiO<sub>2</sub> films containing ion-beam synthesized InSb nanocrystals', *J. Alloys Compd.* 846 (2020) 156482.

# Ван-дер-ваальсовый гетероэпитаксиальный рост слоистого SnSe<sub>2</sub> на поверхности Si(111)

С.А. Пономарев<sup>1,2</sup>, К.Е. Захожев<sup>1,2</sup>, Д.И. Рогило<sup>1</sup>, Н.Н. Курусь<sup>1</sup>, Д.В. Щеглов<sup>1</sup>, А.В. Латышев<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup> ФГБУН Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова,

Новосибирск, 630090, пр. к. Лаврентьева, 13

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

тел: +7(923)-134-91-86, эл. почта: [ponomarev@isp.nsc.ru](mailto:ponomarev@isp.nsc.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-55

С момента открытия графена в начале 21 века обнаружено множество 2D материалов, в частности SnSe<sub>2</sub>, состоящих из слоев толщиной в несколько атомов. Субнанометровая толщина слоев и отсутствие оборванных связей на поверхности данных материалов создают перспективы создания на их основе элементов электроники следующего поколения [1,2]. SnSe<sub>2</sub> имеет параметр решетки 3,77 Å и является перспективным для реализации роста на поверхности Si(111) с параметром решетки 3,84 Å. Исследование управляемого ван-дер-ваальсового роста SnSe<sub>2</sub> на поверхности Si(111) с контролем концентрации дефектов и изучение его электронных свойств является актуальной темой

для применения в приложениях современной электроники.

В данной работе методом *in situ* сверхвысоковакуумной отражательной электронной микроскопии реализована методика ван-дер-ваальсового эпитаксиального роста пленки SnSe<sub>2</sub> на поверхности Si(111) при температуре  $T \approx 300^\circ\text{C}$ , и соотношения потоков Sn/Se  $\sim 1/10$ . Перед реализацией роста поверхность Si(111) пассивировалась селеном при температуре  $\sim 100^\circ\text{C}$ , так как наличие оборванных ковалентных связей на поверхности препятствует зарождению и росту ван-дер-ваальсового слоя. Наблюдавшиеся в процессе роста картины дифракции быстрых электронов на отражение соответствовали послойному росту SnSe<sub>2</sub>. Методом атомно-силовой микроскопии (АСМ) показано, что высота атомных ступеней на поверхности пленки составила около 0,6 нм, что соответствует высоте молекулярного слоя SnSe<sub>2</sub>. На поверхности обнаружено наличие 3D островков, формировавшихся в результате более быстрого роста кристалла вблизи областей выхода на поверхность винтовых дислокаций, и 3D островков с гладкими

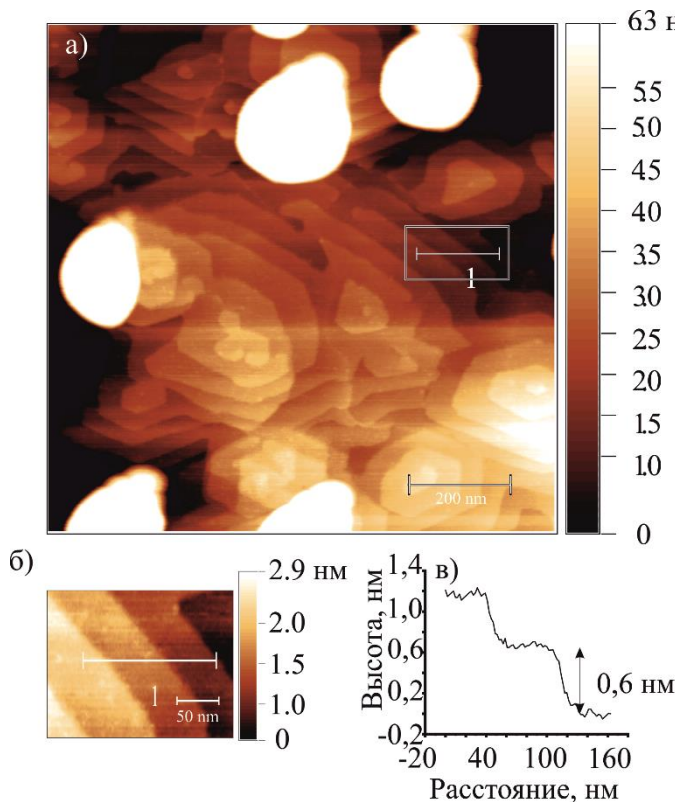


Рис. 1. а) – АСМ-изображение слоев SnSe<sub>2</sub> на поверхности Si(111); б) – изображение террас и молекулярных ступеней в) – профиль поверхности.

террасами на вершине. Разориентации 3D островков не наблюдалось, что позволяет заключить, что пленка выросла эпитаксиально. Методом комбинационного рассеяния света был выявлен набор колебательных мод, соответствующий слоистому SnSe<sub>2</sub>.

## Литература

1. Yang Z. и др. // Adv. Mater. Technol. 2019, № 8. Vol. 4, С.1900108.
2. Huang Z. и др. // Materials. 2016, № 9 Vol. 9. С.716.

# Синтез наночастиц кремния для применения в изготовлении анода литий-ионного аккумулятора

Р.Х. Ашуров<sup>1</sup>, У. Ф. Бердиев<sup>1</sup>, М. М. Адилов<sup>1</sup>, **Х.Б. Ашуров<sup>1</sup>**

<sup>1</sup> *Институт ионно-плазменных и лазерных технологий,*

*Ташкент, 100125, ул. Дурмон йули, 33*

*тел: +998 71 2623169, эл. почта: [ashurov@iplt.uz](mailto:ashurov@iplt.uz)*

DOI 10.34077/SILICON2022-56

На сегодняшний день в большинстве литий-ионных аккумуляторов используются аноды из графита. Максимальное количество лития, которое может храниться в аноде, определяет емкость аккумуляторов. Емкость традиционных литий-ионных аккумуляторов с графитовыми анодами составляет около 370 миллиампер-часов на грамм (мАч/г) [1]. Есть множества потенциальных материалов в качестве анода для увеличения емкости литий-ионных аккумуляторов. Кремний по своей доступности и физико-химическим характеристикам является заманчивым решением проблемы емкости. Применение кремния в качестве анодного материала увеличивает теоретическую емкость литий-ионного аккумулятора до 4200 мАч/г [2], что более чем в десять раз превышает емкость графитового анода. Однако не наблюдается массовое применение кремниевых анодов в литий-ионных аккумуляторах. Основной причиной тому является проблема с набухаемостью кремния, т.е. объем кремния резко увеличивается по мере накопления в нем лития. Такое вздутие вызывает нагрузку на структуру анода, что в конечном итоге приводит к деградации и поломке аккумулятора. Однако, можно образовать пространство для набухания путем уменьшения размера объемного кремния до нанометров и встроить в анодных материал.

Метод синтеза наночастиц кремния имеет ключевую роль при таком подходе решение проблемы. Оксидная пленка на поверхности кремния сильно влияет на накопление ионов лития в аноде. Поэтому синтез наночастиц кремния и вшивание их в анодный материал должен происходить без контакта с кислородом.

Разложение силана в водородной плазме тлеющего разряда имеет хороший набор управляемых параметров для синтеза наночастиц кремния с заранее заданными свойствами, такие как размеры, кристалличность и дает осуществлять синтез наночастиц с минимальным разбросом по размерам частиц. В работе частицы кремния были синтезированы в плазмохимическом реакторы с применением специальной иглоцитой электродной ситемы для коррекции однородности плазмы [3]. Силан подается в прикатодную зону плазмы через полость верхнего электрода образовав “газовый

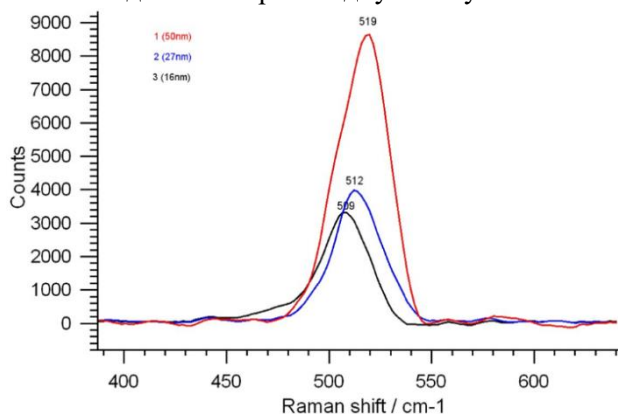


Рис 1. Семейство спектров комбинационного рассеяния нанокристаллов кремния размерами 16нм, 27нм и 50нм.

душ”. Разложение силана происходила по механизму Мотта-Герни по ионным каналам радикалов, где радикал силана  $\text{SiH}_3$  играет ключевую роль для скопление атомов кремния в плазме и их дальнейшей агломерации до наноразмерных частиц. Наночастицы кремния покидая зону плазмы под воздействием гравитационных сил направляется в сторону нижнего электрода.

Синтезированные наночастицы загружаются из реактора через специальный шлюз и поступают в объем жидкости для изготовления анодного материала без контакта с кислородом атмосферы. Спектры комбинационного рассеяния показывают присутствие наночастиц кремния в полученных образцах.

## Литература

1. Zhu, J., Wang, Y., Huang, Y. et al. Data-driven capacity estimation of commercial lithium-ion batteries from voltage relaxation. *Nat Commun* 13, 2261 (2022).
2. Szczech JR, Jin S. Nanostructured silicon for high capacity lithium battery anodes. *Energy Environ. Sci.* 4(1):56-72.
3. Ashurov, R.K., Turdaliev, T.K., Ashurov, I.K. et al. Crystallinity and size control of silicon nanoparticles synthesized from monosilane in glow-discharge plasma. *Appl. Sol. Energy* 53, p. 334–337 (2017).



## Кремниевые наночастицы для биофотоники, формируемые с помощью лазерной абляции и фрагментации

Л.А. Головань<sup>1</sup>, С.В. Заботнов<sup>1</sup>, О.И. Соколовская<sup>1</sup>, В.Ю. Нестеров<sup>1</sup>, Д.В. Шулейко<sup>1</sup>, А.В. Колчин<sup>1</sup>, Д.Е. Преснов<sup>1</sup>, П.К. Кашкаров<sup>1</sup>, П.Д. Агрба<sup>1,2</sup>, А.В. Хилов<sup>1,3</sup>, Д.А. Куракина<sup>3</sup>, Е.А. Сергеева<sup>1,3</sup>, М.Ю. Кириллин<sup>3</sup>

<sup>1</sup> *Московский государственный университет им. М.В.Ломоносова, физический факультет, Москва, 119991, Ленинские горы, д. 1, стр. 2*

<sup>2</sup> *Нижегородский государственный университет им. Н.И.Лобачевского, Нижний Новгород, 603950, пр. Гагарина, 23*

<sup>3</sup> *Институт прикладной физики РАН, Нижний Новгород, 603950, ул. Ульянова, д. 46  
тел.: +7 (495)939-46-57, факс: +7 (495)939-21-93, эл. почта: [golovan@physics.msu.ru](mailto:golovan@physics.msu.ru)*

DOI 10.34077/SILICON2022-57

Кремниевые наночастицы (КНЧ), формируемые методом лазерной абляции в жидкости [1], могут применяться для решения разнообразных биомедицинских задач. В первую очередь это обусловлено биосовместимостью и биодеградируемостью КНЧ. Эффективность процесса лазерной абляции может быть повышена при использовании в качестве облучаемого материала нано- и микроструктурированного кремния.

В нашей работе слои пористого кремния (ПК) или кремниевых нанонитей (КНН), помещенные в различные жидкости, а также взвесь микрочастиц кремния размером 1-6 мкм подвергались облучению пико- и фемтосекундными лазерными импульсами. Пороги абляции слоев ПК и КНН оказались в несколько раз ниже, чем для кристаллического кремния, что обеспечивает больший выход КНН. В зависимости от используемого материала мишени, буферной жидкости, параметров лазерного импульса и времени облучения размеры КНЧ варьируются в пределах от 24 до 340 нм. КРЧ обладают высокой степенью кристалличности.

Полученные образцы КНЧ демонстрируют фотолюминесценцию в диапазоне 600-900 нм и заметное рассеяние света, что позволяет использовать их для получения изображения биообъектов. Выполненное нами моделирование лазерного нагрева базальной карциномы с внедренными в нее КНН демонстрирует перспективность их применения для гипертермии.

### Литература

1. D. Zhang, B. Gökce, S. Barcikowski // Chem. Rev. 2017. V.117, P. 3990.
2. S. V. Zaboltnov et al. // Sensors. 2020. V.20. P. 4874.

# Исследования сверхструктурных переходов при эпитаксиальном росте Ge/Si и GeSi/Si

В.В. Дирко, О.И. Кукунов, А.П. Коханенко, К.А. Лозовой, А.В. Войцеховский

Томский государственный университет, Томск, 634050, Ленина, 36

тел: +7 (382) 241-3517, факс: +7 (382) 241-2772, эл. почта: [kokh@mail.tsu.ru](mailto:kokh@mail.tsu.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-58

Наноструктуры с двумерными слоями и квантовыми ямами широко используются при создании транзисторов, фотодетекторов и светоизлучающих устройств. В нанозлектронных структурах благодаря изменениям физических свойств объекта возникают новые физические эффекты, связанные с пространственным ограничением носителей заряда, что позволяет получать новый класс устройств и использовать их в различных системах передачи, обработки, получения, хранения и отображения информации. Для систем передачи и получения информации большое внимание привлекают квантовые структуры на основе германия и кремния благодаря совместимости с развитой кремниевой электроникой, возможности работы в диапазоне длин волн волоконно-оптических линий связи и прозрачности атмосферы, а также потенциально высокой чувствительности [1–3]. В системах обработки данных большой интерес представляют транзисторы на основе твердых растворов  $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$ . В таких структурах за счет незначительного рассогласования постоянных решеток между Ge и Si в 4% формируются слои с механическими напряжениями, благодаря чему возрастает подвижность носителей заряда, что увеличивает быстродействие конечного транзистора.

Целью данной работы является определение кинетики изменения параметров растущих двумерных пленок с толщиной при их эпитаксиальном выращивании. Для этого в работе проводилось эпитаксиальное выращивание напряженных двумерных слоев германия и твердого раствора германия-кремния различного состава, а также рассматривались основные особенности формирования квантовых точек в этих системах.

Синтез образцов проводился в сверхвысоковакуумной установке молекулярно-лучевой эпитаксии «Катунь-100», оснащенной двумя электронно-лучевыми испарителями для кремния и германия. Аналитическая часть камеры состоит из масс-спектрометра, кварцевого измерителя толщины, инфракрасного пирометра и дифрактометра быстрых электронов с энергией 28 кВ. В процессе роста дифракционные картины регистрировались Full-HD камерой с матрицей CMOS и трансляцией изображения в порт компьютера. За счет аппаратной возможности записи камеры 60 fps, программное обеспечение отслеживает изменение дифракционных картин со скоростью до 60 кадров в секунду. Для обработки изображений использовались собственные алгоритмы. Перед помещением пластин в камеру они подвергались предварительной химической обработке, а затем проводился высокотемпературный отжиг пластины в камере эпитаксии с последующим нанесением буферного слоя кремния.

В результате получены детальные зависимости параметра периодичности  $N$  реконструкции типа  $2 \times N$  от эффективной толщины осажденного материала в широком интервале ростовых температур и составов при эпитаксии чистого германия и твердого раствора германий-кремний на поверхность кремния с кристаллографической ориентацией (001). Впервые исследованы сверхструктурные переходы и смена величины параметра  $N$  при низких температурах эпитаксии в этой системе. Показано, что длина димерных рядов в такой реконструкции при росте чистого германия на кремнии может достигать величины не менее  $N = 11$ . Кроме того, в работе представлены результаты исследования сверхструктурных переходов при эпитаксиальном росте германия на подложке Si(111).

Исследования выполнены в рамках выполнения государственного задания Минобрнауки России (проект № FSWM-2020-0048) и при поддержке Программы развития ТГУ («Приоритет-2030»).

## Литература

1. Yakimov A. I., Kirienko V. V., Bloshkin A. A., et al. // Journal of Applied Physics. 2017. V. 122. P. 133101.
2. Izhnin I. I., Fitsych O. I., Voitsekhovskii A. V., Kokhanenko A. P., Lozovoy K. A., Dirko V. V. // Opto-Electronics Review. 2018. V. 26. P. 195-200.
3. Timofeev V., Nikiforov A., Yakimov A., et al. // Semiconductor Science and Technology. 2019. V. 34. P. 014001.

# Пентамер с межузельным атомом как универсальный структурный блок поверхностей (110), (331), (113) кремния и германия

Р.А. Жачук,<sup>1</sup> А.А. Шкляев<sup>1,2</sup>, Ж. Кутиньо<sup>3</sup>

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

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

<sup>3</sup>Physics department, University of Aveiro, Campus Santiago, 3810-193, Aveiro, Portugal

эл. почта: [zhachuk@gmail.com](mailto:zhachuk@gmail.com)

DOI 10.34077/SILICON2022-59

Из-за своей технологической важности поверхности кремния и германия интенсивно исследовались в течение многих лет. Известно, что основными стабильными поверхностями Si и Ge являются: (001), (111), (110) и высокоиндексные (113) и (331). Все эти поверхности реконструированы, т.е. топология связей между атомами поверхности существенно отличается от таковой в объеме кристалла, а электронная структура поверхности отличается от структуры в объеме. В то время как атомная структура чистых поверхностей (001), (111) и (113) хорошо изучена и их электронная структура хорошо установлена, о структуре поверхностей (110) и (331) было известно гораздо меньше.

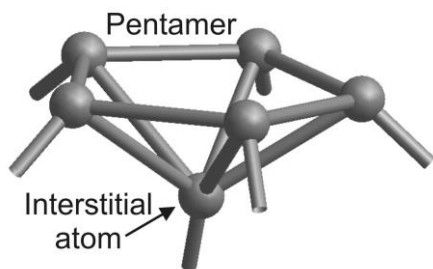


Рис.1. Структура пентамера.

В этой серии работ [1-9] с помощью расчетов из первых принципов, основанных на теории функционала плотности и сравнения результатов с имеющимися экспериментальными данными сканирующей туннельной микроскопии и спектроскопии, была определена структура универсальных структурных блоков на поверхностях (110) и (331) кремния и германия. Установлено, что эти структурные блоки содержат межузельный атом, который удерживает вместе пять атомов окружающего его пентамера (рис. 1), и тесно интегрированную с пентамером соседнюю реконструированную область. Межузельный атом образует 6

ковалентных связей со своими ближайшими соседями, что довольно необычно для атомов элементов IV группы, таких как Si и Ge. Формирование пентамеров с межузельными атомами ранее наблюдали на поверхностях (113) кремния и германия.

Таким образом, было продемонстрировано, что все атомные структуры на поверхностях (110), (113) и (331) (а также их вициналях) последовательно описываются на единой основе, то есть эти поверхности образуют семейство, члены которого стабилизированы пентамерами с межузельными атомами.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 19-72-30023).

## Литература

1. R. Zhachuk, S. Teys // *Phys. Rev. B* 2017, 95, p. 041412.
2. Р. Жачук, Ж. Кутиньо // Письма в ЖЭТФ 2017, 106, стр. 322.
3. R. Zhachuk, J. Coutinho, K. Palotás // *J. Chem. Phys.* 2018, 149, p. 204702.
4. R. A. Zhachuk, A. A. Shklyaev // *Appl. Surf. Sci.* 2019, 494, p. 46.
5. Р.А. Жачук, Ж. Кутиньо // ЖЭТФ 2019, 155, стр. 103.
6. R. Zhachuk // *Data in Brief* 2020, 28, p. 104847.
7. R. A. Zhachuk, A. E. Dolbak, A. A. Shklyaev // *Surf. Sci.* 2020, 693, p. 121549.
8. Р.А. Жачук // ЖЭТФ 2020, 158, стр. 357.
9. R. A. Zhachuk, J. Coutinho // *Appl. Surf. Sci.* 2020, 533, p. 147507.

# Исследование структуры и фазового состава нанокompозитных пленок $W_xSi_{1-x}$

Е.С. Керсновский<sup>1</sup>, В.А. Терехов<sup>1</sup>, К.А. Барков<sup>1</sup>, С.А. Ивков<sup>1</sup>, С. Хыдырова<sup>2</sup>, И.В. Михайлова<sup>2</sup>,  
Д.Д. Васильев<sup>2</sup>, К.М. Моисеев<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Воронежский государственный университет, Воронеж, 394018, Университетская пл. 1

<sup>2</sup> Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана,

Москва, 105005, ул. 2-я Бауманская, д. 5, к. 1

тел: +7 (473)220-83-63, эл. почта: [kersnovsky@phys.vsu.ru](mailto:kersnovsky@phys.vsu.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-60

Ультратонкие сверхпроводящие пленки  $W_xSi_{1-x}$  являются перспективным материалом для использования в однофотонных сверхпроводниковых детекторах видимого и ИК диапазонов волн из-за малой ширины сверхпроводящей щели, и высокому коэффициенту диффузии электронов. Переход с детекторов на основе NbN, используемых на данный момент, на пленки WSi повысят квантовую эффективность детекторов с 57% до 93% для длины волны в 1,55 мкм [1]. Однако при получении пленок  $W_xSi_{1-x}$  методом магнетронного напыления могут формироваться различные метастабильные фазы [2]. Поэтому одной из первостепенных задач после получения пленок является исследование их структуры и фазового состава.

В рамках данной работы были исследованы пленки  $W_xSi_{1-x}$  толщиной от 7 до 80 нм, полученные в МГТУ имени Н.Э. Баумана магнетронным распылением вольфрама и кремния на сапфировые подложки. Исследование структуры пленок W-Si проводилось с помощью рентгеновской дифракции на дифрактометре PANalytical Empyrean B.V. с монохроматизированным Cu  $\alpha_1$  излучением, в ЦКПНО ВГУ. Кроме того, для одновременного контроля как кристаллических, так и аморфных фаз на основе кремния, пленки анализировались с помощью спектроскопии комбинационного рассеяния света на спектрометре Raman Microscope RamMics M532 EnSpectr в области 360-560  $\text{cm}^{-1}$  с использованием лазера с длиной волны 532 нм, а также с помощью уникального метода ультрамягкой рентгеновской эмиссионной спектроскопии (УМРЭС) на спектрометре РСМ-500 [3]. Для более точного определения фазового состава исследуемого образца по данным УМРЭС согласно методике, описанной в работе [4], проводится компьютерное моделирование экспериментальных рентгеновских эмиссионных Si  $L_{2,3}$ -спектров на основе эталонных спектров.

Результаты комплексных исследований структуры и фазового состава пленок  $W_xSi_{1-x}$  показали, что в ультратонких пленках толщиной 7 нм вольфрама частично кристаллизуется в фазу  $\alpha$ -W, частично окисляется, а также взаимодействует с кремнием с образованием дисилицида вольфрама  $WSi_2$ . Увеличение толщины пленки  $W_xSi_{1-x}$  до 20 и 40 нм приводит к формированию сложной композитной пленки, содержащей фазы  $\beta$ -W, силицидов  $WSi_2$  и  $W_3Si$ , а также оксидов кремния  $SiO_2$  (около 20% от общего содержания кремния) и вольфрама  $WO_x$ . При дальнейшем увеличении толщины пленки  $W_xSi_{1-x}$  до 80 нм основной фазой становится дисилицид вольфрама  $WSi_2$ , при этом около 20% кремния находится в виде оксида кремния  $SiO_2$ . Увеличение толщины пленок  $W_xSi_{1-x}$  от 7 до 40 нм закономерно приводит к уменьшению электрического сопротивления от  $2.38 \cdot 10^3$  до  $2.4 \cdot 10^2$  Ом, при этом в случае пленки  $W_xSi_{1-x}$  толщиной 80 нм, где преобладает дисилицид вольфрама  $WSi_2$  увеличение толщины приводит к увеличению R до  $8.7 \cdot 10^2$  Ом. Оценка удельного сопротивления данной пленки дает значение  $18,0 \cdot 10^{-5}$  Ohm·cm, близкое к значению для  $WSi_2$ .

Работа поддержана грантом Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых - кандидатов наук (МК-2926.2022.1.2).

Частично работа поддержана грантом FZGU-2020-0036 Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках Государственного задания.

Исследование выполнено при поддержке Министерства науки и высшего образования России в рамках соглашения N 075-15-2021-1351 в части диагностики фазового состава.

## Литература

1. T. Yamashita, S. Miki, H. Terai. IEICE Transactions on Electronics 100, 3, 274 (2017)
2. Y. Pan, W.M. Guan Exploring the novel structure, elastic and thermodynamic properties of W3Si silicides from first-principles calculations/ journal Ceramics International 45 (2019) 15649–15653
3. Ультрамягкая рентгеновская спектроскопия/ Т.М. Зимкина, В.А. Фомичев. – Изд-во Ленинградского университета, 1971. – 132 с.
4. V.A. Terekhov et. al. J. Electron Spec. and Rel. Phenom., 2001, V.114-116, P. 895-900.

## Диэлектрические резонаторы на SiGe гетероструктурах для кремниевой фотоники

А.В. Новиков<sup>1</sup>, М.В. Степихова<sup>1</sup>, С.А. Дьяков<sup>2</sup>, Д.В. Юрасов<sup>1</sup>, М.В. Шалеев<sup>1</sup>, А.Н. Яблонский<sup>1</sup>,  
А.В. Перетокин<sup>1</sup>, В.А. Вербус<sup>1</sup>, Е.В. Скороходов<sup>1</sup>, Е.Е. Родякина<sup>3</sup>, К.В. Барышникова<sup>4</sup>, М.И. Петров<sup>4</sup>,  
V.V. Rutckaia<sup>5</sup>, З.Ф. Красильник<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Институт физики микроструктур РАН, Нижегородская обл.,

д. Афонино, 603087, ул. Академическая, д. 7

<sup>2</sup> Сколковский институт науки и технологий, Москва, 121205, Большой бульвар, д.30, стр.1

<sup>3</sup> ФГБУН ИФП СО РАН им. А.В. Ржанова, Новосибирск, 630090, пр. к. Лаврентьева, 13

<sup>4</sup> Университет ИТМО, Санкт-Петербург, 199034, Биржевая линия, В.О., 14

<sup>5</sup> Martin-Luther-University Halle-Wittenberg, Halle (Saale), Germany, 06120,

Karl-Freiherr-von-Fritsch-Str., 3

тел: +7 (831) 417-94-65, факс: :+7 (831) 417-94-64, эл. почта: [anov@ipmras.ru](mailto:anov@ipmras.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-61

Последние годы активно развивается подход к созданию эффективных, миниатюрных источников изучения основанный на использовании различных резонаторов. При этом особое внимание привлекают к себе диэлектрические резонаторы, в которых можно реализовать моды с очень высокой добротностью. В данной работе показано, что структуры с Ge(Si) самоформирующимися наноструктурами, выращенные на подложках «кремний на изоляторе» являются удобным объектом для исследования характеристик мод различных диэлектрических резонаторов и особенностей их взаимодействия с активной средой [1-5].

В работе представлены результаты по исследованию диэлектрических резонаторов на основе фотонных кристаллов, одиночных и связанных Ми-резонаторов. В качестве активной среды в резонаторах использовались выращенные на SOI подложках светоизлучающие структуры с Ge(Si) самоформирующимися наноструктурами, а также слои n-Ge и локально растянутые микроструктуры на их основе. Представлены результаты анализа реализации в двумерных фотонных кристаллах (ФК) с различной решеткой высокодобротные моды связанных состояний в континууме («bound states in the continuum», BIC). Показано, что для ФК с гексагональной решеткой существует область параметров, при которых в спектральную область люминесценции Ge(Si) островков попадают только высокодобротные моды BIC, что более чем на 2 порядка увеличивает интенсивности сигнала фотолюминесценции ФЛ островков при комнатной температуре за счет их взаимодействия данными модами [3]. При этом экспериментально измеренная добротность линий в спектрах микро-ФЛ, связанных с BIC модами, составила более 2000 [3], что превосходит значения, полученные в прямозонных материалах в режиме лазерной генерации. В докладе представлены первые результаты по реализации электрической накачки ФК с Ge(Si) островками с использованием ионной имплантации низкотемпературного отжига структур. Для Ми-резонаторов в виде дисков отработана технология их формирования на структурах с Ge(Si) островками и исследован модовый состав одиночных и связанных ансамблей Ми-резонаторов.

Продемонстрировано, что для активной среды на основе n-Ge/Si(001) слое формирование ФК позволяет увеличить более чем на порядок интенсивность сигнала ФЛ в области 1.5-1.6 мкм, связанного с прямыми переходами в Ge [4]. Для локально растянутых Ge микроструктур, которые в настоящее время являются перспективными с точки зрения достижения стимулированного излучения, сформированы резонаторы, позволяющие эффективно локализовать э/м поля в растянутой области структуры при минимальном влиянии на величину и распределение деформаций в ней [4]. Определен дизайн двумерных ФК, который может быть использован в односно растянутых Ge микроструктурах.

### Литература

1. V. Rutckaia, et al., // Nano Letters. 2017. V. 17. P. 6886.
2. M.V. Stepikhova, et al., // Semiconductor Science and Technology, 2019, V.34. P. 024003.
3. S.A. Dyakov, et al. // Laser & Photonics Reviews. 2021. V. 15. P. 2000242.
4. D.V. Yurasov, et al., // Journal of Physics D: Applied Physics. 2022. V. 55. P. 075107.
5. Д.В. Юрасов и др., // ФТП 2021. Т.55. С. 420.

## Квантовые регистры на основе зарядовых кубитов в кремнии

Л.Е. Федичкин, В.В. Вьюрков, А.А. Мельников, В.Ф. Лукичев

ФГБУН Физико-технологический институт им. К.А. Валиева,

Москва, 117218, Нахимовский пр., 34

тел: +7 (499)129-00-46, факс: +7 (499)125-38-26, эл. почта: [lukichev@ftian.ru](mailto:lukichev@ftian.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-62

В 1999 году впервые были предложены двойные квантовые точки (две туннельно связанные точки с одним электроном) в качестве перспективных зарядовых кубитов для квантовых компьютеров [1,2]. Достоинством двойной квантовой точки является отщепленность двух нижних энергетических состояний, которые могут выступать в качестве двух базовых состояний кубита. При этом остальные состояния являются энергетически высоколежащими и слабо влияют на эволюцию кубита. Кроме того, малый энергетический зазор между базовыми состояниями обеспечивает существенное подавление процессов декогеренции кубита [3-5]. До этой работы именно опасения сверхбыстрой декогеренции пространственных состояний в твердом теле препятствовали прогрессу в этом направлении исследований.

В развитие этой идеи в 2011 году предложена оригинальная конструкция квантового регистра на основе системы электрически управляемых двойных квантовых точек, сформированных в протяженном Fin-канале кремниевого полевого транзистора - нанопровода (silicon nanowire) [6]. Отдельный кубит состоит из двух двойных квантовых точек [7], в процессе вычислений не происходит перемещения заряда между точками, т.е. в каждый момент времени вероятность нахождения электрона в точке равна 1/2. Такое выполнение кубита устраняет влияние неконтролируемого кулоновского взаимодействия между зарядовыми кубитами с перемещением заряда, а также влияние сил изображения в металлических управляющих электродах. Предложенная конструкция допускает масштабирование и выполнение универсального набора квантовых логических операций. Выполнение двух-кубитных операций обусловлено наличием кулоновского взаимодействия между кубитами.

Недавно были предложены коллективные кубиты, состоящие из идентичных двойных квантовых точек с кулоновским взаимодействием [8]. Эта структура формируется на основе системы кремниевых нанопроводов [9]. Зацепленность кубитов за счет кулоновского взаимодействия резко усиливает ее устойчивость по отношению к внешним возмущениям. Следует особо подчеркнуть, что, в отличие от многих существующих предложений, управление данным регистром основано исключительно на подаче импульсов электрического потенциала, и не требует резонаторов и электромагнитных источников. Это сближает работу данного регистра с функционированием интегральной схемы.

В предлагаемой системе значительно подавлены основные источники декогерентизации, характерные для других реализаций твердотельных квантовых компьютеров на зарядовых кубитах. Формирование кремниевых наноструктур на основе хорошо разработанной технологии создания кремниевых интегральных схем позволяет создавать структуры с малым количеством дефектов и таким образом существенно подавить процессы, являющиеся основным источником 1/f шума, например, в сверхпроводниковых квантовых компьютерах.

Теоретически решена задача измерения конечного состояния регистра [10-12].

### Литература

1. Л. Федичкин, М. Янченко, К. Валиев // IV Российская конференция по физике полупроводников, Новосибирск. 1999. Тезисы докладов. С. 233.
2. L. Fedichkin, M. Yanchenko, K. Valiev // Nanotechnology. 2000. V. 11. P. 387.
3. L. Fedichkin, A. Fedorov // Physical Review A. 2004. V. 69. 032311.
4. L. Fedichkin, A. Fedorov // IEEE Tran. Nanotechnology. 2005. V. 4. P. 65.
5. A.A. Melnikov, L.E. Fedichkin // Russian Microelectronics. 2013. V. 42. P. 148.
6. S. Filippov, V. Vyurkov, A. Orlikovsky // Proc. EUROSOI-2011, Granada, Spain. P. 101.
7. V. Vyurkov, S. Filippov, L. Gorelik // Physics Letters A. 2010. V. 374. P. 3285.
8. V. Vyurkov, A. Levin, L. Fedichkin // Int. Conf. ICMNE'2021, Zvenigorod, Russia. P. 73.
9. V.P. Popov et al. // Solid-State Electronics. 2022. V. 194, P.08326.
10. M. Rudenko et al. Int. Conf. ICMNE'2021, Moscow, Russia. 2014. P. q1-05.
11. L. Fedichkin, M. Shapiro, M.I. Dykman // Physical Review A. 2009. V. 80. 012114.
12. S.A. Gurvitz, L. Fedichkin et al. // Physical Review Letters. 2003. V. 91. 066801.

# Эффекты термооптической нелинейности в резонансных полупроводниковых наноструктурах

М.И. Петров

Физический факультет, Университет ИТМО, Санкт-Петербург,

197101, Кронверкский проспект 49

тел: +7 (812) 607-02-61, эл. почта: [m.petrov@metalab.ifmo.ru](mailto:m.petrov@metalab.ifmo.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-63

В докладе будут представлены результаты современных исследований в области оптотермической нелинейности в полупроводниковых наноструктурах, усиленной высокодобротными резонансными состояниями. Подобные наноструктуры в последние годы привлекают большой интерес научного сообщества, работающего в области фотоники и нанооптики, благодаря малым омическим потерям в полупроводниковых структурах в красной и инфракрасных областях спектра и получившей название диэлектрической нанофотоники [1]. В первой части доклада будет представлен краткий обзор результатов, полученных в недавно появившейся области диэлектрической термонанофотоники [2]. Будут представлены результаты теоретических и экспериментальных исследований по нагреву наноструктур на основе кремния [3] и арсенида галлия, позволяющие, в том числе, осуществлять термооптическое управление генерацией второй гармоники [4]. Будет детально обсуждена задача

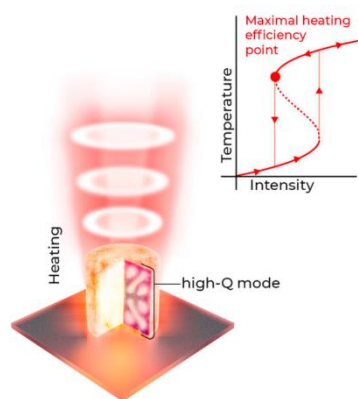


Рис. 1. Оптический нагрев субволнового кремниевого резонатора в режиме термооптической бистабильности.

оптимального нагрева нелинейной резонансной системы и сформулируем условие нелинейной критической связи, обеспечивающее наиболее эффективный нагрев субволнового резонатора. Будет показано, что достижение режима бистабильности имеет решающее значение для достижения условий оптимального нагрева [5]. Наконец, будут обсуждены недавние экспериментальные результаты по термооптическому режиму бистабильности, наблюдаемому в кремниевых метаповерхностях, поддерживающих связанные состояния в континууме. Мы экспериментально продемонстрировали оптически индуцированное переключение состояния метаповерхности, а также пронаблюдали петлю гистерезиса, параметры которой контролируются условиями возбуждения, такими как длина волны накачки и угол падения волны. Полученные результаты могут быть использованы для создания элементов оптической логики в фотонных структурах.

## Литература

1. A. I. Kuznetsov, A. E. Miroschnichenko, M. L. Brongersma, Y. S. Kivshar, and B. Lukyanchuk, "Optically resonant dielectric nanostructures," *Science* (80-. ), vol. 354, no. 6314, p. aag2472, (2016)
2. G. P. Zograf, M. I. Petrov, S. V. Makarov, and Y. S. Kivshar, "All-dielectric thermonanophotonics," *Adv. Opt. Photonics*, vol. 13, no. 3, p. 643, (2021)
3. G. P. Zograf et al., "Resonant non-plasmonic nanoparticles for efficient temperature-feedback optical heating," *Nano Lett.*, vol. 17, no. 5, pp. 2945–2952, (2017)
4. O. Pashina, K. Frizyuk, G. Zograf, and M. Petrov, "Thermo-optical reshaping of SHG emission from dimer all-dielectric nanoresonators," *Opt. Lett.*, vol. 47, no. 8, pp. 1992–1995, (2022)
5. D. Ryabov, O. Pashina, G. Zograf, S. Makarov, and M. Petrov, "Nonlinear optical heating of all-dielectric super-cavity: efficient light-to-heat conversion through giant thermorefractive bistability," *Nanophotonics*, vol. 11, no. 17, p. 3981, (2022)

# Резонансные явления в люминесцентном отклике одиночных цилиндрических резонаторов и их массивов, сформированных на кремниевых структурах с самоформирующимися наноструктурами Ge(Si)

М.В. Степихова<sup>1</sup>, В.А. Вербус<sup>1</sup>, К.В. Барышникова<sup>2</sup>, М.И. Петров<sup>2</sup>, V.V. Rutckaia<sup>3</sup>, Д.В. Юрасов<sup>1</sup>,  
М.В. Шалеев<sup>1</sup>, Д.В. Шенгуров<sup>1</sup>, А.В. Новиков<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Институт физики микроструктур РАН, Нижний Новгород, 603950, ГСП-105

<sup>2</sup> Университет ИТМО, Санкт-Петербург, 199034, Биржевая линия, В.О., 14

<sup>3</sup> Martin-Luther-University Halle-Wittenberg, Halle (Saale), Germany, 06120,

Karl-Freiherr-von-Fritsch-Str., 3

тел: +7 (831)417-94-82, факс: +7 (831)417-94-74, эл. почта: [mst@ipm.sci-nnov.ru](mailto:mst@ipm.sci-nnov.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-64

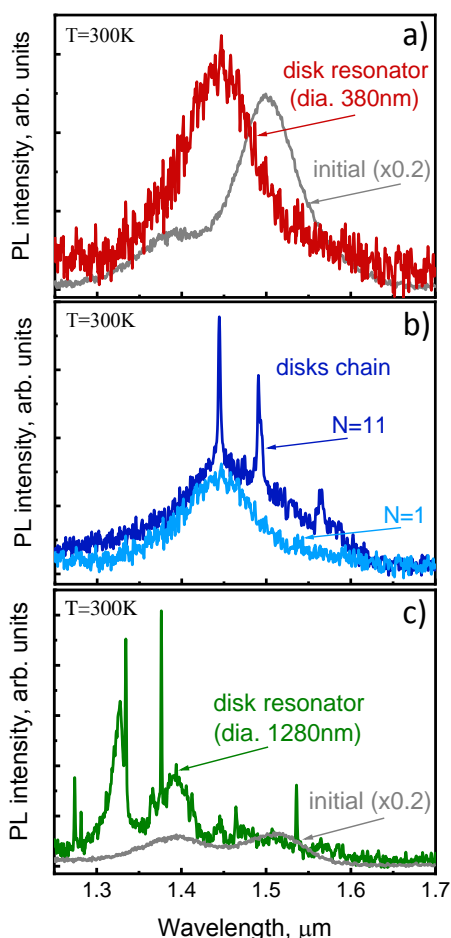


Рис. 1. Люминесцентный отклик цилиндрических резонаторов и их массивов, сформированных на кремниевых структурах с наноструктурами Ge(Si).

тогда как в резонаторах с диаметрами более 1000 нм (рис. 1с) преобладают моды шепчущей галереи, и так называемые квази-связанные состояния в континууме (квази-ВИС). Последние являются следствием деструктивной интерференции мод. Интересно наблюдение в таких структурах коллективных явлений, проявляющихся в появлении резонансных спектров в цепочках цилиндрических резонаторов (рис. 1б), добротность которых пропорциональна  $N^3$ , где  $N$  – число резонаторов в цепочке. Многообразие резонансных явлений, наблюдаемых в цилиндрических резонаторах и их массивах, открывает широкие возможности контроля излучающих свойств активной среды, в данном случае – наноструктур Ge(Si) в кремниевых матрицах, что представляется перспективным для создания эффективных источников излучения на кремнии.

Работа поддержана РФФИ (проект #20-52-12062\_ННИО\_a).



## Генерация и детектирование спиновых токов в структурах ферромагнетик/кремний

Д.В. Гусейнов<sup>1</sup>, А.А. Ежевский<sup>1</sup>, А.В. Сухоруков<sup>1</sup>, А.В. Новиков<sup>2</sup>, Д.В. Юрасов<sup>2</sup>, Н.С. Гусев<sup>2</sup>

<sup>1</sup> ННГУ им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород, 603022, пр. Гагарина, 23

<sup>2</sup> ИФМ РАН, Нижний Новгород, 603950, ГСП-105

эл. почта: [guseinov@phys.unn.ru](mailto:guseinov@phys.unn.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-65

В работе обсуждаются экспериментальные и теоретические аспекты генерации и детектирования спиновых токов в структурах типа ферромагнетик/кремний с модифицированным спин-орбитальным взаимодействием. Введение в кремний тяжелого донора висмута вносит дополнительный спин-орбитальный потенциал, что существенно влияет на процессы рассеяния спинов и, как следствие, на динамику спиновых токов и процессы спин-зарядовой конверсии.

В работах [1,2] мы показали возможность генерации и детектирования спиновых токов в структурах  $\text{Ru/n-Si:Bi/SiO}_2/\text{Si}$  по сигналу инверсного спинового эффекта Холла (ИСХЭ), индуцированного ферромагнитным резонансом (ФМР) в пленке пермаллоя. Проведенные расчеты позволили найти зависимости величины сигнала ИСХЭ от параметров слоев кремния, легированных висмутом. Наблюдался сложный характер изменения формы линии ФМР и сигнала ИСХЭ на контактах структуры в зависимости от положения вектора магнитного поля в плоскости структуры и типа структуры. Проведенный теоретический анализ позволяет дать объяснение наблюдаемым эффектам.

### Литература

1. А.А. Ezhevskii, D. V. Guseinov, A. V. Soukhorukov, et al. Phys. Rev. B 101, 195202 (2020).
2. А.А. Ежевский, Д.В. Гусейнов, А.В. Сухоруков, А.В. и др. ФТП, Т55, № 8, с. 877–881 (2021).

## Влияние термообработок на температурную зависимость дислокационной люминесценции в ионно-имплантированном кремнии

А.Н. Терещенко<sup>1</sup>, Д.С. Королев<sup>2</sup>, А.А. Никольская<sup>2</sup>, А.Н. Михайлов<sup>2</sup>, А.И. Белов<sup>2</sup>, Д.И. Тетельбаум<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики твердого тела имени Ю.А. Осипьяна Российской академии наук, Черноголовка, Московская обл., 142432, ул. Академика Осипьяна д.2

<sup>2</sup> Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского»,

603950, г. Нижний Новгород, пр. Гагарина, 23, Россия

тел: +7 (496) 522-46-85, факс: +7(496) 522- 81-60, эл. почта: [tan@issp.ac.ru](mailto:tan@issp.ac.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-66

В настоящее время кремниевая элементная база оптических межсоединений практически создана. Главной проблемой кремниевой оптоэлектроники является создание эффективного источника излучения, роль которого выполняет светодиод или лазер на кремниевой основе. Однако в силу непрямозонности Si, излучательная рекомбинация в нем на несколько порядков ниже, чем в прямозонных полупроводниках. Одним из возможных решений этой проблемы является использование излучательной рекомбинации на дислокациях в кремнии. Среди различных методов генерации дислокаций особое место занимает создание центров дислокационной люминесценции (ДЛ) методом имплантации ионов кремния с последующей термообработкой. Однако одним из главных препятствий к практическому использованию ДЛ является ее сильное температурное гашение.

В данной работе приводятся экспериментальные результаты, показывающие, что термические обработки дислокационных структур в ионно-имплантированном кремнии радикально влияют на температурную зависимость интенсивности линии D1 ДЛ [1,2]. Например, применяя различные термообработки исследуемых образцов, можно наблюдать возникновение интенсивных максимумов в области высоких температур (~160К) на кривой температурной зависимости (рис.1). Установлено, что наблюдение такого поведения ДЛ возможно только в случае дополнительной имплантации примеси бора в дислокационную область кристалла.

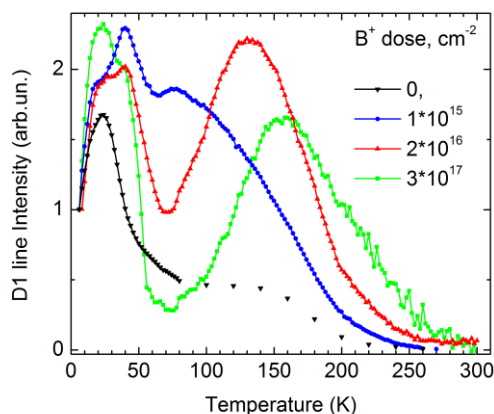


Рис. 1. Зависимость интенсивности максимума линии D1 от температуры для образцов, облученных ионами бора с различными дозами и прошедшими процедуру отжига (830 °С (1 h) с последующим охлаждением до 300 °С со скоростью 3°С/мин в инертной атмосфере (Ar + H<sub>2</sub>)). Также приведена температурная зависимость D1 линии для образца без легирования B<sup>+</sup>, но после аналогичного отжига.

В то же время аналогичный отжиг, но с более быстрым охлаждением образца (на два порядка)

приводит к полному исчезновению данных максимумов в области высоких температур на кривой температурной зависимости. Полученные результаты говорят в пользу предложенного нами ранее механизма [1,2], ответственного за наблюдаемый эффект, а именно формирования в процессе проведенных термообработок борсодержащих комплексов, с которых в дальнейшем происходит термическое высвобождение носителей заряда. Последнее приводит к эффективному увеличению накачки D1-центров люминесценции в определенном температурном интервале.

### Литература

1. A. Nikolskaya, et al., // Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms. – 2020. – V. 472. – P. 32–35.
2. A. Tereshchenko, et al., // Physica Status Solidi A. – 2019. – V. 216, Iss. 17. – P. 1900323.

# Анализ экспериментальной кривой намагниченности кремниевого наносандвича с использованием численного моделирования

Н.И. Руль<sup>1,2</sup>, В.В. Романов<sup>1</sup>, В.А. Кожевников<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург, 195251, ул. Политехническая, 29

<sup>2</sup> Физико-технический институт им А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, 194021, ул. Политехническая, 26

тел: +7 (812)552-65-08, эл. почта: [rul.nicolai@mail.ru](mailto:rul.nicolai@mail.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-67

Полевая зависимость намагниченности кремниевого наносандвича [1], наблюдаемая при комнатной температуре, демонстрирует весьма сложный характер, сформированный, в основном, вкладом квантового магнитного эффекта де Гааза – ван Альфена.

А.М. Косевич и И.М. Лифшиц в знаменитой работе, посвященной статистическому описанию эффекта де Гааза – ван Альфена, ограничились рассмотрением осциллирующей составляющей намагниченности. В то же время квазистационарная составляющая намагниченности может быть определена из эксперимента. Измеренная методом Фарадея полевая зависимость намагниченности отображает поведение системы во внешнем магнитном поле при её прохождении через ряд термодинамически равновесных состояний.

В настоящей работе расчеты намагниченности низкоразмерной кремниевой структуры выполнялись для интервала полей от 100 до 400 Э, который содержит осцилляции с целочисленными факторами заполнения от 4 до 11, включительно. Вычислительная процедура, основанная на использовании двумерной плотности состояний кремниевого наносандвича с гауссовым уширением уровней Ландау и энергетически независимой основой и реализуемая на суперкомпьютере СПбПУ Петра Великого, позволяет по заданному распределению энергетической плотности состояний в окрестностях уровней Ландау провести моделирование осцилляций де Гааза – ван Альфена при

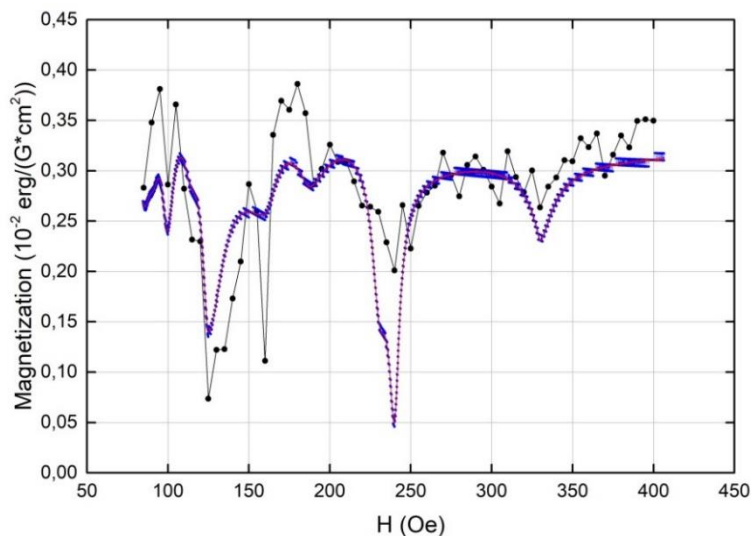


Рис. 1. Экспериментальная (черная) и расчетная (синяя) полевые зависимости намагниченности кремниевого наносандвича для целочисленных факторов заполнения от 4 до 11.

высокой температуре (рис. 1). В проведенных вычислениях принята во внимание ранее обнаруженная [2, 3] зависимость эффективной массы носителей от напряженности внешнего магнитного поля:  $m^* = (1 + \beta H^2)m_0^*$ , где  $m_0^*$  — эффективная масса носителя в отсутствие внешнего магнитного поля. Численный эксперимент, выполненный на суперкомпьютере, показал, что наилучшее согласие с результатами опыта достигается при значениях констант:  $m_0^* = 6 \cdot 10^{-5}m_e$ ,  $\beta = 3 \cdot 10^{-6} \text{ Э}^{-2}$  и ширине уровня Ландау, описываемой

выражением:  $\Gamma = 0.05meV\sqrt{B}$  (где  $B$  измеряется в Гс) при температуре  $T = 300 \text{ К}$ .

## Литература

1. N.T. Bagraev et al // Semiconductors. 2016. Vol.50, 8, pp. 1025-1033.
2. V.V. Romanov et al // Semiconductors. 2019. Vol.53, 12, pp. 1629-1632.
3. V.V. Romanov et al // Semiconductors. 2020. Vol.54, 12, pp. 1593-1597.

## Формирование гексагональной фазы 9R-Si и светоизлучающие свойства кремния при ионном облучении системы SiO<sub>2</sub>/Si

Д.И. Тетельбаум, Д.А. Павлов, Д.С. Королев, А.Н. Михайлов, А.И. Белов, А.А. Конаков,  
А.А. Сушков, В.Н. Трушин, А.А. Никольская

ННГУ им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород, 603022, пр.Гагарина, 23

тел: +7 (960)171-19-42, эл. почта: [tetelbaum@phys.unn.ru](mailto:tetelbaum@phys.unn.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-68

Ионная имплантация выдвинулась на роль одного из главных технологических методов с первых шагов кремниевой электроники. Кроме рутинного применения ионной имплантации при изготовлении интегральных схем, существует масса других применений, и их количество до сих пор непрерывно возрастает. В последнее время возникла перспектива ещё одной «профессии» ионной имплантации кремния – это синтез различных полиморфных модификаций кремния. Наиболее важным стимулом развития данного применения явилось стремление преодолеть основной недостаток алмазоподобного кремния (с-Si) как материала нанопотоники – плохие излучательные свойства, что обусловлено непрямостью этой фазы, и одним из потенциальных путей преодоления данного недостатка является использование ионного синтеза – контролируемого и вполне совместимого с традиционной технологией.

Среди многочисленных полиморфных модификаций кремния особое место занимает гексагональная фаза 9R-Si, для которой грани элементарной ячейки, перпендикулярные гексагональной оси симметрии, характеризуются той же конфигурацией атомов, что и плоскости (111) утроенной элементарной ячейки с-Si, так что включение кристаллитов 9R-Si в материнскую фазу не должно приводить к разрыву связей и сопутствующему нежелательному внесению центров безызлучательной рекомбинации.

Нами установлено, что при ионном облучении образцов с-Si, покрытых термическим оксидом SiO<sub>2</sub> (система SiO<sub>2</sub>/Si), при определенных режимах облучения и последующего отжига в подложке кремния, на границе раздела SiO<sub>2</sub>-Si, формируются включения фазы 9R-Si. Первоначально это было обнаружено при исследовании процессов ионного синтеза GaN путём ионной имплантации Ga<sup>+</sup> и N<sup>+</sup> в плёнку SiO<sub>2</sub>, затем – в случае ионного внедрения Kr<sup>+</sup> с энергией 80 кэВ в плёнку толщиной 120 нм с последующим отжигом при 800 °С (30 мин), а позднее детально изучено для других ионов и режимов имплантации. Толщина слоя с включениями 9R-Si составляет ~20 нм.

Предполагается, что движущей силой фазового перехода с-Si → 9R-Si являются механические напряжения, обусловленные в общем случае действием плёнки SiO<sub>2</sub> с внедрёнными ионами, а также дефектами в приграничной области Si, образованными за счёт атомов отдачи и проникновения некоторой доли бомбардирующих ионов в подложку кремния. Показано, что доля объёма, занятого включениями 9R-Si, максимальна при использовании образцов кремния с ориентациями поверхности, при которых плоскости (111) с-Si образуют с поверхностью достаточно малый угол.

Облучённые образцы обладают фотолюминесценцией (ФЛ) с максимумом вблизи 1240 нм, регистрируемой вплоть до температур, превышающих 78 К. При этом максимальная температура отжига (~800 °С), при которой наблюдается ФЛ, а также максимальная температура образца, до которой ФЛ «выживает», существенно превышают значения, характерные (кроме некоторых специальных случаев) для кремния, облученного без плёнки SiO<sub>2</sub> ионами средних и больших энергий [1,2]. Исследованы также закономерности формирования 9R-Si и ФЛ в зависимости от толщины плёнки SiO<sub>2</sub> и сорта ионов. Обсуждается природа наблюдаемой ФЛ с точки зрения ее принадлежности к фазе 9R-Si, либо к сформированным ионным облучением дефектным центрам в с-Si. С целью решения данной альтернативы выполнен ряд дополнительных экспериментов. Независимо от механизма ФЛ, результаты представляют интерес для применения в приборах кремниевой электроники и фотоники нового поколения.

Работа выполнена в рамках Программы стратегического академического лидерства «Приоритет 2030» Министерства науки и высшего образования Российской Федерации. В части исследования люминесцентных свойств образцов с гексагональной фазой кремния работа поддержана Грантом Президента РФ (МК-4092.2021.1.2).

### Литература

1. G. Davies. The optical properties of luminescence centres in silicon. North-Holland, Amsterdam, 1989. 188 pp.
2. V. D. Tkachev et al. // Phys. Stat. Sol. (a). 1984. V.81. P.313.

# Гексагональный кремний в структуре {113} дефектов как результат совместной кластеризации вакансий и междоузельных атомов

Л.И. Федина, Р.А. Жачук

<sup>1</sup> ФГБУН Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова,

Новосибирск, 630090, пр. к. Лаврентьева, 13

тел: +7 (383)333-27-71, факс: +7 (383)333-27-71, эл. почта: [fedina@isp.nsc.ru](mailto:fedina@isp.nsc.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-69

Повышенный в последнее время интерес к метастабильным аллотропам IV группы (Si, Ge) с гексагональной (2H, 4H и др.) и «открытой» (наличие 8-звенных колец) клатратной структурой (Si<sub>24</sub>, Si<sub>46</sub>, Si<sub>136</sub> и т.д.), переходящей в H-типы [1-3], связан с ожидаемым усилением поглощения/излучения света по сравнению с их алмазными модификациями за счет трансформации зонной структуры в квази- и прямозонную, способную обеспечить повышение эффективности оптоэлектронных приборов и солнечных батарей [2,4]. Все эти аллотропы являются фазами высокого давления, но в виде наноструктур существуют при атмосферном давлении [5-7]. Получение материалов H-типа IV группы базируется на CVD методах, использующих в качестве затравок металл [6] или вискеры с исходной H-структурой, что позволяет вырастить 2H-Ge<sub>x</sub>Si<sub>1-x</sub> и реализовать эмиссию света в широком диапазоне длин волн при 300K [7]. Однако эти методы трудны для совмещения с базовой Si технологией.

Высокодозная имплантация ионов O<sup>+</sup> в Si при 575°C, как известно, также сопровождается образованием H-фазы в плоскости {113} [8]. Этим дефектам, названным из-за их удлинения в направлении <110> иглоподобными (rod-like) {113} дефектами, было уделено много внимания, однако идентифицировать их структуру при имплантации более тяжелых примесей и меньших дозах до сих пор не удается. В Si {113} дефекты обнаруживают люминесценцию на длине 1.37 мкм вплоть до 70K [9]. Эффективная люминесценция на длине ~1.3 мкм при 300K наблюдается при облучении квантовых точек GeSi ионами Ge<sup>+</sup> с дозой ~10<sup>12</sup> см<sup>-2</sup> в процессе их выращивания [10].

В докладе на примере модельных *in situ* экспериментов по облучению Si электронами с энергией 400КэВ в высокоразрешающем электронном микроскопе (ВРЭМ) будет показано, что формирование H-фазы в плоскости {113} связано с накоплением *I-V* пар или *V<sub>2</sub>-2I* кластеров, зависящим от состояния поверхности Si при облучении [11]. Плотное расположение *I-V* пар в плоскости {113} и их последующая трансформация в четырехкратно скоординированные дефекты (FFCD [12]) приводит к образованию «открытой» системы из 8-звенных атомных колец, куда встраиваются <110> цепочки междоузельных атомов (*I<sub>s</sub>*), формируя H-фазу в виде игл. Фактически этот процесс визуализирует образование и эволюцию «клатратного типа» структуры при взаимодействии простейших *I* и *V* в условиях пересыщения по *I<sub>s</sub>*. Во втором случае, как показывают наши недавно выполненные DFT расчеты, *V<sub>2</sub>-2I* кластеры прямо трансформируются в стабильную H-фазу в плоскости {113}, которая при взаимодействии с *I<sub>s</sub>* переходит в неизвестную структуру, пока не поддающуюся расшифровке с помощью ВРЭМ. Это проливает свет на проблему визуализации структуры {113} дефектов и формирование H-фазы при имплантации через образование *V<sub>2</sub>-2I* кластеров.

## Литература

1. L. Fan, D. Yang, D. Li A Review on Metastable Silicon Allotropes// Materials 2021, V.14, P.3964.
2. C. Rödl et al. PRB 2015, V.92, P. 045207.
3. T. B. Shiell et al. PRL 2021, V.126, P.215701.
4. J. Linghu et al. Si<sub>24</sub>: An Efficient Solar Cell Material// J. Phys. Chem. C 2017, V.121, P.15574–15579.
5. S. Pandolfi et al. Nano Letters 2018, V.18, P.5989–5995.
6. A. Fontcuberta i Morral et al Adv. Materials 2007, V.19, P.1347–1351.
7. E.M.T. Fadaly et al Nature 2020, V.580, P.205–209.
8. S. Visitserngrakul, J.C. Barry and S. J. Krause J. Mater. Res., 1991, V.6, No.4, P. 792.
9. N. A. Sobolev et al Phys. Status Solidi A, 1700317 (2017)
10. L. Spindlberger et al Appl. Phys. Lett. 2021, V.118, P. 083104.
11. L. I. Fedina, et al In: Advances in Semiconductor Nanostructures, Growth, Characterization, Properties and Applications, Elsevier, Amsterdam, 2016, P. 383–408.
12. S. Goedecker, T. Deutsch, L. Billard, PRL 2002, V.88, P.235501–235505.

# Высокоомные термостойкие слои кремния, созданные имплантацией ионов $\text{CO}^+$

И.Е. Тыщенко<sup>1</sup>, Ф.В. Тихоненко<sup>1</sup>, С.М. Тарков<sup>1</sup>, В.И. Вдовин<sup>1</sup>, В.П. Попов<sup>1</sup>, К.В. Руденко<sup>2</sup>

<sup>1</sup> ФГБУН Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова,

Новосибирск, 630090, пр. к. Лаврентьева, 13

<sup>2</sup> ФГБУН Физико-технологический институт РАН им. К.А. Валиева,

Москва, 117218, Нахимовский пр., 36, к.1

тел: +7 (383)333-27-71, факс: +7 (383)333-27-71, эл. почта: [popov@isp.nsc.ru](mailto:popov@isp.nsc.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-70

Слой поликремния с центрами рекомбинации и захвата носителей заряда (TR) между скрытым изолятором (BOX) и высокоомной (HR) подложкой в структурах кремния-на-изоляторе (КНИ типа HR-TR SOI) применяется для уменьшения вклада заряженных дефектов в BOX в проводимость прилегающих слоев Si для снижения утечек и СВЧ потерь [1]. Изолирующие слои в полупроводниках могут создаваться локальным введением дефектов в процессе имплантации, например, протонов или ионов  $\text{Ar}^+$ . Основным недостатком такой изоляции является её несовместимость с КМОП процессом из-за низкой термостабильности [2]. При  $T > 600^\circ\text{C}$  кремний восстанавливает свое удельное сопротивление, а также утечки вдоль оксида [3]. Мы предложили использовать для изоляции наноразмерные включения широкозонных полупроводников и диэлектриков (квантовые антиточки) вместо нестабильных радиационных дефектов [4]. Подобные антиточки формируют в окрестностях гетерограниц включений изгибы запрещенной зоны кремния, аналогичные изолирующему слою в p-n переходе, и гарантируют отсутствие подвижных носителей заряда при достаточной концентрации антиточек.

HR-TR слои создавались облучением исходных пластин кремния ионами  $\text{CO}^+$  и  $\text{N}_2^+$  с энергией  $E = 200$  кэВ флюенсами  $\Phi = (5-30) \times 10^{15} \text{ см}^{-2}$  при  $T_{\text{imp}} = 100-300^\circ\text{C}$  до внедрения ионов  $\text{H}_2^+$  ( $E = 120$  кэВ) в пластину-донор, сращивания (бондинга) и скалывания [4]. Перенесенный слой Si толщиной  $\sim 600$  нм утончался или химически, до толщин 50-200 нм в КНИ структурах при послойном окислении при  $1100^\circ\text{C}$  и удалении диоксида кремния в растворе плавиковой кислоты (Рис.1 с, d).

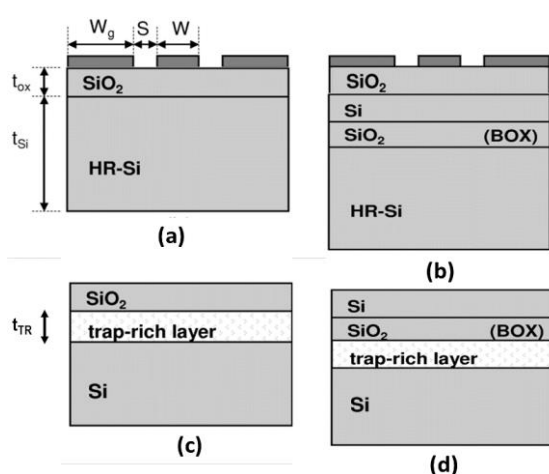


Рис. 1. Сечения образцов с копланарными CPW линиями ( $W = 26 \mu\text{m}$ ,  $S = 12 \mu\text{m}$ ,  $W_G = 210 \mu\text{m}$ ,  $t_{\text{ox}} = 0.3 \mu\text{m}$ ) на: HR-Si (a), на HR-КНИ подложках (b). Сечения образцов, модифицированных низкоомных подложек с дополнительными TR слоями ( $t_{\text{TR}} = 2 \mu\text{m}$ ), стандартной st-Si (c), изготовленной HR-TR SOI.

изготовления интегральных логических КМОП и оптоэлектронных фазовращателей (Рис.1 а, b).

## Литература

1. M. Rack, et al. // ECS Transactions, 2019. V.92, no.4, P.79-94.
2. Y.Wu, et al.// IEEE Electron Device Lett. 2000, V.21, P.442-444.
3. A. Jansman, et al. // in ESSDERC '03, (Portugal, 2003, 16-18 Sept), 3
4. V.P. Popov, et al. // Phys. Status Solidi A. 2021, P.2100109: 1-7.

## Внедрение одиночных атомов фосфора в кремний через маску из монослоя галогена

Т.В. Павлова<sup>1</sup>, В.М. Шевлюга<sup>1</sup>, Ю.А. Воронцова<sup>1,2</sup>, Б.В. Андриюшечкин<sup>1</sup>, К.Н. Ельцов<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Институт общей физики им. А.М. Прохорова РАН, 119991, Москва, ул. Вавилова, 38

<sup>2</sup> Национальный исследовательский университет «Высшая школа экономики»,

101000, Москва, ул. Мясницкая, 20

тел: +7 (499)503-87-84, эл. почта: [pavlova@kapella.gpi.ru](mailto:pavlova@kapella.gpi.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-71

Для создания квантовых структур из примесных атомов в кремнии, таких как кубиты, необходимо легировать кремний одиночными примесями, располагая их с высокой точностью. В настоящее время самой точной методикой внедрения примесей является СТМ-литография, которая используется для внедрения в кремний в основном фосфора [1], и подходит для некоторых других примесей, например мышьяка [2]. СТМ-литография (с минимальным размером области маски в 1 нм) проводится по резисту из монослоя водорода, за которой следует адсорбция  $\text{PH}_3$  ( $\text{AsH}_3$ ), прогрев поверхности и эпитаксия кристаллического кремния.

Мы предлагаем использовать для внедрения одиночных примесей резист из монослоя галогенов, который может дать ряд преимуществ по сравнению с резистом из водорода. Во-первых, за счет более сильной связи с кремнием галогенов по сравнению с водородом, возможно создание одиночных вакансий из атомов кремния для улучшения точности встраивания фосфора [3]. Во-вторых, резист из галогенов лучше защищает поверхность кремния от нежелательного встраивания примесей [4]. В-третьих, сегрегация хлора и десорбция  $\text{SiCl}_2$  при осаждении кремния [5] позволит уменьшить нагрев поверхности в процессе эпитаксии кристаллического кремния [6], что уменьшит диффузию примесей. Кроме того, маска из галогенов совместима с галогенидами примесных атомов, такими как  $\text{BCl}_3$  и  $\text{AlCl}_3$ , для которых не существует гидридов.

В докладе будут представлены реализованные на данный момент этапы предложенного подхода: 1) удаление в СТМ одиночных атомов хлора и брома с поверхности  $\text{Si}(100)\text{-}2\times 1\text{-Cl}$ ,  $\text{-Br}$  [7], 2) удаление атомов хлора совместно с атомами кремния с поверхности  $\text{Si}(100)\text{-}2\times 1\text{-Cl}$  [8], 3) адсорбция  $\text{PBr}_3$  на чистую и галогенированную поверхность  $\text{Si}(100)\text{-}2\times 1$ .

Работа выполнена при поддержке Российского Научного Фонда (грант 21-12-00299).

### Литература

1. S. R. Schofield et al. // Phys. Rev. Lett. 2003. v. 91, P. 136104.
2. T. J. Z. Stock et al. // ACS Nano. 2020. v. 14, P. 3316.
3. T.V. Pavlova, G.M. Zhidomirov, K.N. Eltsov // J. Phys. Chem. C. 2018. v. 122, P. 1741.
4. T.V. Pavlova, K.N. Eltsov // J. Phys.: Condens. Matter. 2021. v. 33, P. 384001.
5. T. Pavlova et al. // J. Phys. Chem. C. 2019. v. 123, P. 19806.
6. A. Farzaneh, R.E. Butera // Appl. Surf. Sci. 2022. v. 589, P. 152877.
7. T. Pavlova et al. // Appl. Surf. Sci. 2022. v. 591, P. 153080.
8. T. Pavlova et al. // Appl. Surf. Sci. 2020. v. 509, P. 145235.

# Атомно-слоевое осаждение (ALD) и атомно-слоевое травление (ALE) для кремниевой нанoeлектроники с проектными нормами 45 нм и менее

К.В. Руденко<sup>1</sup>, А.В. Мяконьких<sup>1</sup>

<sup>1</sup> ФГБУН Физико-технологический институт имени К.А. Валиева Российской академии наук

Москва, 117218, Нахимовский пр-кт, 34

тел: +7 (499)129-56-08, эл. почта: [rudenko@ftian.ru](mailto:rudenko@ftian.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-72

Технологии нанoeлектроники, обеспечивающие как осаждение, так и анизотропное структурирование слоев с точностью в один атомный монослой и перенос размера маски с минимальной погрешностью топологии, объединены общим термином ASP (Atomic Scale Processing). Монослойное разрешение при осаждении/удалении материала обеспечивается циклическим режимом процессов, модифицирующих тонкие пленки, и использованием гетерогенных самонасыщающихся реакций на поверхности [1]. Промышленное применение атомно-слоевого осаждения (ALD) началось с достижением проектных норм ИС 45 нм (HfO<sub>2</sub> как подзатворный диэлектрик MOSFET). С тех пор значительно расширился спектр используемых ALD технологий и материалов в приборных структурах: диэлектрические и металлические затворные стеки HkMG планарных и FinFET MOSFET, а также FeFET транзисторов, диэлектрические спейсеры, лайнеры в щелевой изоляции, барьерные слои и новые металлы проводников в системах металлизации, пассивирующие покрытия и др. [2 – 6]. Весьма важным фактором для применений в нанoeлектронике является конформность ALD-пленок. Это свойство является основополагающим при переходе от планарных структур к 3D- микро- и наноструктурам (FinFET, GAA FET). Особого внимания заслуживают достигнутые в последние годы успехи в осаждении методом ALD двумерных полупроводниковых материалов [4], а также селективные процессы ALD, инициируемые на заданных участках приборной структуры.

Атомно-слоевое травление (ALE) было предложено значительно позже процесса ALD в связи с длительным поиском механизмов, обеспечивающих самонасыщение гетерогенных реакций травления. Циклический процесс атомно-слоевого плазмохимического травления организован как «реверс» процесса ALD, в котором первый шаг цикла предполагает хемосорбцию монослоя активного прекурсора на поверхности, затем – активирование реакции взаимодействия поверхности с монослоем адсорбата (реакции травления) на следующем шаге путем её бомбардировки химически нейтральными ионами плазмы в узком диапазоне энергий. Показаны предельные возможности процесса ALE кремния по толщине удаляемого слоя за цикл, близкой к моноатомному слою кремния, а также селективность ALE-травления, по отношению к оксидам, стремящаяся к бесконечности. Приведены результаты исследований процессов атомно-слоевого травления диэлектриков с высокой диэлектрической проницаемостью, основанного на адсорбции BCl<sub>3</sub> на поверхности травления с последующей активацией [7], а также результаты процессов травления в ALE-режиме кремния и оксида кремния, основанных на формировании полимерной фторсодержащей пленки на их поверхности [8]. Для достижения преимуществ атомно-слоевого травления при изготовлении приборных структур требуется узкая функция распределения ионов по энергиям, активирующих реакцию, что требует создания специализированных источников плазмы и генераторов, ускоряющих ионы, с импульсным сигналом специальной формы (tailored bias).

Работы выполнены в рамках гос. задания ФТИАН им. К.А. Валиева РАН Минобрнауки РФ № FFNN-2022-0019 и частично поддержаны грантом РФФИ 20-07-00832А.

## Литература

1. F. Rahman, J. C. Runyon. // IEEE Trans. on Semicond. Manufact., 2021, v. 34, no. 4, p. 500-512.
2. K. Rudenko, A. Myakon'kikh, A. Rogozhin, et. al. // Rus. Microel. 2018. V. 47 (1). pp. 1-10.
3. Y. Chesnokov, A. Miakonkikh, A. Rogozhin, et. al. // J. Mat. Sci. 2018. V. 53. pp. 7214-7223.
4. Y. Kim et.al. // Adv. Mater. 2021. art. no. 2005907A.
5. V.P. Popov, et.al. // Jour. Phys. D: Appl. Phys. 2021. V. 54 (22). art. no. 225101.
6. A. Rogozhin, et. al. //Coatings. 2021. V. 11 (2). pp. 1-11.
7. V. Kuzmenko, A. Miakonkikh, K. Rudenko // Proc. SPIE. 2019. V. 11022. art. no. 1102226.
8. V. Kuzmenko, A. Miakonkikh, K. Rudenko // J. Phys.: Conf. Ser. 2019. V. 1410. art. no. 012023.



# Покрытые графеном Ni-иглы для СТМ-литографии атомной точности на поверхности кремния

Е.Ф. Миргазизова<sup>1,2</sup>, Т.В. Павлова<sup>1</sup>, К.Н. Ельцов<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Федеральный исследовательский центр «Институт общей физики им. А.М. Прохорова Российской академии наук», Москва, 119991, ул. Вавилова, 38

<sup>2</sup> Факультет физики НИУ Высшая школа экономики, Москва, 109028, ул. Мясницкая, 20  
тел: +7 (499)503-87-69, эл. почта: [eltsov@kapella.gpi.ru](mailto:eltsov@kapella.gpi.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-73

В настоящее время активно развивается наноэлектроника на основе отдельных примесных атомов в кремниевой матрице (single-atom nanoelectronics) [1], в которой используются как отдельно встроенные атомы в качестве квантовых точек, так и двумерные массивы с концентрацией, обеспечивающей переход диэлектрик-металл, для управления квантовым транспортом. Все технологические операции (в стандартном подходе планарных технологий) проводятся в контролируемых условиях сверхвысокого вакуума. В качестве резиста используются монокатомные слои адсорбата (водород [2], галогены [3]). Окна с атомно-резкими краями в резисте (маска) формируются зондом (иглой) сканирующего туннельного микроскопа (СТМ). Для легирования и функционализации используется адсорбция соответствующих молекул. Для запечатывания схемы применяется низкотемпературная гомоэпитаксия. Подложкой является грань {100}.

Для воспроизводимого технологического воздействия на поверхность твердого тела зондом СТМ необходимо иметь достаточно инертную и прочную поверхность острия зонда. Как показывает опыт, острие W- или Pt/Rh-игл, обычно применяемых в СТМ, в режиме туннельного контакта может менять свое состояние при подаче импульсного напряжения, что приводит к плохо воспроизводимым результатам СТМ-литографии на поверхности кремния [4,5]. В данной работе представлены методы создания и контроля СТМ-игл, покрытых монослоем углерода. Использованы иглы из чистой (99.98 %) никелевой проволоки, на поверхности которых реализован термопрограммируемый рост графена [6]. Критерием наличия графена на острие Ni-иглы является специфическая плотность электронных состояний, проявляющаяся в спектрах дифференциальной проводимости  $dI_t/dV_t$  при туннелировании. Принимая во внимание, что  $dI_t/dV_t$  определяется плотностью электронных состояний обоих контактов, в качестве второго контакта выбрана грань Cu(100), имеющая постоянную плотность состояний вблизи энергии Ферми,  $\pm 1$  эВ [7]. Условия синтеза графена: доза пропилена 500-1000 Ленгмюр при комнатной температуре с последующим отжигом при 500 °С. Измерения и технологические процедуры проведены в одной и той же сверхвысоковакуумной установке, оснащенной электронным оже-спектрометром, дифрактометром медленных электронов и СТМ GPI-300 [8], при давлении остаточных газов менее  $6 \cdot 10^{-11}$  Торр. В докладе будут обсуждены детали эксперимента и доказательства наличия графена на поверхности острия Ni-иглы.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (грант 21-12-00299).

## Литература

1. Single-atom nanoelectronics (eds. E. Prati, T. Shinada). Singapore. Pan Stanford Publishing Pte Ltd. 2013. 364 p.
2. M.Y. Simmons et al., Int. J. Nanotechnol., 2008. V. 5, N. 2/3, PP. 352–369.
3. T.V. Pavlova et al., Appl. Surf. Sci. 2020. V.509, P.145235.
4. M. Rashidi et al., ACS Nano. 2018. V.12, P.5185–5189
5. T.V. Pavlova et al., Appl. Surf. Sci. 2022. V. 591, P. 153080.
6. С.Л. Коваленко и др., Письма ЖЭТФ. 2017. Т. 105, вып. 3, с. 170 – 174.
7. C. Baldacchini et al., Phys. Rev. B. 2003. V. 68, P.195109.
8. <http://sigmascan.ru/index.php/ru/menu-uhvstm>

## Интеграция белка Dps с массивом нанонитей кремния по данным микроскопических и рентгеноспектральных исследований

Е.В. Парина<sup>1</sup>, С.Ю. Турищев<sup>1</sup>, В. Сиваков<sup>2</sup>, Е.А. Беликов<sup>1</sup>, Р.Г. Чумаков<sup>4</sup>, А.М. Лебедев<sup>4</sup>, Ю.С. Какулия<sup>1</sup>, О.А. Чувенкова<sup>1</sup>, С.С. Антипов<sup>1,5</sup>

<sup>1</sup> ФГБОУ ВО "Воронежский государственный университет",  
Воронеж, 394018, Университетская пл., 1

<sup>2</sup> Лейбниц институт фотонных технологий, Йена, Германия

<sup>3</sup> Институт биофизики клетки РАН, Пущино, 142290, Институтская, 3

<sup>4</sup> НИЦ "Курчатовский институт", Москва, 123182, пл. Академика Курчатова, д. 1

<sup>5</sup> Балтийский федеральный университет имени Иммануила Канта, Калининград, 236041, ул. Александра Невского, 14

тел: +7 (473)220-82-81, факс: +7 (473)220-88-12, эл. почта: [parinova@phys.vsu.ru](mailto:parinova@phys.vsu.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-74

Массив кремниевых нанонитей (SiNWs) - это перспективная поверхность с контролируемыми физико-химическими свойствами, которая может быть модифицирована функциональными материалами в зависимости от задач применения. Один из перспективных вопросов связан с интеграцией между природными биоматериалами и полупроводниковыми наноструктурами. Белок Dps - DNA-bound Protein from Starved Cells (ДНК-связанный белок клеток в условиях голодания) - это молекула полый сферической формы, которая относится к группе бактериальных ферритинов. Эти молекулы показали способность образовывать ядро окисленного нанокластера железа с пространственным размером, ограниченным внутренней полостью молекулы. Сочетание Dps с массивом SiNWs может позволить создавать гибридные наноматериалы для наноэлектроники или спинтроники. В данном случае белок Dps играет роль источника и контейнера для наночастиц железа, с размером, ограниченным несколькими нанометрами, и идентичной формой, структурой и составом.

Рассмотрена возможность заполнения (интеграции) массивов SiNWs белком apo-Dps (молекулы, свободные от железа), а также информация о составе и структуре поверхностных/объемных частей полученных структур. В рамках этого исследования была изучена способность молекул проникать в пористую матрицу с применением ряда методов характеристики. Морфологические исследования полученных поверхностей планарно и в поперечном сечении проводились методом сканирующей электронной микроскопии высокого разрешения. Атомное и электронное строение поверхности и химический состав до и после иммобилизации Dps изучались с использованием поверхностно-чувствительных методов: синхротронной спектроскопии ближней тонкой структуры края рентгеновского поглощения (XANES) для оценки локального окружения атомов заданного сорта и лабораторной рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (XPS) для определения физико-химического состояния развитой поверхности. Метод спектроскопии ближней тонкой структуры края рентгеновского поглощения (XANES - X-ray absorption near edge structure) дает информацию о распределении локальной парциальной плотности свободных электронных состояний вблизи дна зоны проводимости. Также метод рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (XPS - X-ray Photoelectron Spectroscopy) позволяет получать информацию о зарядовом состоянии атомов, составляющих изучаемый слой поверхности, например, массивов нитевидного кремния. Использовался функционал установки класса "мегасайенс" - синхротронного центра НИЦ "Курчатовский институт".

Показано успешное заполнение пространства внутри массива нитевидного кремния молекулярной культурой белка Dps. Установлено, что развитая поверхность нитевидного кремния не взаимодействует с белковым покрытием, оставаясь стабильной. Ферритин Dps полностью покрывает поверхность нитей кремния субмикронного сечения и может рассматриваться как средство адресной доставки нано- биогридного материала для последующей функционализации развитой поверхности SiNWs. Полученные результаты могут сыграть ключевую роль в будущем формировании композитных наноструктур, содержащих малые наночастицы железа.

Работа выполнена при поддержке стипендии Президента Российской Федерации СП-189.2021.1 для молодых ученых и при поддержке Министерства науки и высшего образования России в рамках соглашения № 075-15-2021-1351.

## Функционализация развитой поверхности кремниевых наноструктур по данным синхротронных исследований

Е.В. Парина, О.А. Чувенкова, Ю.С. Какулия, С.С. Титова, А.К. Пелагина, С.Ю. Турищев

*ФГБОУ ВО Воронежский государственный университет,*

*Воронеж, 394018, Университетская пл., 1*

*тел: +7 (473)240-66-53, факс: +7 (473)220-88-12, эл. почта: [tsu@phys.vsu.ru](mailto:tsu@phys.vsu.ru)*

DOI 10.34077/SILICON2022-75

Кремний является сегодня одним из наиболее популярных материалов для формирования наноструктур. В первую очередь это связано с доступностью кремния как материала, его распространенностью. Преимущества кремниевых наноструктур, как основы микро-, нано- и оптоэлектронных устройств включают отличную технологическую проработку для широкого круга задач, возможность крайне гибкого управления и адресной подстройки фундаментальных свойств: состава, структуры, размерного фактора, локального атомного строения, электронного спектра. Более того, кремниевые наноматериалы и структуры на их основе могут рассматриваться как основа для последующей функционализации развитой поверхности различными материалами от металл-оксидных до нано- биогибридных.

Применение высокоточных методов диагностики чувствительных к поверхности и достижимым границам раздела является основой для эффективного использования функционализированных кремниевых наноструктур. Важными группами, объединяющими методы исследования высокого разрешения, как правило применяемыми в комплексе, являются рентгеноэлектронная спектроскопия, в том числе с использованием высокоинтенсивного синхротронного излучения установок класса «мегасайенс», а также электронная микроскопия. Безусловно, востребовано их эффективное сочетание в рамках единого эксперимента (единой процедуры измерения) на микроскопическом уровне чувствительности к элементам развитой поверхности, что может быть реализовано методами спектромикроскопии.

В работе представлены результаты исследований морфологии, состава, структуры, физико-химического состояния, локального атомного и электронного строения ряда функционализированных кремниевых наноструктур, включая массивы нитевидного кремния, пористого оксида кремния на кремнии, нанопорошков пористого кремния при интеграции с металл-оксидными материалами систем олово-кислород, никель-кислород, медь-кислород, молекулярными или клеточными нано-биоструктурами. Показана возможность эффективного сочетания методов высокого разрешения электронной микроскопии и рентгеноэлектронной спектроскопии, в том числе с использованием высокоинтенсивного синхротронного излучения установок класса «мегасайенс». Демонстрируется успешное применение рентгеноэлектронной спектромикроскопии с использованием лабораторных и синхротронных источников излучения при исследованиях результатов функционализации развитой поверхности кремниевых наноструктур.

Исследования выполнены в рамках проекта РФФ 19-72-20180, проекта РФФИ № 21-53-12042 ННИО\_а, Стипендии Президента РФ СП-189.2021.1 для молодых ученых. Методическая проработка синхротронных исследований выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования России в рамках соглашения N 075-15-2021-1351.

## Влияние режимов вращения кристалла и тигля на гидродинамику и теплообмен в методе Чохральского

В.С. Бердников, В.А. Винокуров, В.В. Винокуров, С.А. Кислицын

*Институт теплофизики им. С.С. Кутателадзе СО РАН,*

*630090, Россия, Новосибирск, пр. Лаврентьева, 1*

*тел.: +7 (383) 316-53-32, факс: +7 (383) 330-84-80, эл. почта: [berdnikov@itp.nsc.ru](mailto:berdnikov@itp.nsc.ru)*

DOI 10.34077/SILICON2022-76

Метод Чохральского – основной промышленный метод получения монокристаллов высокого качества из расплавов. Несмотря на то, что технологические процессы достаточно хорошо отработаны остается задача повышения качества монокристаллов. Поиск оптимальных режимов роста кристаллов – сложная многопараметрическая задача, решение которой зависит от глубокого понимания процессов тепло- и массопереноса в ростовом узле. Важнейшая стадия роста кристалла это переход из расплава в кристаллическое состояние. Кристаллографическое совершенство кристаллов существенно зависит от термодинамических условий этого перехода. Термодинамические условия у фронта кристаллизации (ФК) определяются режимами обтекания ФК и особенностями локального конвективного теплообмена. В методе Чохральского тепловая гравитационно-капиллярная конвекция, возникающая из-за перепада температуры между ФК и стенками тигля, неустранима и неуправляема [1–3]. Ее наличие приводит к неравномерным радиальным распределениям локальных тепловых потоков на фронте кристаллизации, обусловленными натеканием перегретого расплава на кромки кристалла. При высоких перепадах температуры и больших диаметрах ФК теряют устойчивость пограничные слои на ФК. В результате появляются пульсации температуры и локальных тепловых потоков. В зависимости от амплитудно-частотных характеристик пульсаций температуры меняется глубина их проникновения в кристалл и влияние на термические напряжения. А это причины появления полосчатой неоднородности и других несовершенств в кристаллах. Широко применяемым способом управления гидродинамикой и конвективным теплообменом в тигле является подбор угловых скоростей вращения кристалла и тигля. Подбирая эти параметры можно находить режимы смешанной конвекции с почти равномерными радиальными распределениями локальных тепловых потоков на фронте кристаллизации, что является одним из необходимых условий выращивания высококачественных кристаллов из расплавов. В пограничных слоях на ФК в режимах смешанной конвекции так же происходят ламинарно-турбулентные переходы. Границы появления нестационарных режимов течения одна из задач физического и численного моделирования процессов роста кристаллов. Сочетание физического и численного моделирования – наиболее эффективный подход к исследованиям перечисленных процессов. Такой подход использован в данной работе. В данной работе будет представлен обзор результатов исследований на физических моделях метода Чохральского с тиглями различных диаметров, при различных высотах слоев жидкостей имитаторов расплавов в широком диапазоне чисел Прандтля. Численные исследования выполнены методами конечных и компактных разностей, конечных элементов. Была исследована смешанная конвекция и влияние вращения кристалла и тигля на структуру течения, локальные и интегральные тепловые характеристики в режимах термогравитационной конвекции, при смешанной конвекции при вращении только кристалла, противовращении и совращении кристалла и тигля. Числа Прандтля  $Pr = 0.05; 10; 16, 50$  и  $2700$ , т.е. от расплавов металла до высоковязких оксидных расплавов. Относительные высоты слоев расплавов  $0,15 \leq H/R_T \leq 1,5$ . Диапазоны чисел Грасгофа, Марангони и Рейнольдса, построенных по радиусам и скоростям вращения кристалла и тигля, более широкие, чем в реальных технологиях. Найдены режимы с наиболее равномерными распределениями локальных тепловых потоков на ФК и определены границы переходов к нестационарным режимам конвективного теплообмена.

### Литература

1. Критская Т.В. Современные тенденции получения кремния для устройств электроники. Запорожье: ЗГИА. 2013. 354 с.
2. В.С. Бердников и др. // Тепловые процессы в технике. 2011. Т. 3. №4. С.177-186.
3. V.S. Berdnikov, A.I. Prostomolotov, N.A. Verezub // J. Crystal Growth, 2014, 401, 106.
4. V.S. Berdnikov, V.A. Vinokurov, V.V. Vinokurov // Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics. 2017. Vol. 81. № 10. С. 1257-1262.
5. V.S. Berdnikov, V.A. Vinokurov, V.V. Vinokurov // Journal of Physics: Conference Series, 1382 (2019) 012003.

## Новый метод определения параметров ориентации текстурированных пластин мультикристаллического кремния

С.М. Пещерова<sup>1</sup>, Д.В. Шишкин<sup>1</sup>, А.Г. Чушова<sup>1</sup>, М.Ю. Рыбьяков<sup>2</sup>, Е.А. Осипова<sup>3</sup>

<sup>1</sup> ФГБУН Институт геохимии им. А.П. Виноградова,

Иркутск, 664033, ул. Фаворского, 1а

<sup>2</sup> Иркутский государственный университет, Иркутск, 664003, ул. Карла Маркса, 1

<sup>3</sup> Иркутский национальный исследовательский технический университет, Иркутск, 664074, ул. Лермонтова, 83

тел: +7 (3952)42-66-00, факс: +7 (3952)42-70-50, эл. почта: [spescherova@mail.ru](mailto:spescherova@mail.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-77

Переход на возобновляемые источники энергии является основным фактором сокращения выбросов углерода в атмосферу в борьбе с глобальным потеплением. Фотогальваника (PV) является мировым трендом, и для её развития на данный момент предпринимаются усилия, направленные на снижение затрат на производство солнечных элементов и повышение эффективности преобразования солнечной энергии в электрическую [1]. Диагностика структуры выращенных слитков (их полноразмерных пластин) имеет ключевое значение для анализа влияния условий направленной кристаллизации на свойства мультикристаллического кремния. Контроль среднего размера зёрен и параметров их ориентации осуществляется преимущественно для высокопроизводительного (HP) мультикристаллического кремния, эффективность которого напрямую связана с этими характеристиками [2]. Развитие методов компьютерного зрения и искусственного интеллекта позволяют решать подобные задачи и оптимизировать процессы получения и обработки экспериментальных данных. В данной работе представлен метод, основанный на применении рекуррентной нейронной сети для анализа параметров ориентации зёрен на цветных сканированных (при 1200 dpi) текстурированных с помощью щелочного травления (KOH, 20%) пластинах мультикристаллического кремния больших размеров. Потенциально размер анализируемых пластин ограничивается размерами рабочей области оптического сканера (до 44 дюймов). На текстурированных пластинах мультикристаллического кремния «невооружённым глазом» видны зёрна и их границы, что обуславливается особенностями отражения света от ориентационно-чувствительного рельефа поверхности. Учитывая кубическую симметрию элементарной ячейки кремния, последовательное сканирование пластин производили при их повороте на 0°, 90°, 180° и 270° (Рис. 1).

В качестве обучающих данных использованы серии фрагментов всех четырёх сканированных изображений (10×10 пикселей) в зёрнах с известными из анализа дифракции обратно-рассеянных электронов параметрами ориентации (углами Эйлера). Обучающая выборка включала в себя максимальное количество возможных вариантов параметров ориентации, ранее выявленных с помощью технологий компьютерного зрения – сегментации и кластерного анализа. Точность модели составляет 98%.

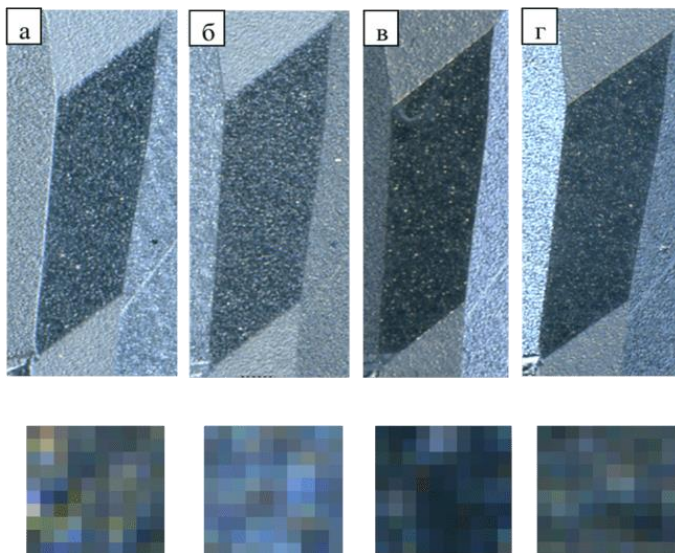


Рис. 1. Фрагменты сканированных изображений мультикристаллического кремния.

### Литература

1. Abid Z. et al. Solar Cell Efficiency Energy Materials //Fundamentals of Solar Cell Design. – 2021. – С. 271-315.
2. Lei Q. et al. Production of high performance multi-crystalline silicon ingot by using composite nucleant //Journal of Crystal Growth. – 2020. – Т. 542. – С. 125666.

# Изучение движения капель золота по поверхности Si(111) с помощью Монте-Карло моделирования

С.В. Кудрич<sup>1,2</sup>, А.А. Спирина<sup>1</sup>, Н.Л. Шварц<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup> ФГБУН Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова,  
Новосибирск, 630090, пр. к. Лаврентьева, 13

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

тел: +7 (383)333-14-75, эл. почта: [nshwartz@isp.nsc.ru](mailto:nshwartz@isp.nsc.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-78

Настоящая работа посвящена моделированию движения капель расплава Au-Si по вицинальной поверхности Si(111) при осаждении золота на подложку кремния. Такое движение наблюдалось экспериментально в температурном диапазоне 650-850 К [1]. Моделирование формирования и движения капель проводилось с использованием программного комплекса SilSlim3D основанном на кинетической решеточной Монте-Карло модели [2]. При моделировании рассматривались следующие элементарные процессы: диффузия атомов золота и кремния по поверхности, растворение кремниевой подложки каплями расплава Au-Si, диффузия жидкого кремния в объеме капли и кристаллизация жидкого кремния на границе раздела капля-подложка. Рассмотрено поведение капель на поверхностях Si с ориентациями (100) и (111). Показано, что на сингулярной и вицинальной поверхностях Si(100) капли не движутся, а травят подложку в вертикальном направлении, формируя пирамидальную ямку. В модели латеральное движение капель Au-Si было обнаружено только на вицинальной поверхности Si(111). Движение капли происходит за счет растворения кремниевой подложки в стремлении достичь равновесной концентрации расплава Au-Si

в объеме капли. Показано, что капли движутся в сторону вышележащих ступеней в направлении  $\langle 110 \rangle$ . Выяснено, что направленное движение капель обусловлено асимметрией латеральной границы раздела капля-подложка. Причиной асимметрии латеральной границы раздела на вицинальной поверхности Si(111) являются ступени. Движущиеся капли, растворяя поверхность Si, оставляют позади себя след. При зарастании следа латеральная граница раздела капля-кристалл становится симметричной и направленное движение капель по террасе вицинальной поверхности прекращается. Показано, что при движении капли по террасе ее скорость практически постоянна, а при пересечении вышележащей ступени скорость значительно увеличивается. Продemonстрировано влияние температуры отжига подложки Si на плотность, размер и скорость движения капель. На Рис.1 показана зависимость пройденного каплей пути от времени осаждения золота, иллюстрирующая зависимость скорости капли от разориентации поверхности.

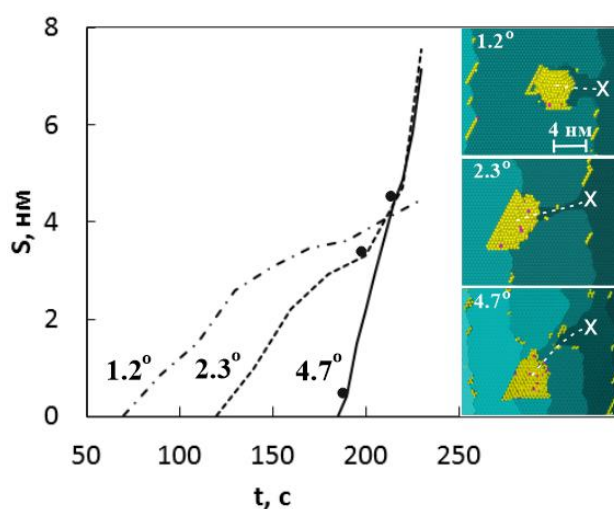


Рис. 1. Зависимость пройденного каплей пути от времени осаждения золота при  $T=800$  К по вицинальным поверхностям Si(111) с разными углами разориентации. Точками отмечены моменты времени при пересечении каплей вышележащей ступени. На вставках - фрагменты поверхностей на момент времени  $t=230$  с, крестиком отмечено положение капли до начала движения.

Работа выполнена при поддержке программы Минобрнауки РФ (№ 0242-2021-0008).

## Литература

1. S. Curiotto et al., Surface Science, 2015, 632, 1.
2. А.Н. Карпов и др., Выч. мет. программирование, 2014, 15 (3), 388.

# Численное моделирование процесса роста кристаллов из расплавов на вращающемся диске

С.А. Кислицын<sup>1</sup>, В.С. Бердников<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup> ФГБУН Институт теплофизики им. С.С. Кутателадзе, Новосибирск, 630090, пр. к. Лаврентьева, 1

<sup>2</sup> Новосибирский Государственный Технический Университет,

Новосибирск, 630073, Карла Маркса проспект, 20

тел.: +7 (383) 316-53-32, эл. почта: [100pch@mail.ru](mailto:100pch@mail.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-79

Численно исследованы процессы кристаллизации кремния и воды на охлаждаемом диске, расположенном на уровне свободной поверхности расплава. Исследования проведены с неподвижным диском в режимах тепловой гравитационно-капиллярной конвекции и при равномерном вращении диска в режимах смешанной конвекции. Изучено влияние режимов сопряженного конвективного теплообмена на нестационарные поля температуры во всей расчетной области и на формы фронтов кристаллизации (рис. 1). Задача в данной постановке рассматривается как упрощенная модель промежуточного этапа выращивания монокристаллов путем вытягивания со свободной поверхности расплава методом Чохральского. Знания о закономерностях формирования полей температуры в кристалле и в ближайшей окрестности фронта кристаллизации необходимы для анализа структурных превращения и их механизмов при кристаллизации и получении многофункциональных монокристаллов [1]. Вода обладает инверсной зависимостью плотности от температуры и рассматривается как жидкость – имитатор расплавов теллуридов. Аналогичной зависимостью обладает, например, расплав кадмий-ртуть-теллур [2], кристаллы которого широко

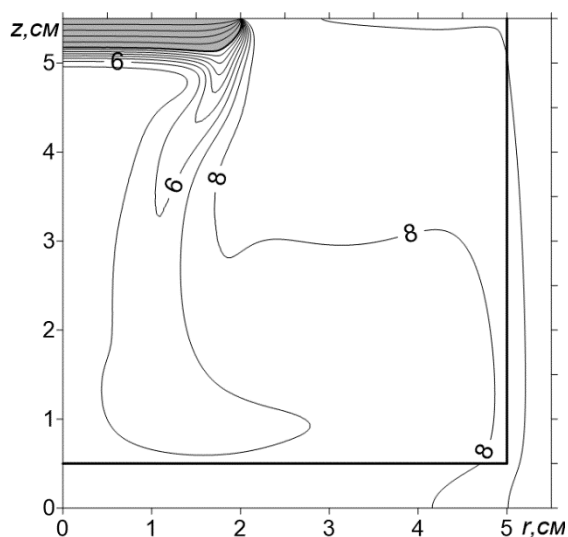


Рис. 1. Поле температуры и форма кристалла льда в момент времени  $t = 599$  с при скорости вращения диска  $\omega D = 5$  об/мин, температуре на диске  $T_D = -5$  °С и температуре на боковой внешней поверхности тигля  $T_C = 10$  °С.

применяются в технике, работающей в ИК-диапазоне [3]. Расчеты проведены методом конечных элементов с использованием адаптивной треугольной сетки и учетом теплоты кристаллизации в осесимметричной постановке [4]. Сетка перестраивалась с учетом изменяющегося положение фронта кристаллизации, имеет сгущение ко всем границам, включая границу раздела кристалла и расплава. Теплота кристаллизации учитывалась через внутренний источник энергии. Границы зоны учета теплоты кристаллизации определялись в итерационном процессе решения уравнений внутри временного шага. Данный метод подходит как для учета выделения тепла при кристаллизации, так и поглощения его при плавлении. Сходимость численного метода учета теплоты кристаллизации подтверждена сравнением с аналитическим решением задачи Неймана для полуограниченной области.

## Литература

1. С.С. Горелик, М.Я. Дашевский Материаловедение и технология новых материалов. 2-е издание, переработанное и дополненное. М.: МИСИС, 2003. 480 с.
2. V.M. Glazov, L.M. Pavlova Liquefaction phenomena in CMT melts and structural features in cadmium and mercury tellurides in a liquid phase // Journal of Crystal Growth 184/185 (1998) 1253-1261.
3. Н. Кульчицкий, А. Наумов, В. Старцев Охлаждаемые фотоприемные устройства ИК-диапазона на кадмий-ртуть-теллуре: состояние и перспективы развития // Электроника НТБ. 2020. № 6. С. 114-121.
4. Ю.Г. Соловейчик, М.Э. Рояк, М.Г. Персова Метод конечных элементов для решения скалярных и векторных задач. Новосибирск: НГТУ, 2007. 896 с.

# Транспорт заряда и природа ловушек в приборах сегнетоэлектрической памяти на кремнии

В.А. Гриценко

ФГБУН Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова,

Новосибирск, 630090, пр. к. Лаврентьева, 13

тел: +7 (383)333-27-71, факс: +7 (383)333-27-71, эл. почта: [grips@isp.nsc.ru](mailto:grips@isp.nsc.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-80

Сегнетоэлектрическая (в англоязычной литературе Ferroelectric Random Access Memory FeRAM) память интенсивно разрабатывается для трех возможных применений [1]. Во-первых, FeRAM имитирует работу синапса - элемента, который соединяет нейроны в мозге. FeRAM является ключевым элементом нейроморфной электроники, являющейся актуальным направлением разработки искусственного интеллекта. Во-вторых, FeRAM интересна для разработки быстродействующей, радиационно-стойкой флэш-памяти. В-третьих, FeRAM является перспективным кандидатом для универсальной памяти, которая объединяет высокое быстродействие и неограниченное число циклов оперативной памяти и энергонезависимость флэш-памяти.

Рассматриваются три материала на основе оксида гафния: оксид гафния, легированный гафнием La:HfO<sub>2</sub> [2], твердый раствор оксида гафния-циркония HfZrO [3], твердый раствор оксида гафния-циркония, легированный гафнием La:HfZrO [4]. Транспорт заряда в трех вышеперечисленных материалах не описывается общепринятым в мировой литературе эффектом Френкеля. Эта модель предсказывает нефизично малую концентрацию ловушек на уровне 10<sup>4</sup>-10<sup>8</sup> см<sup>-3</sup>. Перенос заряда в La:HfO<sub>2</sub>, HfZrO, La:HfZrO количественно описывается моделью фонон облегченного туннелирования между нейтральными ловушками [5].

Согласие эксперимента и расчета для всех трех материалов наблюдается при одинаковых параметрах ловушки: термическая энергия  $W_t=1.25$  эВ, оптическая энергия  $W_{opt}=2.5$  эВ. Такие же величины энергий ловушек ранее наблюдались в HfO<sub>2</sub> [5,6].

## Литература

1. В.А. Гриценко, Д.Р. Исламов. Физика Диэлектрических Пленок: Механизмы Транспорта Заряда и Физические Основы приборов Памяти. Новосибирск: Параллель, 2017. 352 с.
2. V.A. Gritsenko, A.A. Gismatulin // Appl. Phys. Lett. 2020. Т. 117, С. 142901.
3. D. R. Islamov, et al. // Acta Materialia. 2019. Т. 166, С. 47-55.
4. T. V. Perevalov, et al. // Appl. Phys. Lett. 2021. Т. 118, С. 262903.
5. T. V. Perevalov, I. P. Prosvirin, E. A. Suprun et al. // Journal of Science-Advanced Materials and Devices. 2021. Т. вып.4. С. 595.
6. Т. В. Перевалов, В. А. Гриценко, А. К. Гутаковский, И. П. Просвирина, // Письма в ЖЭТФ. Т. 109, С. 112-117.



## КНИ и КНС структуры для экстремальной электроники

В.П. Попов, И.Е. Тыщенко

ФГБУН Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова,

Новосибирск, 630090, пр. к. Лаврентьева, 13

тел: +7 (383)333-42-93, факс: +7 (383)330-52-59, эл. почта: [popov@isp.nsc.ru](mailto:popov@isp.nsc.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-81

Структуры кремний-на-сапфире (КНС) и кремний-на-изоляторе (КНИ) изначально разрабатывались для радиационно-стойкой элементной базы для работы в космосе и ядерных установках [1, 2]. Однако, выращенный эпитаксиальный слой Si содержал высокую плотность дефектов из-за рассогласования решеток в КНС и больших доз ионов для ионного синтеза скрытого изолятора в КНИ структурах. Предложенные в 80-90х годах технологии водородного скалывания и прямого сращивания позволили обеспечить приборное качество слоя Si и массовое применение КНИ пластин, особенно на высокоомном кремнии [3]. Разработанные нами способы формирования гетероструктур вакуумным бондингом и водородным переносом защищены 15 патентами РФ. Показано, что созданные этим методом гетероструктуры с несогласованными решетками, содержащие полупроводниковые слои толщиной от 3 до 2000 нм на 2 - 2000 нм аморфных или кристаллических слоях диэлектриков или других полупроводников, демонстрируют структурные и транспортные свойства носителей заряда как в объёмных кристаллах, но с существенно меньшими токами утечки в приборных структурах.

Слой поликремния с центрами рекомбинации и захвата носителей заряда (TR) между скрытым изолятором (BOX) и высокоомной (HR) подложкой в структурах кремния-на-изоляторе (КНИ типа HR-TR SOI) применяется для уменьшения вклада заряженных дефектов в BOX в проводимость прилегающих слоев Si для снижения утечек и СВЧ потерь [3]. Мы предложили использовать для изоляции наноразмерные включения широкозонных полупроводников и диэлектриков (квантовые антиточки) вместо нестабильных радиационных дефектов [4]. Подобные антиточки формируют в окрестностях гетерограниц включений изгибы запрещенной зоны кремния, аналогичные изолирующему слою в p-n переходе, и гарантируют отсутствие подвижных носителей заряда при достаточной концентрации антиточек даже при встроенном в BOX заряде  $\sim 5 \times 10^{12} \text{ см}^{-3}$ .

Промежуточные азотированные или фторированные слои оксидов кремния и металлов снижают на 30-80% плотность состояний и компенсируют накопление положительного заряда при дозах гамма-облучения вплоть до 10 Мрад на границе изолирующего скрытого оксида (BOX) с перенесенным (приборным) слоем кремния.

Замена изолирующего слоя SiO<sub>2</sub> в BOX high-k оксидами металлов с ионно-ковалентными связями ведет к захвату отрицательного заряда немостиковым кислородом и аналогичному снижению скорости накопления положительного заряда в диэлектрике при ионизирующем облучении. Более того, high-k BOX диэлектрики могут восстанавливать свои изолирующие свойства после сбоев, вызванных тяжелыми частицами с большими сечениями потерь энергии, при последующих умеренных импульсах тока и прогревах, а также служить ловушками заряда в ячейках памяти.

Показано, что ALD технология позволяет формировать нанометровые слои high-k BOX диэлектрика (HfO<sub>2</sub>, ZrO<sub>2</sub>, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) в КНИ и КНС структурах, пригодного не только для низковольтной энергоэффективной электроники, но и для создания сегнетоэлектрических транзисторов и радиационно-стойкой энергонезависимой, а также контентно-адресуемой памяти для нейроморфных СБИС в системах-на-кристалле (СнК) и радиофотонике. Дополнительно предложены способы локальной электрической изоляции для интеграции мощных выходных сигналов или встроенных СВЧ каналов в СБИС СнК.

### Литература

1. Н.М. Manasevit, W.L. Simpson // Journ. Appl. Phys. 1964. V.35, N.4. P.1349-1351.
2. М.Н. Badawi, K.W. Anand. // Journ. Phys.:D. 1977. V.10. P.1931-1936.
3. M. Rack, et al. // ECS Transactions, 2019. V.92, no.4, P.79-94.
4. V.P. Popov, et al. // Phys. Status Solidi A. 2021, P.2100109: 1-7.

## Термостабильность заряда в КМОП совместимой технологии энергонезависимой памяти СТ-NVM с HZO блокирующим слоем

Ф.В. Тихоненко<sup>1</sup>, В.А. Антонов<sup>1</sup>, К.А. Толмачев<sup>1</sup>, В.П. Попов<sup>1</sup>, А.В. Мяконьких<sup>2</sup>, К.В. Руденко<sup>2</sup>

<sup>1</sup> ФГБУН Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова,  
Новосибирск, 630090, пр. к. Лаврентьева, 13

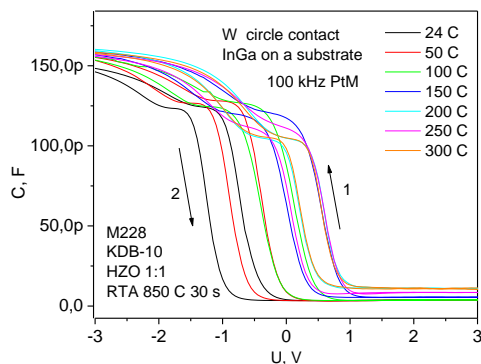
<sup>2</sup> ФГБУН Физико-технологический институт им. К.А. Валиева РАН,  
Москва, 117218, Нахимовский пр., 36, к.1

тел: +7 (383)333-42-93, факс: +7 (383)330-52-59, эл. почта: [popov@isp.nsc.ru](mailto:popov@isp.nsc.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-82

Уже более 30 лет устройства энергонезависимой флэш-памяти (NVM) с захватом заряда плавающим затвором (FG), являются одним из ключевых факторов быстрого развития современных интеллектуальных систем. Увеличение плотности заряда, а значит и объема памяти было достигнуто захватом заряда (СТ) на ловушки в слое  $\text{Si}_3\text{N}_4$  структур SONOS. (silicon-oxide-nitride-oxide-silicon). Миниатюризация СТ-NVM памяти привела к переходу от SONOS к MANOS (metal–aluminum-oxide–nitride–oxide–silicon) структурам, обладающим большим быстродействием и плотностью заряда за счет применения захватывающих и блокирующих high-k слоев  $\text{AlO}_x$  и металлических электродов с большой работой выхода [1]. С целью уменьшения напряжения записи/считывания, упрощения и выполнения требований совместимости с современной кремниевой КМОП технологией представляет интерес применение блокирующих слоев на основе high-k оксидов гафния-циркония (HZO), активно использующихся в качестве современных подзатворных диэлектриков КМОП транзисторов и NVM памяти.

HZO стеки, состоящие из 200 монослоев  $\text{HfO}_2/\text{ZrO}_2$  (1:1), были сформированы плазменно стимулированным атомно-слоевым осаждением (PEALD) при  $300^\circ\text{C}$  на (001) Si пластинах p-типа с удельным сопротивлением 10 Ом·см. Пластины Si с 2 нм естественным окислом подвергали азотированию при  $500^\circ\text{C}$  в течение 5 мин из удаленного источника плазмы  $\text{N}_2$  мощностью 400 Вт. Для осаждения оксида гафния использовали металлоорганический Hf-и Zr-прекурсоры ТЕМАН и ТЕМАZ. Плазму  $\text{O}_2$  применяли в качестве окисляющего прекурсора при давлении 15 мТорр и мощности 250 Вт в течение 1-4 сек. Кристаллизация HZO стека осуществлялась отжигом в  $\text{O}_2$  при  $450^\circ\text{C}$  1 час. Дальнейшие термообработки проводили путем 30-секундного ступенчатого быстрого термического отжига (st-RTA) при температурах от 600 до  $1000^\circ\text{C}$  одного и того же образца с охлаждением и CV измерениями после каждого шага, или путем изохронного RTA (i-RTA) разных образцов при каждой температуре в течение 30 секунд. Металлическими электродами МДП структур служили 100 нм W пленки, нанесенные для CV измерений после RTA при температурах от RT до  $300^\circ\text{C}$  (рисунок).



HZO стеки после RTA с  $T_{\text{RTA}} \leq 700^\circ\text{C}$  показывают сегнетоэлектрический гистерезис CV характеристик, а после  $T_{\text{RTA}} \geq 800^\circ\text{C}$  гистерезис, обусловленный захватом дырок на ловушки. Причем величина этого гистерезиса практически не зависит от температуры измерений до  $300^\circ\text{C}$ . Программирование и стирание осуществлялось при напряжении  $\pm 4$  В с окном памяти  $\Delta V = 0.5$  В при  $24^\circ\text{C}$  и 0.35 В при  $300^\circ\text{C}$ . Исходя из площади W электрода  $A = 3,14 \times 10^{-4} \text{ см}^2$ , удельные емкость  $C_{\text{ox}}$  и захватываемый заряд  $N_t$ , равны  $C_{\text{ox}} = 0,51 \text{ мкФ/см}^2$  и  $N_t = C_{\text{ox}} \Delta V / q = 1,6 \times 10^{12} \text{ см}^{-2}$ . Величина окна памяти  $\Delta V = 0.5$

В была неизменной в диапазоне частот от 0.01 до 1 МГц и до  $250^\circ\text{C}$ , что указывает на туннельный характер захвата и выброса заряда ловушками [2].

Таким образом, эксперименты показали перспективность замены блокирующего слоя  $\text{AlO}_x$  на HZO стек в СТ-NVM памяти типа MANOS, обеспечивающей как совместимость с современной КМОП технологией, так и возможность применения подобной памяти для электроники ответственных применений, например, в транспортных беспилотных системах. Одной из причин высокой термостабильности окна памяти является кристаллизация HZO стека при  $T \geq 400^\circ\text{C}$ .

### Литература

1. С.-Y. Chen et al. // Solid-State Electronics. 2012. V.78, No.12, P.22–27.
2. J.H. Zhao et al. // J. Appl. Phys. 2016. V.120, P.145304: 1–6.

## Структуры с барьерами Шоттки PtSi/поли-Si для болометрических ИК приемников: исследование процессов формирования и разработка метода изготовления

К.В. Чиж, Л.В. Арапкина, В.П. Дубков, Д.Б. Ставровский, **В.А. Юрьев**  
Институт общей физики им. А.М. Прохорова Российской академии наук,  
Москва, 119991, ул. Вавилова, 38  
тел: +7 (499) 503-87-77, доб: 144, эл. почта: [vyuryev@kapella.gpi.ru](mailto:vyuryev@kapella.gpi.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-83

В настоящее время важной технологической задачей является снижение себестоимости производства матричных фотоприемных устройств (МФПУ) в сочетании с возможностью их массового производства. Один из перспективных подходов к решению этой задачи заключается в разработке недорогих диодных МФПУ на основе структур с барьерами Шоттки PtSi/поли-Si, производимых по технологии совместимой с КМОП-процессами.

В процессе разработки и изготовления структур с барьерами Шоттки были изучены процессы, происходящие во время роста пленок аморфного и поликристаллического кремния на подложках  $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{SiO}_2/\text{c-Si}$ . Результаты структурного исследования слоев Si с использованием просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения (ПЭМ ВР) и метода дифракции быстрых отраженных электронов (ДБОЭ) показали, что на подложках  $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{SiO}_2/\text{c-Si}$  в интервале температур от 30 до 420°C формируется слой аморфного кремния. Переход от аморфной структуры к поликристаллической после достижения пленкой критического значения толщины наблюдается в интервале температур от 420 до 500°C. Формирование сложной пленки поли-Si/a-Si подтверждается также методом комбинационного рассеяния света. При более высоких температурах растет только слой поликристаллического Si, что также подтверждается методом ДБОЭ. Методом ИК-Фурье спектроскопии обнаружена и исследована встречная диффузия атомов водорода из пленки  $\text{Si}_3\text{N}_4$  в пленку кремния и атомов кремния в слой  $\text{Si}_3\text{N}_4$  при комнатной температуре [1, 2].

На этапе формирования слоев PtSi/поли-Si методами рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии, ПЭМ ВР и рентгеновской дифрактометрии было установлено, что при магнетронном напылении платины на поверхности поли-Si образуется интерфейсная пленка, состоящая из силицидов  $\text{Pt}_3\text{Si}$  и  $\text{Pt}_2\text{Si}$ , находящихся в аморфном и кристаллическом состояниях. При нагреве структуры Pt/( $\text{Pt}_3\text{Si}+\text{Pt}_2\text{Si}$ )/поли-Si в интервале температур от 125 до 214°C в течение 30 мин. происходит релаксация интерфейсной пленки за счет частичного перехода  $\text{Pt}_3\text{Si}$  в  $\text{Pt}_2\text{Si}$ . Повышение температуры отжига до ~ 350°C приводит к полному переходу фазы  $\text{Pt}_3\text{Si}$  в  $\text{Pt}_2\text{Si}$  и к появлению фазы PtSi, а при температуре 480°C фаза  $\text{Pt}_2\text{Si}$  полностью переходит в фазу PtSi [3].

Разработанные и изготовленные диоды Шоттки на основе структур PtSi/поли-Si обладают достаточно высоким температурным коэффициентом напряжения (~ 2 %/°C при оптимальных режимах измерения), позволяющим использовать их в качестве датчиков температуры микроболометрических детекторов излучения [4]. Их чувствительность сопоставима с чувствительностью p-n-переходов, сформированных в монокристаллическом Si или в подложках КНИ, тогда как их изготовление проще, чем у диодов на монокристаллическом кремнии. Созданный процесс изготовления микроболометрических ячеек с цепочками диодов Шоттки на мембране – прототипов элементов ИК матриц – совместим с КМОП-технологией [5].

Для достижения равномерной спектральной зависимости чувствительности болометрического ИК детектора в широком диапазоне длин волн (от 2 до 17 мкм) был предложен метод нанесения тонкого поглощающего покрытия на основе многостенных углеродных нанотрубок (МУНТ). Полученные пленки МУНТ толщиной не более 1,2 мкм в указанном спектральном диапазоне имеют равномерный коэффициент поглощения, превышающий 0,5. Экспериментальные результаты показывают, что пленки МУНТ могут эффективно применяться в качестве поглощающего покрытия при изготовлении болометрических приемников ИК излучения [6].

### Литература

1. K.V. Chizh *et al.*, Mater. Sci. Semicond. Process. 99 (2019) 78–84.
2. L.V. Arapkina *et al.*, Sol. Energy Mater. Sol. Cells 230 (2021) 111231.
3. K.V. Chizh *et al.*, J. Alloy. Compd. 843 (2020) 155908.
4. V.A. Yuryev *et al.*, J. Appl. Phys. 117 (2015) 204502.
5. V.A. Yuryev *et al.*, Proc. SPIE 9519 (2015) 95190K.
6. K.V. Chizh *et al.*, Opt. Mater. 126 (2022) 112151.

## **Карбид кремния (SiC). Применение в российской силовой электронике. Настоящее, будущее сквозного процесса производства в России.**

**А.А. Жилин**

*АО ЧЭАЗ (АО НПП Энергомодуль), Москва*

DOI 10.34077/SILICON2022-84

Карбид кремния (SiC), как материал для силовой электроники, интенсивно исследуется в течение последних двух десятилетий и в настоящее время имеется множество коммерчески доступных устройств, которые могут работать при более высоком напряжении, более высокой частоте переключения и более высокой температуре.

Силовая электроника — это область электроники, связанная с преобразованием или коммутацией электрической энергии. Основной задачей силовой электроники является минимизация потерь энергии при преобразовании и управлении потоками электрической энергии. В промышленно развитых странах более 70% всей вырабатываемой электроэнергии проходит через полупроводниковые преобразователи. Их суммарная установленная мощность вполне сопоставима с суммарной величиной генерирующих мощностей, поэтому технический уровень преобразователей ощутимо влияет на состояние всей энергетики. В России через полупроводниковые преобразователи проходит примерно 30% электроэнергии и увеличение этой доли до мирового уровня позволит экономить 12-15% всей вырабатываемой электроэнергии. Ускоренное развитие силовой полупроводниковой преобразовательной техники, является, пожалуй, одним из самых быстрых и наименее затратных путей ощутимого снижения энергоёмкости при производстве валового внутреннего продукта (ВВП).

Эволюция технологий силовой электроники всегда двигалась в сторону более высокого КПД, более высокой плотности энергии и большей интегрированности систем. Силовые полупроводниковые устройства на карбиде кремния (SiC) играют решающую роль в этой непрерывной эволюции.

В последние годы правительства США, ведущих стран Европы и Юго-Восточной Азии обеспечивают многомиллионными контрактами фирмы и научные центры, которые разрабатывают как военную, так и гражданскую электронику на карбиде кремния. В результате проводимых работ сейчас на основе SiC за рубежом уже разработаны промышленные образцы приборов нового поколения и ведется их серийное производство.

АО ЧЭАЗ заинтересован в создании сквозного проекта производства транзистора/диода Шоттки в России. Текущий российский рынок (2021 г.) компонентов SiC (силовые модули, транзистор, диода Шоттки) составляет 185 млн.\$ . Планируемый рост в 2022-2025 гг. составляет 25-30%. АО ЧЭАЗ является крупнейшим потребителем компонентов SiC в России - 100.000 шт. в 2021г. и 250.000 шт. в 2022 г. На основе этих компонентов АО ЧЭАЗ производит силовые модули, затем силовые ячейки – на основе которых создается конечная продукция преобразователи питания, ВЧРП и др. изделия

АО ЧЭАЗ имеет 80 летний опыт производства силового оборудования, а компания партнер АО «НПО «ЭНЕРГОМОДУЛЬ» (Москва/Чебоксары) имеет 16 летний стаж и более 15.000 типов изделий. Осуществляет свою деятельность в сфере разработки и производства силовых модулей, а также преобразователей электрической энергии на их основе с использованием полупроводниковых кристаллов IGBT, MOSFET, FRD ведущих зарубежных и российских производителей. Для решения задачи создания и производства высокотехнологичных силовых модулей, параметры и характеристики которых соответствуют лучшим зарубежным аналогам, были объединены научные и технологические потенциалы ОАО «Ангстрем», как разработчика технологий полупроводниковых кристаллов Si, и АО «НПО «ЭНЕРГОМОДУЛЬ», как разработчика технологий модульных конструкций.

## Модели контентно-адресуемой памяти на основе двухзатворных сегнетоэлектрических КНИ транзисторов

М.С. Тарков, А.Н. Леушин, Ф.В. Тихоненко, В.П. Попов  
ФГБУН Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова,  
Новосибирск, 630090, пр. Ак. Лаврентьева, 13  
тел.: +7 (383) 333-2537, эл. почта: [tarkov@isp.nsc.ru](mailto:tarkov@isp.nsc.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-85

Скорость вычислений традиционной компьютерной архитектуры фон Неймана ограничена в первую очередь узким местом на пути передачи данных между памятью и центральным процессором. Одним из решений этой проблемы является устранение разделения между процессором и памятью путем перемещения функций процессора непосредственно в память. Для этих целей память с адресацией по содержанию (контентно-адресуемая память - КАП) является идеальным способом стереть различие между запоминанием и обработкой, поскольку каждая ячейка памяти является блоком обработки.

Разработаны:

- 1) компактные MVSNC и BSIM4 модели [1, 2] 2G FeFET транзисторов с переключением сегнетоэлектриков по моделям Ландау-Халатникова и Прейсаха в пакете Verilog-A,
- 2) аналитическая модель [3] 2G FeFET транзистора в пакете LTSPICE.

Модели проверены на реальных транзисторах и применялись для эмуляции работы выбранной архитектуры КАП (ассоциативной памяти Хемминга) в форме кроссбара.

Разработаны варианты программы моделирования:

- 1) цифровой КАП на основе симулятора Cadence Virtuoso system и на 2FET-2FeFET ячейке, реализующей функцию XNOR;
- 2) аналоговой КАП [4] на основе симулятора LTSPICE и аналитической модели 2G FeFET транзистора.

Цифровой и аналоговый варианты КАП тестировались на изображениях символов и их искаженных вариантах. Максимум выходных сигналов КАП соответствует правильно распознанным изображениям символов, искаженные изображения также распознаются правильно (свойство ассоциативной памяти). Моделирование предложенных вариантов КАП подтвердило их работоспособность.

Работа частично поддержана грантом РФФИ №19-29-03031 “Логические элементы и архитектура микросхем хранения и обработки информации с искусственным интеллектом на основе двухзатворных сегнетоэлектрических транзисторов”.

### Литература

1. M.S. Tarkov et al. Logic Elements and Crossbar Architecture Based on SOI Two-Gate Ferroelectric Transistors // International Conference EuroSOI-ULIS 2020, IEEE Express, PDFeXpID6410227, 2020.
2. В.П. Попов и др. 2G FeFET транзисторы на КНИ структурах для нейросетевых интегральных схем. // XXIV Международный Симпозиум «Нанозлектроника», Нижний Новгород, 10-13 марта. 2020 г. Том 2, С. 705-706.
3. M.S. Tarkov. Two-Gate FeFET SPICE Model and Its Application to Construction of Adaptive Adder // Ural Symposium on Biomedical Engineering, Radioelectronics and Information Technology (USBREIT) 2021, IEEE Express, 2020.
4. M.S. Tarkov. SPICE Model of Analog Content-Addressable Memory Based on 2G FeFET Crossbar // Studies in Computational Intelligence. 2022. vol. 927. (in print).

# Создание медной контактной сетки на поверхности гетероструктурных кремниевых ФЭП

А.В. Кочергин<sup>1,2</sup>, С.Н. Аболмасов<sup>1</sup>, А.С. Абрамов<sup>1,3</sup>, В.Н. Вербицкий<sup>1,3</sup>, Е.И. Теруков<sup>1,2,3</sup>,  
Г.Г. Шелопин<sup>1</sup>

<sup>1</sup> НТЦ тонкопленочных технологий в энергетике, Санкт-Петербург, 194064, ул. Политехническая, 26

<sup>2</sup> Санкт-Петербургский Государственный Электротехнический Университет “ЛЭТИ” имени  
В.И. Ульянова (Ленина), факультет электроники,  
Санкт-Петербург, 197022, ул. Профессора Попова, 5

<sup>3</sup> ФТИ им. А.Ф. Иоффе, Санкт-Петербург, 194021, Политехническая, 26  
эл. почта: [tem47@mail.ru](mailto:tem47@mail.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-86

Сегодня наземная солнечная энергетика на 90% основывается на фотоэлектрических преобразователях (ФЭП) на основе монокристаллического кремния (*c*-Si) *p*-типа, которые в массовом производстве практически достигли предела в КПД на уровне 22–23% [1]. КПД солнечных элементов по мимо качества необходимых материалов, зависит от количественного сбора носителей заряда. Сбор носителей заряда осуществляется металлической контактной сеткой. Традиционным методом формирования контактной сетки является трафаретная печать серебряносодержащей (Ag) пастой на поверхности солнечного элемента.

В настоящее время вклад себестоимости серебряносодержащей пасты в материальную себестоимость *c*-Si солнечных панелей составляет порядка 10 % и имеет тенденцию к увеличению в связи с подорожанием серебра в последние годы. В условиях быстро развивающихся технологий в области электроники и электротехники. В перспективе эта ситуация может привести к нехватке серебра и резкому росту его стоимости. Наиболее соответствующей альтернативой серебра может стать медь (Cu) [2].

В данной работе формирования контактной сетки на поверхности гетероструктурного ФЭП происходило методом электрохимического осаждения Cu. Данный процесс состоит из нескольких стадий: магнетронное осаждение буферных слоев, формирование защитной диэлектрической маски с использованием струйной печати, электрохимическое осаждение Cu и олова (Sn), удаление диэлектрической маски, с последующим травлением буферных слоев. Структура полученных образцов представлена на рисунке 1.

Результаты исследования изготовленных образцов кремниевых ФЭП с Cu контактной сеткой, сравнивались с показателями ячеек со стандартной Ag пастой, при одинаковой геометрии контактных сеток. Высота (*h*) и ширина (*w*) контактных дорожек для Ag и Cu составили  $h = 15$  мкм,  $w = 40-45$  мкм и  $h = 15$  мкм  $w = 30-35$  мкм, соответственно. КПД ФЭП с Cu контактной сеткой составил 22,9%, КПД ФЭП с Ag составил 22,6%. Прирост на 0,3 абс. % КПД Cu контактной сеткой объясняется снижением оптических потерь из-за более узких Cu контактных дорожек.

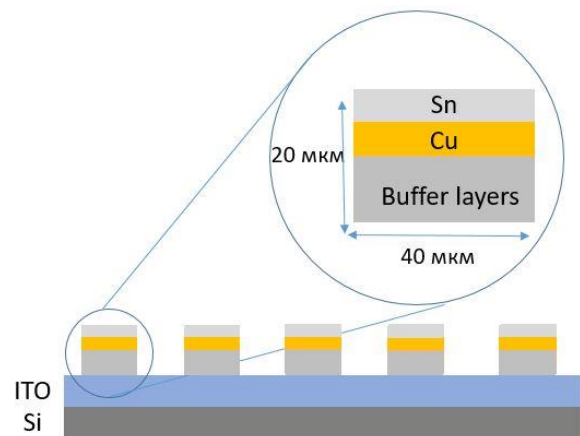


Рис. 1 Структура кремниевых ФЭП с медной контактной сеткой

## Литература

1. Preu R., et al., Passivated emitter and rear cell – Devices, technology and modelling, Applied Physics Reviews 7, 041315 (2020).
2. Verlinden P.J. // Future challenges for photovoltaic manufacturing at the terawatt level, Journal of Renewable Sustainable Energy 12, 053505 (2020); Hallam B., et al. // Challenges and opportunities for sustainable PV manufacturing at the Terawatt level, PV Cell Tech Conference, 2021.

## Методы получения и оптические свойства фотонно-кристаллических структур со встроенными в них массивами упорядоченных квантовых точек GeSi

Ж.В. Смагина<sup>1</sup>, В.А. Зиновьев<sup>1</sup>, М.В. Степихова<sup>2</sup>, А.В. Перетокин<sup>2,3</sup>, Е.Е. Родякина<sup>1</sup>, С.А. Рудин<sup>1</sup>,  
А.В. Новиков<sup>2,3</sup>, А.В. Двуреченский<sup>1</sup>

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

<sup>2</sup> Институт физики микроструктур РАН, ГСП-105, Нижний Новгород, 603950

<sup>3</sup> ННГУ им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород, 603950, пр. Гагарина, 23  
тел: +7 (383)333-25-19, факс: +7 (383)333-27-71, эл. почта: [smagina@isp.nsc.ru](mailto:smagina@isp.nsc.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-87

В кремниевой оптоэлектронике и нанофотонике одним из перспективных направлений считается создание гетероструктур Ge/Si с квантовыми точками (КТ), обладающими эффективной люминесценцией в ближнем инфракрасном диапазоне ~ 1.3 – 1.7 мкм [1]. Для получения массивов GeSi КТ используются разные технологии, целью которых является достижение однородности по размерам, форме, составу и пространственному расположению КТ. В данной работе представлены экспериментальные и модельные результаты по самоорганизации массивов пространственно-упорядоченных GeSi КТ в процессе гетероэпитаксиального роста на структурированной поверхности подложек “кремний на изоляторе” (КНИ). Также представлены результаты исследований люминесцентных свойств массивов упорядоченных GeSi КТ, в том числе встроенных в фотонные кристаллы (ФК).

Рассматриваются два подхода встраивания КТ в ФК. Первый подход включает в себя два технологических этапа. На первом, на структурированной поверхности подложки КНИ формируется массив упорядоченных GeSi КТ. На втором, формируется фотонный кристалл. Были исследованы различные виды упорядочения квантовых точек. С помощью литографических методов и плазмохимического травления создавался рисунок, который представлял собой периодическую последовательность ямок, в виде квадратных или гексагональных решёток [2]. Затем на подложках с рисунком проводился рост многослойных Ge/Si структур с КТ. Установлена зависимость пространственного расположения КТ от геометрических параметров ямок и периода их расположения. Методом Монте-Карло проведено моделирование гетероэпитаксиального роста Ge на подложках Si(100) с ямками. Установлен механизм формирования упорядоченного массива КТ на структурированной поверхности с ямками. Излучательные свойства структур с пространственно-упорядоченными GeSi КТ исследовались методом микро-фотолюминесценции. Показано, что интенсивность сигнала от упорядоченных структур с КТ выше, чем от неупорядоченных структур с КТ. К значительному увеличению интенсивности и сужению пиков фотолюминесценции (ФЛ) приводит встраивание упорядоченных КТ в фотонные кристаллы. Установлено, что для массива упорядоченных GeSi КТ, встроенных в ФК, наблюдается рост интенсивности ФЛ до ~ 30 раз. Во втором подходе сам ФК служит основой для формирования массива упорядоченных КТ. Обнаружено, что при определенном выборе параметров ямок (диаметр и глубина) и периода их расположения, в спектрах ФЛ таких структур наблюдаются узкие пики, обусловленные взаимодействием КТ с модами ФК. Кроме того, происходит значительное увеличение интенсивности сигнала ФЛ. Эффект усиления сигнала ФЛ сохраняется вплоть до комнатной температуры [3]. Этот подход значительно упрощает технологический процесс, сохраняя при этом преимущество по росту интенсивности ФЛ, упорядоченных массивов КТ, встроенных в ФК. Работа финансировалась из средств гранта РНФ № 21-72-20184 и госзадания FWGW-2022-0011.

### Литература

1. A.I. Yakimov, V.V. Kirienko, A.A. Bloshkin, V.A. Armbrister, A.V. Dvurechenskii // J. Appl. Phys. 2017, 122, 133101.
2. Ж.В. Смагина, А.В. Новиков, М.В. Степихова, В.А. Зиновьев, Е.Е. Родякина, А.В. Ненашев, С.М. Сергеев, А.В. Перетокин, П.А. Кучинская, М.В. Шалеев, С.А. Гусев, А.В. Двуреченский // ФТП, 2020, 54,8, 708.
3. Zh.V. Smagina, V.A. Zinovyev, A.F. Zinovieva, M.V. Stepihova, A.V. Peretokin, E.E. Rodyakina, S.A. Dyakov, A.V. Novikov // Journ. of Lum. 2022, 249, 119033.

# Резонансные оптические свойства покрытий из частиц германия и кремния субволнового размера

А.А. Шкляев<sup>1,2</sup>

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

<sup>2</sup> Новосибирский государственный университет, Новосибирск, 630090, ул. Пирогова, 2  
эл. почта: [shklyaev@isp.nsc.ru](mailto:shklyaev@isp.nsc.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-88

Возбуждение магнитных и электрических резонансов в диэлектрических частицах происходит на длинах волн в  $n$  и более раз меньших, чем размер частицы, где  $n$  – показатель преломления их материала. Германий и кремний проявляют свойства диэлектрика по отношению к взаимодействию с электромагнитным излучением и характеризуются сравнительно большим значением  $n$  ( $>3$ ) в видимой и ИК областях спектра. Такое свойства представляет частицы германия и кремния перспективными для изготовления из них различных структур, обладающих уникальными оптическими резонансными свойствами. Отметим, что в отличие от металлических частиц, в которых возбуждение поверхностных плазмонных резонансов сопровождается значительной диссипацией падающего излучения, в диэлектрических частицах такие потери существенно меньше даже на длинах волн, при которых их коэффициент поглощения является большим. Это связано с особенностями возбуждения магнитных и электрических резонансов, при которых происходит возбуждение всего объёма диэлектрической частицы, даже если падающее излучение проникает только в её поверхностный слой. Это свойство обеспечивает применимость частиц из германия и кремния для использования в качестве оптических резонаторов и в видимой области спектра, где их коэффициент поглощения света сравнительно большой.

Одно из интересных и полезных применений покрытий из диэлектрических частиц состоит в их сильных антиотражающих свойствах, которые в зависимости от пространственного расположения частиц могут быть широкополосными или узкополосными со слабой зависимостью от угла падения света. Эти свойства покрытий определяются деструктивной интерференцией падающего излучения и излучения магнитных и электрических резонансов, возбуждаемых в частицах, которая может подавлять отражённый и проходящий свет и направлять его вдоль поверхностного слоя подложки. Нами будут, в частности, рассмотрены свойства покрытий из компактных частиц, созданных с использованием явления твёрдофазной несмачиваемости [1-3], а также упорядоченных покрытий из частиц в форме дисков, изготовленных с применением электронной литографии [4-6], примеры которых показаны на Рис. 1 (a) и (b) соответственно.

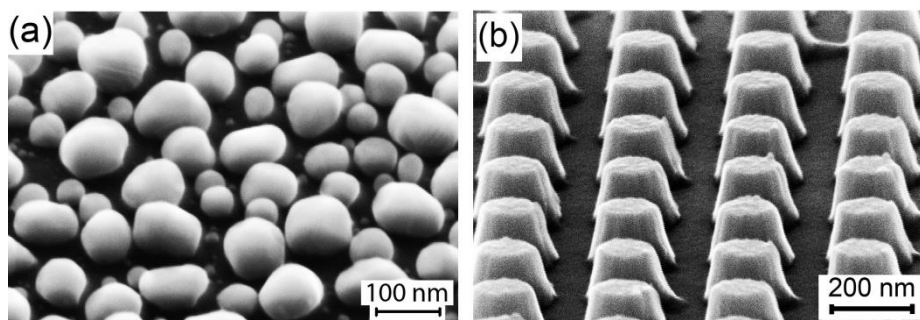


Рис. 1. СЭМ-изображения (a) частиц Ge и (b) упорядоченных дисков Ge.

Работа проводилась при финансовой поддержке РФФ (грант № 19-72-30023) и использовании оборудования ЦКП «ВТАН» НГУ и ЦКП «Наноструктуры» ИФП СО РАН.

## Литература

1. A.A. Shklyaev, A.V. Latyshev // *Sci. Rep.* 2020. V.10. P.1-11.
2. C. Dabard, *et al.* // *Thin Solid Films.* 2020. V.693. Art.no.137681.
3. A.A. Shklyaev, A.V. Latyshev // *Nanoscale Res. Lett.* 2016. V.11. Iss.1. P.1-8.
4. A.A. Shklyaev, A.V. Tsarev // *IEEE Photonics J.* 2021. V.13. Art.no.2200212.
5. Д.Е. Уткин и др. // *Автоматрия.* 2021. Т.57. №5. С.58-69.
6. A.A. Shklyaev, *et al.* // *Sci. Rep.* 2022. V.12. Art.no. 8123.



# Возможности усиления люминесцентного отклика наностроек Ge(Si) в двумерных фотонных кристаллах

М.В. Степихова<sup>1</sup>, А.В. Перетокин<sup>1,2</sup>, С.А. Дьяков<sup>3</sup>, А.Н. Яблонский<sup>1</sup>, Д.В. Юрасов<sup>1</sup>, Д.В. Шенгуров<sup>1</sup>,  
Е.Е. Родякина<sup>4</sup>, А.В. Новиков<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup> Институт физики микроструктур РАН, Нижний Новгород, 603950, ГСП-105

<sup>2</sup> ННГУ им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород, 603022, пр. Гагарина, 23

<sup>3</sup> Сколковский институт науки и технологий, Москва, 143005, ул. Нобеля, 3

<sup>4</sup> ФГБУН Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова,

Новосибирск, 630090, пр. ак. Лаврентьева, 13

тел: +7 (831)417-94-82, факс: +7 (831)417-94-74, эл. почта: [mst@ipm.sci-nnov.ru](mailto:mst@ipm.sci-nnov.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-89

В работе обсуждаются результаты исследований двумерных фотонных кристаллов (ФК), сформированных на кремниевых структурах с самоформирующимися наностройками Ge(Si). Интерес к таким структурам обусловлен прежде всего их излучательной способностью в диапазоне длин волн 1.2 – 1.6 мкм, являющимся важным с точки зрения практических применений, а также перспективами создания на их основе источников излучения и элементов обработки, и передачи

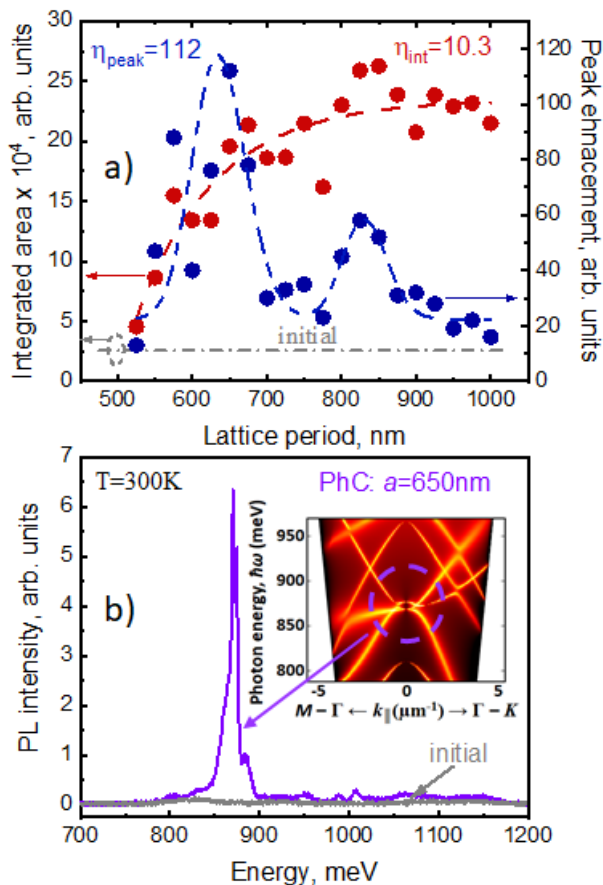


Рис. 1. а) - усиление сигнала ФЛ наностроек Ge(Si) в ФК с гексагональной решеткой отверстий в зависимости от периода:  $\eta_{\text{peak}}$  – рост сигнала ФЛ на выделенной длине волны максимума,  $\eta_{\text{int}}$  – рост интегральной интенсивности сигнала; б) – спектр ФЛ фотонного кристалла, для которого наблюдается максимальный рост сигнала ФЛ. На вставке, на дисперсионных зависимостях выделены моды, вносящие основной вклад в сигнал.

сигнала в схемах интегральной фотоники. В отличие от низкоразмерных резонаторов, разрабатываемых на базе фотонных кристаллов, оказывается, что процессы взаимодействия активной среды с модами самого фотонного кристалла также достаточно эффективны, более того, излучающий объем ФК существенно превышает излучающий объем резонатора. В данной работе обсуждаются явления усиления сигнала ФЛ наностроек Ge(Si) в фотонных кристаллах с квадратной и гексагональной решетками отверстий, проанализирована взаимосвязь наблюдаемого усиления сигнала ФЛ наностроек с параметрами решетки ФК (рис. 1а). Показано, что преимущественный вклад в усиление сигнала вносят так называемые связанные состояния в континууме (ВКС), характеризующиеся разрывом дисперсионных зависимостей излучательной способности ФК в  $\Gamma$  точке зоны Бриллюэна (рис. 1в) и предельно высокими значениями добротности. Рост сигнала ФЛ в максимуме для таких мод превышает два порядка величины. Заметим, что радиационные моды, также выделяемые в спектрах ФЛ исследованных ФК, преимущественно приводят к росту интегральной интенсивности сигнала ФЛ. Как показано на рисунке 1а, рост интегральной интенсивности сигнала ФЛ в ФК, по сравнению с исходной, не процессированной областью образца, превышает порядок величины и достигает максимальных значений при больших периодах решетки. Наблюдаемый рост сигнала ФЛ в фотонных кристаллах может быть связан как с увеличением выхода излучения из ФК, так и с эффектом Парселла. Для оценки роли последнего, в работе проведены кинетические измерения сигнала ФЛ исследуемых ФК.

Работа поддержана НЦМУ «Центр фотоники» и финансируется Министерством науки и высшего образования РФ, соглашение № 075-15-2020-906.

# Моделирование и оптимизация параметров газового потока внутри газохроматографической колонки на основе кремния

К.И. Миланина, А.Н. Агафонов, В.И. Платонов

Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева,  
Самара, 443086, ул. Московское шоссе, д. 34,  
тел: +7 (846) 267-43-70, эл. почта: [ssau@ssau.ru](mailto:ssau@ssau.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-90

Работа посвящена моделированию параметров газового потока и молекулярных процессов внутри газохроматографической колонки пилларного типа, реализованной в кремниевой пластине [1]. Моделирование проводилось с использованием программных пакетов Comsol Multyphysics и Scilab. Кроме того, была проведена оптимизация топологии колонки с целью повышения эффективности газохроматографического процесса.

Преимущество пилларных колонок заключается в лучшей управляемости параметрами потока внутри канала, а также в большей площади контакта компонентов анализируемой пробы со стенками, что обусловлено наличием вертикальных столбцов [2].

Моделирование проводилось в 2D пространстве с целью экономии ресурсов при стандартных внешних условиях. В качестве моделируемого газа был выбран аргон как один из наиболее используемых в хроматографии газов носителей. Геометрические параметры моделируемого канала (колонки) соответствуют параметрам применяемых на практике газохроматографических кремниевых колонок: диаметр 160-240 мкм, длина 2 м. При этом, разность давлений на входе и выходе колонки составляет 1,5 атм.

В рамках данной работы были проанализированы результаты расчета газового потока внутри колонок различной топологии, характеризующейся шириной самого канала, расположением, формой и размером пилларов внутри него. На рисунке 1 приведен пример расчета газового потока внутри канала, соответствующего одной из анализируемых топологий (шахматное расположение пилларов каплевидного профиля при ширине канала 180 мкм).

Сравнение результатов расчета газового потока при различных топологиях канала проводилось на основе кинетического параметра  $P$ , равного отношению средней скорости потока внутри канала  $\langle v \rangle$  к общему объемному расходу вещества  $Q$ . При этом, наиболее эффективному процессу соответствует наименьшее значение параметра  $P$ .

В рамках данной работы также была рассмотрена возможность несимметричного расположения пилларов внутри канала с целью достижения специфических требований. С этой целью разработанная модель была дополнена и модифицирована с помощью опции Shape Optimization. В качестве параметра оптимизации также был использован параметр эффективности  $P$ .

Применяемый в данной работе подход к анализу и оптимизации топологии кремниевой газохроматографической колонки пилларного типа может быть использован на этапе проектирования устройства с целью повышения эффективности хроматографического процесса.

## Литература

1. Terry SC, Jerman JH, Angell JB. A gas chromatographic air analyzer fabricated on a silicon wafer. IEEE Transactions on Electron Devices, 1979, 26(12), P. 1880-1886.
2. Azzouz I. and Bachari K. MEMS Devices for Miniaturized Gas Chromatography. MEMS Sensors - Design and Application, 2018, Ch.7, 10 p.

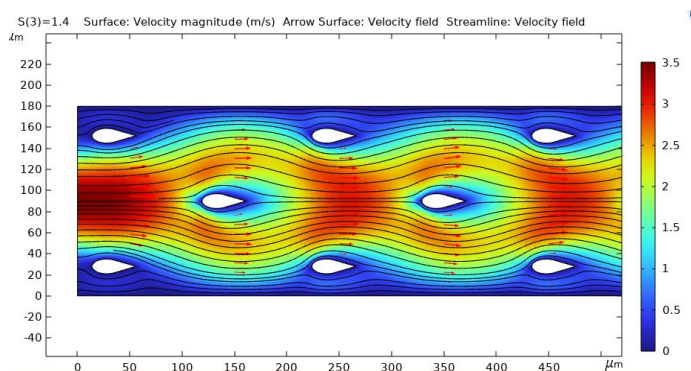


Рис. 1. Результат расчета поля скоростей

## Термоэлектрические преобразователи энергии на основе сильнолегированных полупроводников Si и GeSi

М.В. Дорохин<sup>1</sup>, Ю.М. Кузнецов<sup>1</sup>, П.Б. Демина<sup>1</sup>, И.В. Ерофеева<sup>1</sup>, С.М. Пещерова<sup>2</sup>, Р.В. Пресняков<sup>2</sup>, А.Г. Чуешова<sup>2</sup>, А.В. Здоровейцев<sup>1</sup>, М.С. Болдин<sup>1</sup>, А.В. Воронин<sup>1</sup>, А.А. Попов<sup>1</sup>, А.Ю. Завражнов<sup>3</sup>

<sup>1</sup> Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского,

Нижний Новгород, 603950, пр. Гагарина, 23/3

<sup>2</sup> Институт геохимии им. А.П. Виноградова СО РАН, Иркутск, 664033, ул. Фаворского, д.1 "А"

<sup>3</sup> Воронежский государственный университет, Воронеж, 394018, Университетская площадь, 1

тел: +7 (831) 462 31 20, эл. почта: [dorokhin@nifti.unn.ru](mailto:dorokhin@nifti.unn.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-91

Термоэлектрические материалы являются автономными, компактными, бесшумными источниками электроэнергии, их работа основана на нагреве, следовательно, они могут использовать «бросовое» тепло, выделяющееся в результате технологических или бытовых процессов [1]. Проблемой термоэлектриков является низкий КПД, величина которого характеризуется параметром ZT:

$$ZT = \alpha^2 \cdot T / \rho \lambda, \quad (1)$$

где  $\alpha$  – коэффициент Зеебека,  $\rho$  – удельное сопротивление,  $\lambda$  – коэффициент теплопроводности,  $T$  – средняя температура.

Перспективным способом повышения ZT является наноструктурирование [1]. Для объёмных материалов оно осуществляется путём создания термоэлектриков с ультрамелкозернистой поликристаллической структурой. Это обеспечивает снижение  $\lambda$  за счёт рассеяния фононов на границах зёрен. Кроме того, варьирование размера зерна на нанометровом масштабе даёт дополнительные степени свободы для оптимизации других параметров, входящих в формулу ZT.

Настоящая работа посвящена синтезу и исследованию термоэлектрических материалов на основе кремния и твёрдых растворов кремний-германий. Образцы были получены двумя методами. Сильнолегированный фосфором кремний со столбчатой поликристаллической структурой и небольшим (до 5 ат.%) содержанием Ge выращивался вертикальным методом Бриджмена в установке выращивания РЕДМЕТ-10М. В качестве исходных материалов использован мульткристаллический кремний, выращенный из металлургического кремния методом направленной кристаллизации, кристаллический германий и фосфид кремния (SiP). Твёрдые растворы кремний-германий с варьированием содержания Ge формировались методом электроимпульсного плазменного спекания (ЭИПС) на установке DR SINTER SPS-625. В этом случае в качестве исходных материалов использовались: мульткристаллический кремний, слитки монокристаллического германия, измельчённые и перемешанные с помощью планетарной мельницы Fritch Pulverisette 6. В ряде случаев для повышения уровня легирования в порошковую смесь добавлялся SiP.

Исследованы термоэлектрические характеристики сформированных материалов в зависимости от технологии получения, уровня легирования и концентрации германия. Установлено, что наноструктурирование материала методом ЭИПС позволяет снизить коэффициент теплопроводности с сохранением высоких значений коэффициента Зеебека и электропроводности (сопоставимых или выше, чем литературные аналоги). В результате формируется материал с высокими значениями ZT. Тенденцией последних лет является исключение дорогостоящего германия из технологического цикла и формирование кремниевых термоэлектрических структур, в которых снижение  $\lambda$  достигается уменьшением размера зерна. Исследования, выполненные в настоящей работе, показали, что для кремния достижимы значения коэффициента теплопроводности на уровне ZT=0,5, что является конкурентоспособным результатом с точки зрения себестоимости производства энергии.

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках государственного задания № 075-03-2020-191/5.

### Литература

1. С. Gayner, K.K. Kar. // Prog. Mat. Science. 2016. V.83. P.330.
2. K. Romanjek, Set.al. // J. of Electronic Materials. 2015. V.44. P.2192.

## Формирование наночастиц Ag в пленках Ag-Si, полученных ионно-лучевым распылением

В.А. Терехов<sup>1</sup>, Д.Н. Нестеров<sup>1</sup>, К.А. Барков<sup>1</sup>, А.В. Ситников<sup>2</sup>, И.Е. Занин<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Воронежский государственный университет, Воронеж, 394018, Университетская пл. 1

<sup>2</sup> Воронежский государственный технический университет, Воронеж,

394006, ул. 20-летия Октября, 84

тел: +7 (473)220-83-63, эл. почта: [ftt@phys.vsu.ru](mailto:ftt@phys.vsu.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-92

Наноструктурированные композитные материалы, содержащие наночастицы серебра, являются перспективным материалом для технологии изготовления SERS-подложек, используемых для наблюдения эффекта поверхностно усиленного комбинационного рассеяния (гигантское рамановское рассеяние) [1], а также могут обладать рядом уникальных свойств, такими как высокая фоточувствительность и усиление фототока. Для получения данных нанокомпозитов, как правило, используют такие методы как магнетронное напыление, ионно-лучевое распыление, лазерную абляцию и т.д. При этом в композитной пленке могут происходить сложные межфазные взаимодействия с формированием метастабильных фаз [2], обладающих не характерными для стабильных фаз свойствами. Поэтому вопрос о фазовом составе пленок Ag-Si, полученных в неравновесных условиях, требует детального изучения.

Нанокомпозитные пленки Ag-Si (толщиной 1 мкм) с различным содержанием Si (от 21% до 47%) были получены с помощью ионно-лучевого распыления на подложках Si (100) в вакууме при давлении  $1 \cdot 10^{-5}$  торр. Рентгенофазовый анализ проводился на дифрактометре PANalytical Empyrean, элементный состав исследовался на РЭМ JEOL JSM-6380LV с системой микроанализа INCA 250, электронное строение валентной зоны пленок Ag-Si анализировалось по ультрамягким рентгеновским эмиссионным  $SiL_{2,3}$ -спектрам на рентгеновском спектрометре-монохроматоре РСМ-500 при энергии первичных электронов 1кV (глубина анализа ~10 нм) [3].

Результаты рентгенодифрактометрических исследований показывают, что Ag в композитной пленке находится в нанокристаллическом состоянии, что хорошо видно по уширению дифракционной линии Ag(111), в то время как фаза кристаллического кремния отсутствует. При этом с увеличением содержания Si в пленках Ag-Si средние размеры нанокристаллов Ag в образцах уменьшаются от 15 нм (содержание Si~21%) до 10 нм вплоть до состава с содержанием Si~47%. Кроме того, в образце с содержанием Si~47% наблюдается значительная асимметрия рефлекса Ag(111), что может быть связано с формированием твердого раствора на основе серебра, как это было ранее обнаружено в пленках Al-Si [2].

В то же время, результаты анализа фазового состава пленок Ag-Si по рентгеновским эмиссионным  $SiL_{2,3}$ -спектрам показывают, что кремний в пленках находится в основном в виде аморфного кремния ( $a$ -Si~60%) и субоксида кремния ( $SiO_x$  ~40% со степенью окисления « $x$ » ~1.9).

Работа поддержана грантом Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых - кандидатов наук (МК-2926.2022.1.2).

Частично работа поддержана грантом FZGU-2020-0036 Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках Государственного задания.

Исследование выполнено при поддержке Министерства науки и высшего образования России в рамках соглашения N 075-15-2021-1351 в части диагностики фазового состава.

### Литература

1. С. Шлюкер. Поверхностно-усиленная рамановская спектроскопия (SERS). Техносфера, 2017. 332 с.
2. V.A. Terekhov et al.// Phys. Solid State. 2018. V. 60. P. 1021–1028.
3. Ультрамягкая рентгеновская спектроскопия/ Т.М. Зимкина, В.А. Фомичев. – Изд-во Ленинградского университета, 1971. – 132 с.

# Влияние покрытий, содержащих ионы РЗЭ, на фотоэлектрические характеристики структур на основе пористого кремния

Н.В. Латухина<sup>1</sup>, Д.А. Нестеров<sup>1</sup>, Н.А. Полуэктова<sup>1</sup>, Д.А. Услин<sup>1</sup>, Д.А. Шишкина<sup>1</sup>

<sup>1</sup> ФГАУ ВО «Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева», Самара, 443086, Московское шоссе, 34

тел: +7 (846)334-54-55, факс: +7 (846)334-54-55, эл. почта: [natalat@yandex.ru](mailto:natalat@yandex.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-93

Пористый кремний (ПК) показал себя перспективным материалом для солнечных элементов [1]. Пористая поверхность имеет низкий коэффициент отражения, а наличие нанокристаллов на стенках пор расширяет спектральный диапазон фоточувствительности структур с пористым кремнием в коротковолновую область. Одним из недостатков ПК является нестабильность параметров, что может быть решено с помощью специальных оптически прозрачных покрытий.

Изготавливались покрытия из фторида диспрозия и фторида эрбия на подложках монокристаллического кремния с полированной или текстурированной поверхностью и заранее созданным мелкозалегающим р-п переходом. Плёнки из оксидов и фторидов редкоземельных элементов обладают высокой прозрачностью (98-99%) в области 400–1000 нм и увеличивают спектральное значение фототока короткого замыкания и КПД кремниевых фотоэлектрических преобразователей (ФЭП) на 40–70% [2,3]. Эти материалы помимо просветляющих, обладают хорошими пассивирующими свойствами, что имеет большое значение для структур с пористым рабочим слоем. Проведенные исследования показали, что нанесение покрытия из фторида диспрозия или фторида эрбия на пористый слой оказывает заметное положительное влияние на характеристики

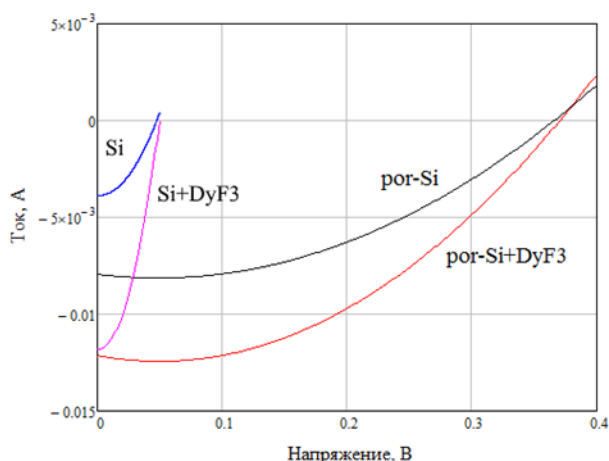


Рис.1. ВАХ структур с пленкой  $DyF_3$  и без нее на пористом слое и на контрольном участке без пор.

и параметры образцов. Ток короткого замыкания и фактор заполнения ВАХ возрастают в несколько раз, при этом увеличение фототока сильнее проявляется в коротковолновой части спектра, что говорит об увеличении фотогенерации в пористом слое.

Изучалось влияние рентгеновского излучения с энергией кванта 6,9 КэВ на фотоэлектрические свойства структур с пористым слоем и покрытием из фторида эрбия. Установлено, что структуры с покрытием в меньшей степени подвержены действию рентгеновского излучения, чем структуры без покрытия.

Проводились исследования структур с окисленным слоем пористого кремния, допированного ионами эрбия. Такой слой в кремниевых солнечных элементах может играть роль ап-конверсионного покрытия, т.к. эффект ап-конверсии в сложных оксидах, содержащих ионы

## Литература

1. N. V. Latukhina et al.// AIP Conference Proceedings 2276, 020039 (2020).
2. Ю.А. Аношин и др. // ЖТФ. 1994. Т. 64. Вып. 10. С. 118–123.
3. Н.В. Латухина // Матер. V Межд. н.-т. конф. «Электроника и информатика». Т.1. М. Зеленоград. 2005. С. 254-255.
4. Н.В. Гапоненко и др. // ФТП. 2021. Т. 55. Вып. 9. С. 713-718.

## Автоматизированные измерители времени жизни неравновесных носителей заряда «Тауметр-2М» и удельного сопротивления «Рометр» в кремнии

В.Н. Шепов<sup>1,2</sup>, С.В. Матвеев<sup>1</sup>, М.Е. Сергей<sup>1</sup>, В.М. Владимиров<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup> ФИЦ КНЦ СО РАН, Красноярск, 660036, Академгородок 50

<sup>2</sup> СибГУ им. М.Ф. Решетнева, Красноярск, 660037, пр. им. газеты «Красноярский рабочий», 31

тел.: +7(391)290-54-94, факс +7(391)243-97-65, эл. почта: [shepov@ksc.krasn.ru](mailto:shepov@ksc.krasn.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-94

В докладе будут представлены модернизированные приборы для измерения характеристик кремния - автоматизированный измеритель удельного электросопротивления (УЭС) монокристаллического кремния четырехзондовым методом «Рометр» и автоматизированный измеритель времени жизни неравновесных носителей заряда (ВЖ ННЗ) в кремнии бесконтактным сверхвысокочастотным способом – «Тауметр 2М».

Механические части приборов «Рометр» (рис. 1) и «Тауметр 2М» (рис. 2) максимально унифицированы. Измерительный столик приборов позволяет проводить измерения на пластинах и слитках кремния высотой до 30 мм и диаметром до 200 мм. Возможно увеличение высоты измеряемых слитков до 500 мм и диаметра до 300 мм. Точность позиционирования образцов – 100 мкм. Управление приборами «Рометр» и «Тауметр 2М» осуществляется через USB порт.



Рис. 1

Основное преимущество прибора «Тауметр-2М» [1] заключается в том, что в приборе реализована развертка частоты в диапазоне 4800 – 5300 МГц, поэтому оператор контролирует не только величину затухания СВЧ мощности на рабочих резонансах измерительного резонатора, но и форму резонансных кривых. Это необходимо для устранения искажений резонансных линий, приводящих к увеличению ошибки измерений.



Рис. 2

Для одновременного измерения ВЖ ННЗ в монокристаллическом и мульткристаллическом кремнии в [2] предложено проводить измерения на двух разных модах диэлектрического резонатора (ДР), обладающих разной чувствительностью – **Е** и **Н** модах, резонансы которых находятся в диапазоне частот 4800 – 5300 МГц [3]. Благодаря разной чувствительности мод, образцы кремния с большим изменением фотопроводимости под действием лазерного излучения фиксируются слабочувствительной **Н** модой, а образцы с малым изменением фотопроводимости измеряются на высокочувствительной **Е** моде. При этом размеры ДР составили: высота – 9 мм; наружный диаметр – 8мм; внутренний диаметр – 2 мм.

Таким образом, в результате применения СВЧ датчика на основе двухмодового ДР, прибор «Тауметр-2М» позволяет измерять ВЖ ННЗ в диапазоне от 0.1 мкс до 10 мс. При этом диапазон УЭС может варьироваться от 0.05 до 10 000 Ом×см. Возбуждение ННЗ в полупроводниках осуществляется излучением лазерного диода с длиной волны 1.06 мкм и предельной мощностью непрерывного излучения 500 мВт. Для измерения малых значений ВЖ ННЗ в приборе применен АЦП с максимальной частотой дискретизации 100 МГц. Для измерения ВЖ ННЗ в низкоомных полупроводниках реализован режим измерений с накоплением данных.

Прибор «Рометр» сертифицирован. В соответствии с сертификатом утвержден тип измерителей удельного сопротивления кремния «Рометр», который зарегистрирован в Государственном реестре средств измерений под №35567-17 и допущен к применению в Российской Федерации.

На прибор «Тауметр 2М» получен Сертификат соответствия № 0010465.

### Литература

1. В.М. Владимиров и др. // ПТЭ. 2011. №2. С. 166-167.
2. В.М. Владимиров и др. // Патент на изобретение RUS №2451298 12.01.2011.
3. В.М. Владимиров и др. // Микроэлектроника. 2011. Т. 40. №4. С. 313-318.

## Формирование наноразмерных структур на основе Tl и Pb на двумерном NiSi<sub>2</sub>

Ю.Е. Вековшинин<sup>1</sup>, Л.В. Бондаренко<sup>1</sup>, А.Ю. Тупчая<sup>1</sup>, Д.В. Грузнев<sup>1</sup>, А.Н. Михалюк<sup>1,2</sup>, А.В. Зотов<sup>1</sup>, А.А. Саранин<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Институт автоматизации и процессов управления ДВО РАН,  
Владивосток, 690041, ул. Радио 5

<sup>2</sup> Институт наукоёмких технологий и передовых материалов, Дальневосточный федеральный университет, Владивосток  
тел: +7 (950) 282-38-38, эл. почта: [vekovsh981@gmail.com](mailto:vekovsh981@gmail.com)

DOI 10.34077/SILICON2022-95

Формирование 2D соединений, имеющих в своём составе атомы тяжёлых металлов на разных подложках, представляет большой интерес для современной физики конденсированного состояния. Связано это с тем, что сильное спин-орбитальное взаимодействие, которым обладают эти элементы, зачастую приводит к возникновению новых явлений таких как 2D сверхпроводимость [1], спиновое расщепление типа Рашбы [2] и др. 2D слои Tl и Pb, как одних из самых тяжёлых стабильных элементов периодической таблицы, демонстрируют ряд подобных свойств. На поверхности кремния совместная адсорбция Tl и Pb приводит к формированию упорядоченного двухкомпонентного соединения, которое переходит в сверхпроводящее состояние при температуре 2.25 К по механизму Березинского-Костерлица-Таулеса [3], поэтому представляет интерес задача по синтезу схожего соединения на других подложках.

В настоящей работе атомы Pb использовались для модификации NiSi<sub>2</sub>, расположенного между подложкой Si(111) и слоем Tl [4]. Однослойный NiSi<sub>2</sub> формировался путем адсорбции Ni на исходную поверхность Si(111)1×1-Tl при комнатной температуре с последующим отжигом при 300°C. Адсорбция Pb происходила при комнатной температуре, что привело к частичному замещению атомов Tl атомами Pb и образованию двух дискретных структур имеющих периодичности 1×1. Структурные и электронные свойства системы были исследованы с использованием дифракции медленных электронов, сканирующей туннельной микроскопии, фотоэлектронной спектроскопии с угловым разрешением и расчётами из первых принципов.

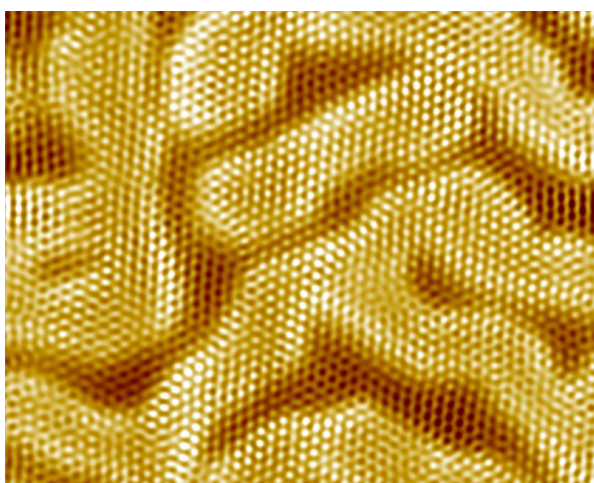


Рис. 1. СТМ изображение 20×20 нм<sup>2</sup>, +1,5 В.

В отличие от системы (Pb, Tl)/Si(111), где формируются несколько совместных поверхностных реконструкций, атомы Pb и Tl на монослое NiSi<sub>2</sub> демонстрируют разделение фаз, в результате чего на поверхности образуется смесь дискретных структур Pb/NiSi<sub>2</sub> и Tl/NiSi<sub>2</sub>. На ранних этапах адсорбции, атомы Pb агломерируются в компактные шестигранные 2D островки, которые при дальнейшей адсорбции сливаются в удлиненные полосы со средней шириной около 7,14 нм. Поверхность между лентами заполнена исходной Tl/NiSi<sub>2</sub> образуя наноразмерные структуры, схожие со структурами, описываемыми двухкомпонентной реакционно-диффузионной моделью Тьюринга.

Работа поддержана грантом РФФИ №20-02-00510

### Литература

1. T. Zhang, P. Cheng, W.-J. Li, Y.-J. Sun, G. Wang, X.-G. Zhu, K. He, L. Wang, X. Ma, X. Chen, Y. Wang, Y. Liu, H.-Q. Lin, J.-F. Jia, and Q.-K. Xue. Nat. Phys. 6, 104 (2010).
2. K. Yaji, Y. Ohtsubo, S. Hatta, H. Okuyama, K. Miyamoto, T. Okuda, A. Kimura, H. Namatame, M. Taniguchi, and T. Aruga. Nat. Commun. 1, 17 (2010)
3. A. V. Matetskiy, S. Ichinokura, L. V. Bondarenko, A. Y. Tupchaya, D. V. Gruznev, A. V. Zotov, A. A. Saranin, R. Hobara, A. Takayama, and S. Hasegawa. Phys. Rev. Lett. 115, 147003.
4. L.V. Bondarenko, A.Y. Tupchaya, A.N. Mihalyuk, S.V. Ereemeev, A.V. Matetskiy, N.V. Denisov, Y. E. Vekovshinin, A.V. Slyshkin, D.V. Gruznev, A.V. Zotov, A.A. Saranin. 2D Materials. 7 (2020) 025009.

## Поверхностные реконструкции в системе PbCu/Si(100): 4×2 и c(4×8)

А.Ю. Тупчая<sup>1</sup>, Т.В. Утас<sup>2</sup>, В.Г. Котляр<sup>1</sup>, Л.В. Бондаренко<sup>1</sup>, Д.В. Грузнев<sup>1</sup>, А.Н. Михалюк<sup>1,2</sup>,  
А.В. Зотов<sup>1</sup>, А.А. Саранин<sup>1</sup>

<sup>1</sup> ФГБУН Институт автоматики и процессов управления, Владивосток, 690041, ул. Радио, 5

<sup>2</sup> Дальневосточный федеральный университет, Владивосток, 690922, о. Русский, п. Аякс, 10

тел: +7 (950)281-50-14, эл. почта: [tupchaya@iacp.dvo.ru](mailto:tupchaya@iacp.dvo.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-96

В настоящей работе представлены результаты исследований поверхностных реконструкций, образованных в системе PbCu на поверхности Si(100). В данной системе были обнаружены две реконструкции с периодами решеток 4×2 и c(4×8). С помощью современных методов исследования поверхности, таких как сканирующая туннельная микроскопия (СТМ), дифракция медленных электронов (ДМЭ) и ультрафиолетовая фотоэлектронная спектроскопия с угловым разрешением (УФЭСУР), были получены экспериментальные данные для каждой из этих реконструкций. Выяснено, что поверхностная реконструкция Si(100)4×2-PbCu образуется путем осаждения атомов меди на исходную поверхностную реконструкцию Si(100)2×2-Pb с последующим прогревом при температуре ~200° С. На основе экспериментальных данных покрытие меди в этой системе определено как ~0,5 МС, а покрытие свинца известно из литературных данных и составляет 0,5 МС [1].

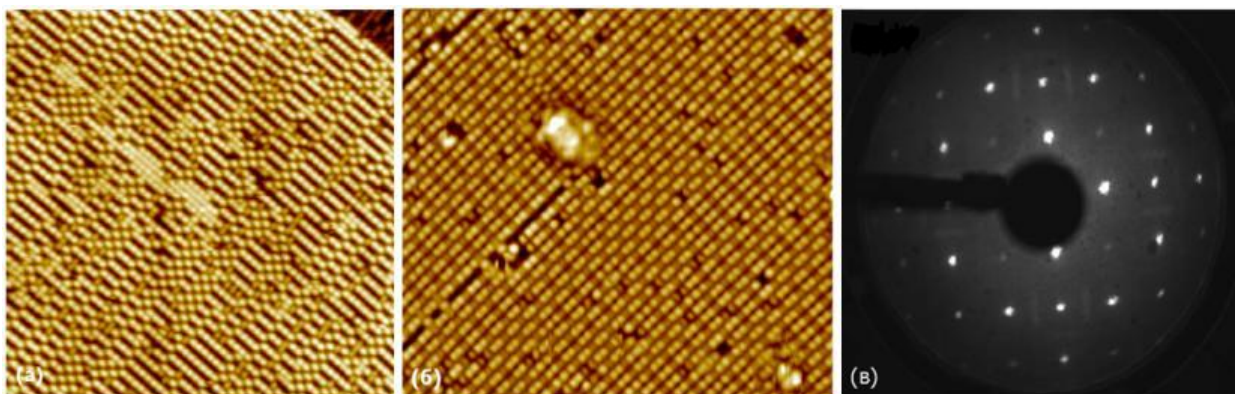


Рис. 1. Изображения поверхностной реконструкции Si(100)4×2-PbCu. (а) 50×50 нм<sup>2</sup> СТМ изображение поверхности (-2 В) (б) 30×35 нм<sup>2</sup> СТМ изображение (+2 В) (в) ДМЭ изображение поверхности (50 эВ).

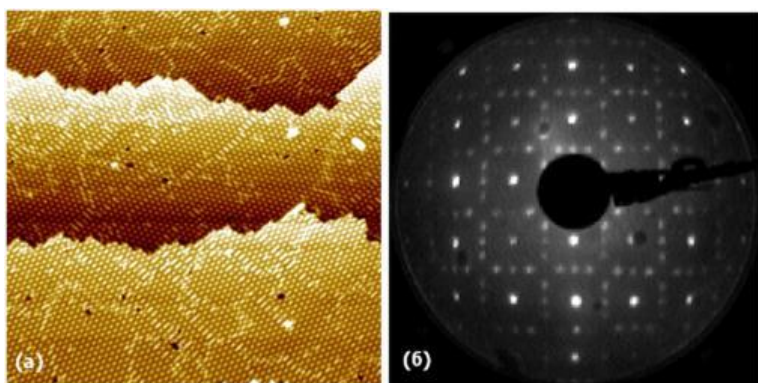


Рис. 2. Изображения поверхностной реконструкции Si(100)c(4×8)-PbCu. (а) 100×100 нм<sup>2</sup> СТМ изображение поверхности (+2 В), (б) ДМЭ изображение поверхности (45 эВ).

Поверхностная реконструкция Si(100)c(4×8)-PbCu образуется путем осаждения атомов меди на исходную поверхностную реконструкцию Si(100)2×1-Pb при комнатной температуре (КТ). На основе экспериментальных данных покрытие меди в этой системе составляет ~0,2 МС, а покрытие свинца составляет 1,5 МС [1].

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 21-72-00127, <https://rscf.ru/project/21-72-00127/>.

### Литература

1. V.G. Kotlyar, et al. Surface Science 695 (2020) 121574.



## Электронные свойства улучшенного металлургического мультикремния (UMG-Si)

М.А. Хорошева<sup>1</sup>, С.М. Пещерова<sup>2</sup>, А.Г. Чуешова<sup>2</sup>, Р.В. Пресняков<sup>2</sup>

<sup>1</sup> ИФТТ РАН, Черноголовка, Московская обл., 142432, ул.Академика Осипьяна д.2

<sup>2</sup> ФГБУН Институт геохимии им. А.П. Виноградова СО РАН,

г. Иркутск, 664033, ул. Фаворского д.1 "А"

тел: +7 (496) 522-19-82, факс: +7(496) 522- 81-60, эл. почта: [khor@issp.ac.ru](mailto:khor@issp.ac.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-97

Методом измерения тока, наведенного лазерным излучением (LBIC) исследованы электронные свойства улучшенного металлургического мультикремния (UMG-Si) с различным примесным составом и разной скоростью кристаллизации.

Обнаружено, что в образцах as-grown кремния, выращенных с разной скоростью, но одинаковым примесным составом, диффузионная длина неосновных носителей тока ( $L_D$ ) примерно одинакова и составляет около 23 мкм. В образцах UMG-Si, как и в «традиционном» mc-Si, влияние скорости кристаллизации на электронные свойства обусловлено вкладом разных типов границ зерен и наличием дислокаций [1]. Сравнив карты  $L_D$ , EBSD и изображений поверхности образцов после избирательного химического травления, обнаружено, что в данных образцах максимальная  $L_D$  наблюдается в зернах, вытянутых вдоль направления роста кристалла, и расположенных вблизи областей с высокой плотностью дислокаций и субграниц (Рис.1).

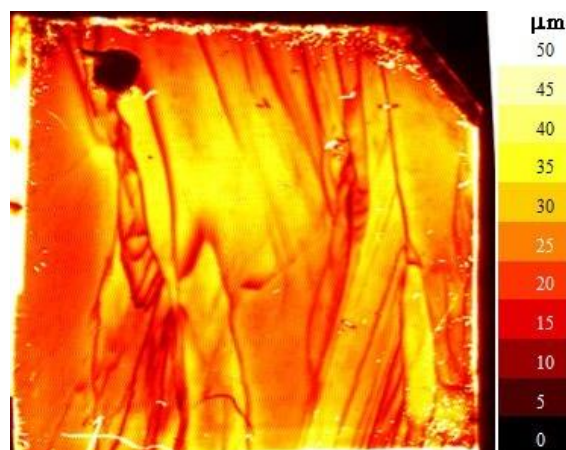


Рис.1 Карта диффузионной длины неосновных носителей  $L_D$  (лазер 980 нм) образца, выращенного со скоростью 7 мм/ч.

Установлено, что в отличие от литературных данных (см. например [2]), практически все  $\Sigma 3$ -границы в данных образцах электрически активны. По данным EBSD в образцах UMG-Si представлены, главным образом,  $180^\circ$ ,  $70^\circ$  и  $146^\circ$   $\Sigma 3$ -границы, которые, по-видимому, в отличие от  $60^\circ$   $\Sigma 3$ -границ имеют некие дефекты, способствующие сегрегации примесей на границах.

В дальнейшем планируется ряд экспериментов с отжигами и измерением DLTS с целью получения дополнительной информации о природе и состоянии центров рекомбинации.

### Литература

1. A. Autruffe et al. // J. of Crys. Growth. 2014. Vol. 386. pp.199–203.
2. J. Chen et al. // J. Appl. Phys. 2004. Vol. 96. p. 5490.

# Влияние облучения на свойства фотоэлектрических преобразователей на основе пористого кремния

Н.В. Латухина<sup>1</sup>, Д.А. Услин<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева

Самара, 443011, ул. Академика Павлова, 1

тел: +7 (927)720-75-56, эл. почта: [uslin720@gmail.com](mailto:uslin720@gmail.com)

DOI 10.34077/SILICON2022-98

Пористый кремний показал себя перспективным материалом для солнечных элементов [1]. Одним из недостатков ПК является нестабильность параметров в случае естественной деградации (старения) и под действием ионизирующего излучения, что актуально при разработке материала для ФЭП космического назначения. В качестве защиты от негативных последствий излучения возможно применение специальных оптически прозрачных покрытий. Актуальной является задача исследования процессов деградации ПК под действием ионизирующего излучения, а также влияния защитного слоя на эти процессы.

Объектом исследования данной работы являются структуры для создания фотоэлектрических преобразователей (ФЭП) на основе пористого кремния различных конфигураций. Получены и исследованы структуры, содержащие слои пористого кремния до и после облучения, с покрытием и без него. Для сравнения использовался образец с кремнием без пор. Проведены исследования изменения характеристик структур. Измерены вольтамперные характеристики, спектральные зависимости fotocувствительности образцов. На образцы наносилось покрытие из фторида эрбия, проявляющего хорошие просветляющие и пассивирующие свойства на кремниевой поверхности [2]. Затем проводилось облучение рентгеновскими квантами с энергией 6,9 кэВ.

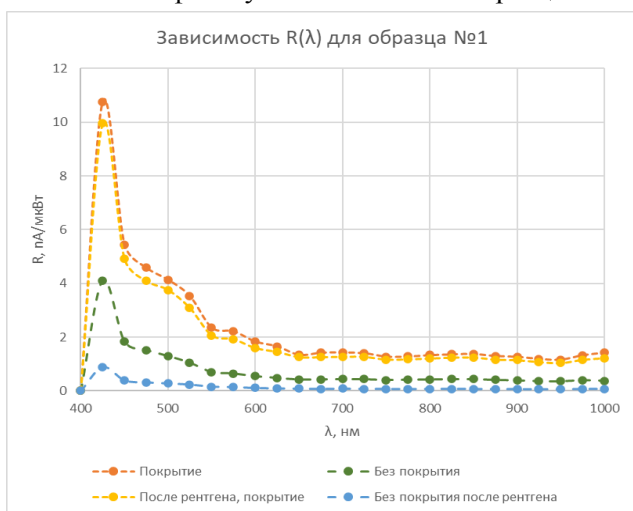


Рис. 1. Спектральные зависимости fotocувствительности образца с пористым кремнием и покрытием  $\text{ErF}_3$ .

Затем проводилось облучение рентгеновскими квантами с энергией 6,9 кэВ.

Анализ полученных данных ВАХ показал, что нанесение покрытия оказывает заметное положительное влияние на характеристики и параметры образцов. Плотность тока короткого замыкания возрастает в 1,2–6,7 раз.

Облучение рентгеном оказывает на ВАХ отрицательное влияние. Для большинства образцов ток короткого замыкания уменьшился, как для пористых образцов, так и для контрольного без пор. Уменьшение тока связано с образованием дефектов в кристалле кремния, которые служат рекомби-национными центрами.

Анализ данных по fotocувствительности показывает, что пик fotocувствительности наблюдается на длине волны в 425 нм.

Полученные результаты согласуются с выводами по ВАХ. Положительное влияние покрытия наблюдается для большинства образцов, наиболее заметно в коротковолновой части спектра, что указывает на увеличение фотогенерации именно в пористом слое. У всех образцов наблюдается ухудшение fotocувствительности после облучения рентгеном.

## Литература

1. N. V. Latukhina et al.// AIP Conference Proceedings 2276, 020039 (2020) [https://DOI 10.34077/Silicon2022-.org/10.1063/5.0027097](https://doi.org/10.34077/Silicon2022-.org/10.1063/5.0027097).
2. Ю.А. Аношин и др. // ЖТФ. 1994. Т. 64. Вып. 10. С. 118–123.

## Изучение интегрированных наночастиц кремния при совмещении с клетками млекопитающих по данным синхротронной спектроскопии

С.С. Титова<sup>1</sup>, Л.А. Осминкина<sup>2,3</sup>, Е.В. Паринова<sup>1</sup>, А.А. Кудрявцев<sup>3</sup>, Р.Г. Чумаков<sup>4</sup>, А.М. Лебедев<sup>4</sup>, Р.Г. Валуев<sup>5</sup>, А.И. Чукавин<sup>5</sup>, А.Н. Бельтюков<sup>5</sup>, Ю.С. Какулия<sup>1</sup>, О.А. Чувенкова<sup>1</sup>, С.Ю. Турищев<sup>1</sup>

<sup>1</sup> ФГБОУ ВО Воронежский государственный университет,

Воронеж, 394018, Университетская пл., 1

<sup>2</sup> МГУ им. М.В. Ломоносова

<sup>3</sup> Институт теоретической и экспериментальной биофизики РАН

<sup>4</sup> НИЦ Курчатовский институт

<sup>5</sup> Удмуртский Федеральный исследовательский центр Уральского отделения РАН

тел: +7 (473)240-66-53, факс: +7 (473)220-88-12, эл. почта: [tsu@phys.vsu.ru](mailto:tsu@phys.vsu.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-99

Совмещение наночастиц кремния с клеточными культурами, как частный случай получения биогибридных систем, вызывает большой исследовательский интерес в научном сообществе. Возможность вариации методов получения делает кремниевые порошки удобным объектом для подбора условий совместимости и деградации при совмещении с биологическими и природоподобными объектами, например, клеточными культурами млекопитающих для биомедицинских применений. Высокоточная диагностика таких биогибридных материалов и структур является краеугольным камнем для их эффективного применения, в том числе в тераностике и биомедицине. Синхротронный метод XANES (X-ray Absorption Near Edge Structure) позволяет получать информацию о физико-химическом состоянии, составе, структуре, атомном и электронном строении не только наноразмерных объектов, но и биогибридных наноструктур, для которых характерна чрезвычайно развитая поверхность и сложный состав и структура. Изменения в физико-химическом состоянии поверхности, во многом определяющей свойства наночастиц кремния при интеграции с биологической структурой актуальны для изучения.

В качестве интегрируемого в биологические объекты материала использовалась суспензия наночастиц кремния. Пленки пористого кремния (основной компонент суспензии) были получены методом электрохимического травления пластины кристаллического кремния с-Si (100) в течение часа в  $\text{HF}:\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}=1:1$  (плотность тока  $50 \text{ mA/cm}^2$ ). Далее, для получения суспензии, пленки пористого кремния подвергались измельчению в планетарной мельнице в течение 50 минут.

Клеточные культуры линии 3T3 NIH (фибробласты мыши), как органическая часть биогибридной структуры, были выращены на поверхности золота в течение трёх суток. В результате интеграции наночастиц кремния в клетки 3T3 NIH был получен биогибридный образец, время инкубации наночастиц кремния - 72 часа.

Для получения спектров XANES (возбуждение основного  $L_{2,3}$  уровня атомов кремния или K уровня атомов кислорода) использовалось высокоинтенсивное излучение синхротронного источника – установки класса "мегасайенс" синхротрона "Курчатов" НИЦ "Курчатовский институт" (станция НАНОФЭС), что позволило варьировать энергию квантов рентгеновского излучения без потерь в интенсивности.

В данной работе были впервые проведены экспериментальные синхротронные и лабораторные исследования атомного и электронного строения, состава функциональных наночастиц пористого кремния интегрированных в клетки млекопитающих. Полученные результаты исследования синхротронным методом спектроскопии XANES совместно с электронной микроскопией показали, что наночастицы пористого кремния совмещенные с биологическими объектами подвержены изменению состава, структуры и физико-химического состояния поверхности, что говорит о возможности их биodeградации. Характер изменений, изученных в работе, определяет направления дальнейших исследований.

Исследование выполнено в рамках проекта РНФ 19-72-20180. Методическая проработка синхротронных исследований выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования России в рамках соглашения № 075-15-2021-1351.

# Рынок поликремния-развитие в мире и перспективы в России

А. В. Наумов<sup>1</sup>, Д.Л. Орехов<sup>2</sup>

<sup>1</sup> АО «ОКБ «Астрон», Лыткарино, ул. Парковая, д.1

<sup>2</sup> НТЦ ТПТ, Санкт-Петербург, Политехническая улица, дом 28.

эл. почта: [naumov\\_arkadii@mail.ru](mailto:naumov_arkadii@mail.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-100

В мире сегодня производится поликремния (ПКК): «солнечного» качества – ок. 550 тыс. т/год, «электронного» - ок. 45 тыс. т/год. (рис.1а, б) Период 2013-2021 гг, когда цена «солнечного» ПКК снизилась до уровня менее 15 \$/кг, перевел рынок ПКК в новую фазу развития. Себестоимость «солнечного» ПКК у китайских производителей снизилась до уровня около 10 \$/кг. Сегодня цены на ПКК растут, но это не отменяет того факта, что уровень себестоимости, который прежде казался недостижимо низким, сегодня стал новым ориентиром.

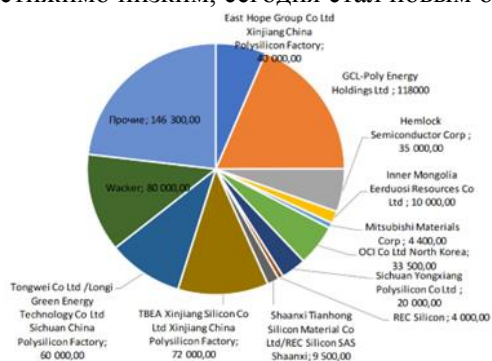


Рис.1а. Производители ПКК в 2021 г.

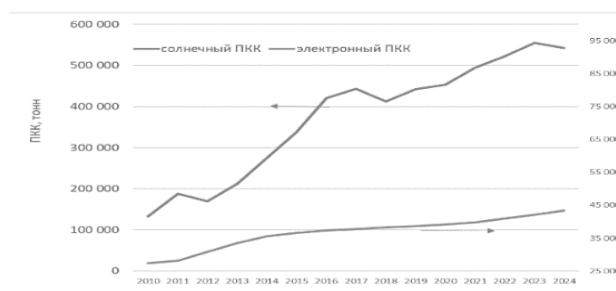


Рис.1б. Общее производство ПКК.

При сохраняющемся профиците рынка в целом, провозглашенный «зеленый поворот» и восстановление цен до инвестиционного оптимума способствовали появлению новых. Однако, новые проекты теперь должны соответствовать лучшим практикам, выработанным в период низких цен. Операционная себестоимость должна составлять около 10 \$/кг. (Рис.2 а, б) Для России ситуация является благоприятной впервые за период с начала проекта в Усолье-Сибирском [1]. Отечественная солнечная энергетика приблизилась к порогу, который делает рентабельным реализацию всей технологической цепочки производства - принято решение о строительстве 1 ГВт фабрики в Калининградской обл. компанией Энкор. Потребность в ПКК составит около 7 тыс. т/год, что очень близко к мощности производства ПКК (10 тыс. тонн), обеспечивающей конкурентную себестоимость. Особенностью ситуации, помимо санкционного давления, является наличие нескольких важных рынков (солнечная энергетика, микроэлектроника, силовая электроника, фотоника, волоконная оптика), которые являются по мировым меркам незначительными и в равной мере испытывающими нехватку собственного сырья. Для России особенную ценность могут представлять комплексные проекты (пр-во «солнечного» ПКК, «электронного» ПКК, особочистого синтетического кварца) которые позволят решить несколько проблем.

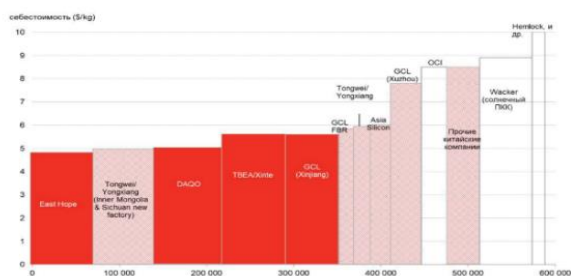


Рис. 2а. Себестоимость у различных производителей.

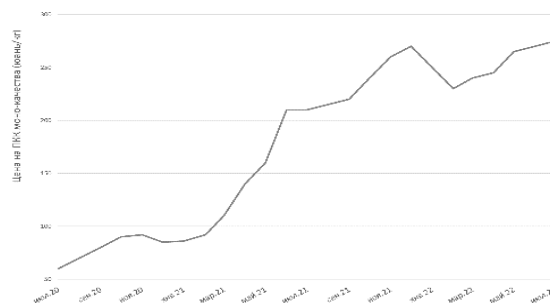


Рис.2. б Динамика цен на «солнечный» ПКК (в юанях/кг).

## Литература

1. А. В. Наумов, Д. Л. Орехов, Н. А. Кульчицкий «Прогресс в технологиях полупроводникового кремния (обзор)»// Успехи прикладной физики, 2022, том 10, № 1, с.32-49, DOI 10.34077/SILICON2022-: 10.51368/2307-4469-2022-10-1-32-50.

## Изучение радиационной стойкости кремниевых полупроводниковых детекторов при облучении $\alpha$ -частицами и осколками деления радионуклида $^{252}\text{Cf}$

Н.В. Базлов<sup>1,2</sup>, А.В. Дербин<sup>1</sup>, И.С. Драчнев<sup>1</sup>, И.М. Котина<sup>1</sup>, О.И. Коньков<sup>1,3</sup>, В.Н. Муратова<sup>1</sup>,  
Д.А. Семенов<sup>1</sup>, М.В. Трушин<sup>1</sup>, Е.В. Унжаков<sup>1</sup>

<sup>1</sup> НИЦ "Курчатовский институт" – ПИЯФ, Гатчина, 188300, мкр. Орлова роща, 1

<sup>2</sup> Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург,  
199034, Университетская наб., 7/9

<sup>3</sup> Физико-технический институт им. А. Ф. Иоффе,  
Санкт-Петербург, 194021, Политехническая ул., 26

тел: +7(81371) 3-60-25, факс: +7 (81371) 4-66-81, эл. почта: [derbin\\_av@pnpi.nrcki.ru](mailto:derbin_av@pnpi.nrcki.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-101

Работа посвящена исследованию влияния длительного облучения продуктами распада радионуклида Калифорний-252 на свойства и рабочие параметры кремниевых полупроводниковых детекторов различных типов. Калифорний-252 распадается по двум каналам, а именно посредством  $\alpha$ -распада и спонтанного деления с образованием двух осколков деления и 3-4 нейтронов. Последнее свойство позволяет использовать данный радионуклид в роли компактного источника нейтронов, необходимого для калибровки сцинтилляционных детекторов используемых в экспериментах по поиску темной материи [1].

Для определения момента времени появления нейтрона можно использовать полупроводниковый детектор, способный детектировать осколки деления, по факту обнаружения которых обеспечивается временная привязка к моменту появления нейтронов. Кремниевые полупроводниковые детекторы обладают необходимыми характеристиками для регистрации осколков деления – тонким входным окном, достаточным временным и хорошим энергетическим разрешением. Ограничения на использование полупроводниковых детекторов связаны с их конечной радиационной стойкостью. В ходе работы подобного источника полупроводниковый детектор будет подвергаться интенсивному облучению осколками деления и  $\alpha$ -частицами, в связи с чем требуется провести исследования воздействия облучения  $\alpha$ -частицами и осколками деления на свойства и рабочие параметры полупроводниковых детекторов различных типов с целью выбора наиболее оптимального варианта для использования в составе калибровочного источника нейтронов.

Нами проводились эксперименты по исследованию процессов деградации рабочих параметров кремниевых поверхностно-барьерных детекторов, кремний-литиевых p-i-n детекторов, а также кремниевых планарных детекторов, вызванные длительным облучением продуктами распада  $^{252}\text{Cf}$ . В результате было обнаружено [2], что основное проявление деградации полупроводниковых детекторов заключается в значительном сдвиге пиков, соответствующих легким и тяжелым группам осколков деления, в сторону низких энергий. Был установлен линейный характер происходящих с ростом дозы облучения изменений, что позволяет оценить критическую дозу, при превышении которой детектор окажется непригодным для детектирования сигналов от осколков деления и, следовательно, для использования в составе калибровочного источника нейтронов. Так, например, было установлено, что перекрытие сигналов от  $\alpha$ -частиц и осколков деления  $^{252}\text{Cf}$  для лучших из исследованных детекторов произойдет при экспозиции порядка 109 осколков деления. На Конференции будет дана оценка максимальной экспозиции осколками деления, которую сможет выдержать детектор каждого типа до "деградации", а также рассмотрено влияние внутренней структуры детектора каждого типа на степень ухудшения параметров работы детекторов при облучении осколками деления. Работа поддержана грантом РФФИ № 20-02-00571.

### Литература

1. С. Е. Aalseth et al. // Eur. Phys. J. Plus 2018, 133(3) 131.
2. S. V. Bakhlanov et al.// Journal of Physics: Conference Series 2021, 2103 p. 012138.

# Исследование радиационных дефектов в кремниевых полупроводниковых детекторах р-типа проводимости облученных продуктами распада радионуклида $^{252}\text{Cf}$

Н.В. Базлов<sup>1,2</sup>, К.А. Барахоева<sup>2</sup>, А.В. Дербин<sup>1</sup>, И.С. Драчнев<sup>1</sup>, И.М. Котина<sup>1</sup>, О.И. Коньков<sup>1,3</sup>,  
В.Н. Муратова<sup>1</sup>, Д.А. Семенов<sup>1</sup>, **М.В. Трушин<sup>1</sup>**, Е.В. Унжаков<sup>1</sup>

<sup>1</sup> НИЦ "Курчатовский институт" – ПИЯФ, Гатчина, 188300, мкр. Орлова роца, 1

<sup>2</sup> Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург,  
199034, Университетская наб., 7/9

<sup>3</sup> Физико-технический институт им. А. Ф. Иоффе, Санкт-Петербург,  
194021, Политехническая ул., 26

тел: +7(81371) 3-60-25, факс: +7 (81371) 4-66-81, эл. почта: [trushin\\_mv@pnpi.nrcki.ru](mailto:trushin_mv@pnpi.nrcki.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-102

В ряде ядерно-физических экспериментов кремниевые полупроводниковые детекторы вынуждены работать при интенсивных уровнях облучения  $\alpha$ -частицами и осколками деления. Высокие уровни облучения приводят к образованию большого количества радиационных дефектов в материале детектора, серьезно ухудшающих рабочие параметры прибора [1].

Настоящая работа посвящена исследованию радиационных дефектов, индуцируемых в поверхностно-барьерных детекторах изготовленных на FZ кремнии р-типа проводимости при облучении  $\alpha$ -частицами и осколками деления нуклида  $^{252}\text{Cf}$ . Данный радионуклид может применяться в качестве компактного источника нейтронов в экспериментах по нейтронно-активационному анализу, в лучевой терапии опухолей, а также в различных ядерно-физических экспериментах [2].

Облучение проводили при комнатной температуре и температуре жидкого азота с общей облучения около  $3 \times 10^8$  осколков деления и  $2 \times 10^{10}$   $\alpha$ -частиц, соответственно. В облученных детекторах наблюдался постепенный сдвиг энергетических положений пиков осколков деления в сторону более низких энергий, что подразумевает сильную рекомбинацию генерируемых носителей заряда на радиационно-индуцированных дефектах, а также рост обратного тока детекторов, который может быть описан линейной функцией флюенса  $\Phi$  с наклоном  $\Delta I / \Delta \Phi = (1,5 - 2,7) * 10^{-16} \text{ A} / (\text{см}^2\alpha)$  [3]. Дефекты, возникающие при облучении, исследовались путем измерения вольт-фарадной и вольт-амперной характеристик, а также с помощью метода нестационарной спектроскопии глубоких уровней, работающей в токовом режиме (IDLTS). В результате исследований аналогичные наборы глубоких уровней с сопоставимыми концентрациями были обнаружены в детекторах, облученных осколками деления при комнатной температуре и температуре жидкого азота. Облучение  $\alpha$ -частицами вводило те же уровни, но соотношение их концентраций отличается от тех, которые были обнаружены после облучения осколками деления. На конференции будет представлено подробное обсуждение уровней дефектов, способствующих рекомбинации носителей заряда и росту обратного тока в облученных детекторах.

Работа поддержана грантом РФФИ № 20-02-00571.

## Литература

1. M. Moll, IEEE Trans. Nucl. Sci. 2018, 65 p. 1561.
2. R. Ajaj et al., DEAP Collaboration, // Phys. Rev. D 2019, 100 p. 022004.
3. S. V. Bakhlanov et al.// Journal of Physics: Conference Series 2021, 2103 p. 012138.

# Динамика адатомов Sn вблизи ступени на поверхности Si(111)- $\sqrt{3} \times \sqrt{3}$ -Sn

Р.А. Жачук<sup>1</sup>, Д.И. Рогило<sup>1</sup>, А.С. Петров<sup>1</sup>, Д.В. Щеглов<sup>1</sup>, А.В. Латышев<sup>1,2</sup>, Ф. Ронси<sup>3</sup>, С. Колонна<sup>3</sup>

<sup>1</sup> Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова,

Новосибирск, 630090, пр. к. Лаврентьева, 13

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

<sup>3</sup> CNR\_Istituto di Struttura della Materia, via del Fosso del Cavaliere 100, I-00133 Roma, Italy

эл. почта: [zhachuk@gmail.com](mailto:zhachuk@gmail.com)

DOI 10.34077/SILICON2022-103

Среди других химических элементов, используемых при создании гетероструктур на кремнии для применений в микро- и оптоэлектронике, олово вызывает особый интерес, так как оно относится к той же группе элементов, что и германий с кремнием и используется в качестве сурфактанта при росте. В этой работе с помощью методов сканирующей туннельной микроскопии (СТМ) и расчетов на основе теории функционала плотности была исследована атомная структура ступеней на поверхности Si(111)- $\sqrt{3} \times \sqrt{3}$ -Sn и динамика адатомов Sn вблизи них.

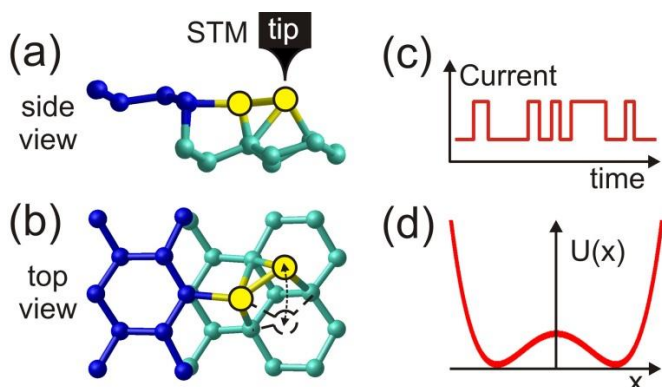


Рис. 1. (a), (b) Атомная ступень на поверхности Si(111)- $\sqrt{3} \times \sqrt{3}$ -Sn: (a) вид сбоку; (b) вид сверху. Желтые круги – атомы Sn. (c) Вид зависимости туннельного тока от времени при расположении острого STM над флуктуирующим адатомом, как на рис. (a). (d) Вид потенциала в двойной потенциальной яме, образующейся вдоль края ступени.

наиболее глубокие минимумы потенциальной энергии находятся на нижней террасе вблизи края ступени и при этом образуют двойную потенциальную яму (рис. 1). Таким образом, атомы Sn, совершающие прыжки между двумя минимумами потенциальной ямы, приводят к флуктуирующему туннельному току STM в этих областях.

Работа выполнена при поддержке РФФ (грант № 19-72-30023) и опубликована в [1].

## Литература

1. R. A. Zhachuk, D. I. Rogilo, A. S. Petrov, D. V. Sheglov, A. V. Lатышев, S. Colonna, F. Ronci // Phys. Rev. B 2021, 104, p. 125437.

Динамику флуктуирующих адатомов Sn на поверхности Si(111)- $\sqrt{3} \times \sqrt{3}$ -Sn регистрировали с помощью записи туннельного тока от времени при отключенной системе обратной связи в STM. При температуре 80 К динамика адатомов регистрировалась только на нижних террасах вблизи ступеней. Вид зависимости туннельного тока от времени в таких областях представляет собой шум, имеющий верхнее и нижнее значение туннельного тока и случайным образом переключающийся между ними (рис. 1).

Разработана атомная модель ступени, состоящая из цепочек атомов Sn вдоль краев ступеней. Используя разработанную модель атомной ступени были рассчитаны карты потенциальной энергии для адсорбированных атомов Sn. Было найдено, что для атомов Sn

# Влияние условий роста МЛЭ на кинетику сближения ступеней поверхности Si(100)

М.Ю. Есин, А.С. Дерябин, А.В. Колесников, С.А. Тийс, А.И. Никифоров

<sup>1</sup> ФГБУН Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова,

Новосибирск, 630090, пр. Лаврентьева, 13

эл. почта: [yesinm@isp.nsc.ru](mailto:yesinm@isp.nsc.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-104

Известно, что на вицинальной ступенчатой поверхности Si(100) с углом отклонения  $0,5^\circ$  при эпитаксиальном росте происходит формирование сдвоенных ступеней [1]. Для понимания физики процесса сближения и расхождения ступеней необходимо рассмотрение кинетики роста и термодинамики поверхности [2]. Когда происходит сближение ступеней в процессе роста молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ) [1], на ступени одновременно действуют разные силы отталкивания, которые объясняются термодинамикой ступенчатой поверхности. Отталкивание между ступенями может возникать из упругого и эффективного энтропийного взаимодействия [3]. Если ступени отталкиваются вследствие действия упругого или эффективного энтропийного взаимодействия, то ступени будут равноудалены друг от друга [4]. В связи с этим вопрос определения условий влияющих на кинетику массопереноса между ступенями и террасами остается актуальным.

В работе изучена кинетика сближения ступеней поверхности Si(100) с отклонением  $0,5^\circ$  и  $0,1^\circ$  в процессе молекулярно-лучевой эпитаксии. Исследования проведены на основе анализа временных зависимостей интенсивностей дифракции быстрых электронов. Построены зависимости количества осажденных монослоев, при которых происходит сближение ступеней, от скорости роста и температуры подложки. Наиболее выраженная зависимость количества монослоев от температуры наблюдается при скорости роста  $0,07$  МС/с, где количество монослоев при сближении ступеней

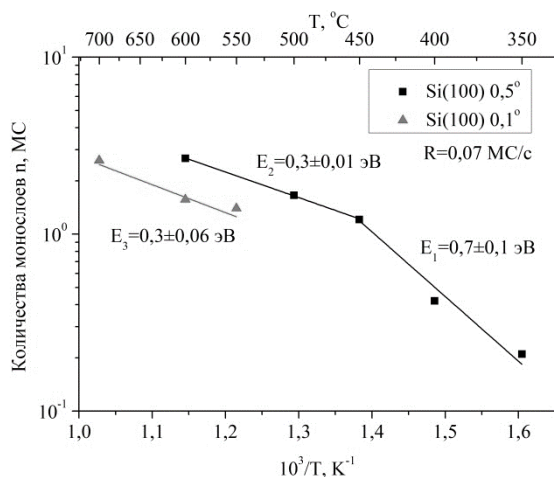


Рис. 1. Количество монослоев, экспериментально наблюдаемое, для перестройки в однодоменную поверхность на подложках Si(100) с отклонением  $0,5^\circ$  и  $0,1^\circ$

увеличивается приблизительно на порядок. При температурах ниже  $450^\circ\text{C}$  процесс формирования однодоменной поверхности сопровождается образованием двумерных островков. Определена энергия активации процесса сближения ступеней. На подложках Si(100) с отклонением  $0,5^\circ$  в диапазоне температур  $350-450^\circ\text{C}$ , она составляет  $0,7 \pm 0,1$  эВ, а в диапазоне температур  $450-600^\circ\text{C}$  –  $0,3 \pm 0,01$  эВ. Для подложек Si(100) с отклонением  $0,1^\circ$ , энергия активации равна  $0,3 \pm 0,06$  эВ в диапазоне температур  $550-700^\circ\text{C}$ . Установленная энергия активации связана с встраиванием атомов в  $S_A$  ступень, что, в свою очередь, можно объяснить механизмами формирования изломов и диффузией адатомов на этой ступени.

## Литература

1. N. Aizaki, T. Tatsumi. // Surf. Sci. 1986. V.174. P. 658-665.
2. W.K. Burton, N. Cabrera, F.C. Frank. // Phil. Trans. R. Soc. Lond. A. 1951. V. 243. P. 299-358.
3. В. И. Марченко, А. Я. Паршин. // Письма в ЖЭТФ. 1980. Т. 79. вып. 1 (7). С. 257-260.
4. B.S. Swartzentruber, M. Schacht. // Surf. Sci. 1995. V. 322. P. 83-89.



# Оптические свойства двумерных островков дисульфида вольфрама ( $WS_2$ ) на подложке $Si/SiO_2$

А.Ю. Кривоногова<sup>1,2</sup>, Н.Н. Курусь<sup>1</sup>, И.А. Милёхин<sup>3</sup>, А. А. Колосветов<sup>4</sup>, А.Г. Милёхин<sup>1</sup>

<sup>1</sup> ИФП им. А.В. Ржанова СО РАН, 630090, Новосибирск, Лаврентьева, 13

<sup>2</sup> НГТУ, 630073, Новосибирск, пр. К. Маркса, 20

<sup>3</sup> Semiconductor Physics, Chemnitz University of Technology, D-09107 Chemnitz, Germany

<sup>4</sup> МФТИ, 141701, Долгопрудный, Институтский пер., 9

DOI 10.34077/SILICON2022-105

Двумерные дихалькогениды переходных металлов, благодаря отсутствию инверсионной симметрии и сильным экситонным эффектам, являются перспективными материалами для решения задач оптоэлектроники. Ярким представителем данного класса веществ является дисульфид вольфрама ( $WS_2$ ). Одной из его особенностей является зависимость зонной структуры от толщины образца. Так, при уменьшении толщины непрямоугольного объемного образца до единиц монослоев  $WS_2$  становится прямоугольным, что сопровождается изменением его оптических свойств. В этой связи, исследование колебательных спектров и фотолюминесценции является эффективным инструментом для контроля структурных свойств двумерных кристаллов  $WS_2$ . Кроме того, полученные данные позволят делать выводы о механизме роста двумерных кристаллов, важным аспектом которого является взаимодействия с подложкой.

В данной работе выполнен анализ структурных и оптических свойств островков  $WS_2$  методами атомно-силовой микроскопии (АСМ), комбинационного рассеяния света (КРС) и фотолюминесценции (ФЛ). АСМ изображение островков  $WS_2$  представлено на Рис.1а. Островки размером  $\sim 10$  мкм имеют треугольную форму и толщину от 1 до нескольких монослоев. Наблюдаются особенности высотой  $\sim 10$  нм, природа которых остается дискуссионной.

Из анализа спектров микро-КРС получена зависимость частот основных колебательных мод  $WS_2$  ( $A_{1g}$  и  $E_{2g}$ ) от толщины плёнки  $WS_2$ , определенной методом АСМ (Рис.1б). Установлено, что с уменьшением толщины островка  $WS_2$  с 4 до 1 монослоя частота моды  $A_{1g}$  уменьшается от 420 до 416  $cm^{-1}$ , что согласуется с ранее опубликованными данными [1].

Получены карты распределения интенсивности основных колебательных мод в спектре КРС островков  $WS_2$  (Рис.1 в). В областях с наибольшей толщиной островка (области 1 и 2), как и ожидалось, наблюдается существенное увеличение интенсивности основных колебательных мод  $WS_2$ .

Получена карта распределения интенсивности ФЛ в двумерных островках  $WS_2$ , демонстрирующая изменение энергии и интенсивности ФЛ в разных областях островка. Выполнено сопоставление оптических и структурных свойств исследуемых островков  $WS_2$ .

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект № 20-52-04009)

## Литература

1. Barbosa, A. N. et al., Materials Chemistry and Physics, 243, 122599 (2020).

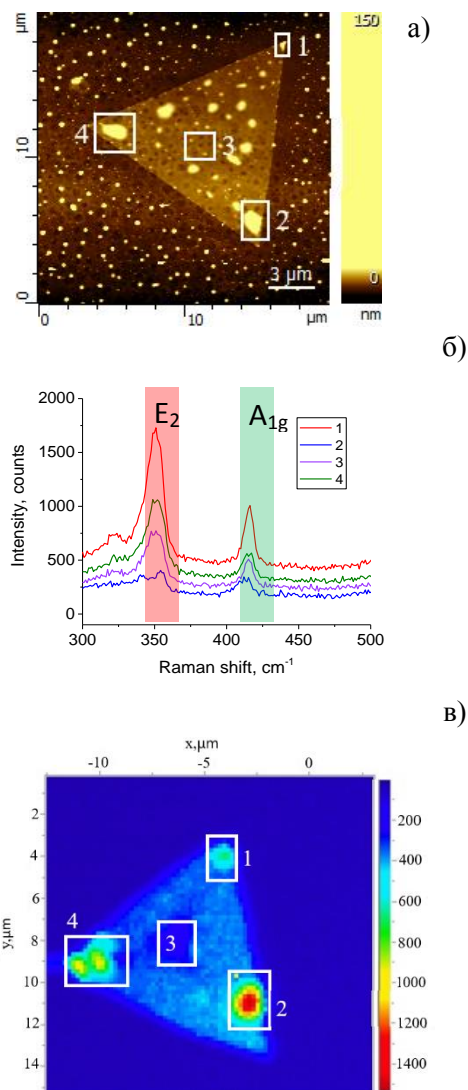


Рис. 1. а) АСМ-изображение, б) спектры КРС от областей разной толщины, в) карта распределения интенсивности основных колебательных мод КРС островка  $WS_2$ .

## Электрофизические характеристики $p-i-n$ -фотодиодов, облученных $\gamma$ -квантами $^{60}\text{Co}$

В.Б. Оджаев<sup>1</sup>, А.Н. Петлицкий<sup>2</sup>, **В.С. Просолович**<sup>1</sup>, Н.С. Ковальчук<sup>2</sup>, В.А. Филипеня<sup>2</sup>,  
С.Б. Ластовский<sup>3</sup>, Д.В. Шестовский<sup>2</sup>, В.Ю. Явид<sup>1</sup>, Ю.Н. Янковский<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Белорусский государственный университет, РБ, Минск, 220030, пр. Независимости, 4

<sup>2</sup> ОАО «ИНТЕГРАЛ», РБ, Минск, 220108, ул. Казинца, 121А

<sup>3</sup> НПЦ по материаловедению НАН Беларуси, РБ, Минск, 220072, ул. П. Бровки, 19

тел: +375 17 209-50-51, эл. почта: [prosolovich@bsu.by](mailto:prosolovich@bsu.by)

DOI 10.34077/SILICON2022-106

В работе проведен анализ изменений электрофизических параметров  $p-i-n$ - фотодиодов на основе кремния при воздействии  $\gamma$ -квантами  $^{60}\text{Co}$ . Приборы изготавливались на пластинах Si  $p$ -типа проводимости ориентации (100) с  $\rho = 1000 \text{ Ом}\cdot\text{см}$ , выращенного методом бестигельной зонной плавки. Область  $p^+$ -типа анода (изотипный переход) создавалась имплантацией ионов бора, области катода  $n^+$ -типа – диффузией фосфора. Измерения ВАХ и вольт-фарадных характеристик (ВФХ) производились в диапазоне температур  $-30 \dots 70 \text{ }^\circ\text{C}$  с шагом  $10 \text{ }^\circ\text{C}$ .

Из данных ВФХ следует, что зависимость барьерной емкости ( $C_b$ ) от приложенного обратного смещения ( $V_R$ ) имеет вид характерный для резкого асимметричного  $p-n$ -перехода. Заметная температурная зависимость  $C_b$  наблюдается только при напряжениях, сравнимых с величиной контактной разности потенциалов. При напряжениях смещения  $V_R \leq V_{bi}$  зависимость области обеднения ( $W$ ) от температуры определяется температурной зависимостью  $V_{bi}$ . Увеличение обратного тока ( $I_R$ ) удовлетворительно описывается степенной зависимостью  $I_R \sim V_R^n$ . Из данных ВАХ следует, что при  $V_R > 8 \text{ В}$  для  $I_R$  появляется дополнительный канал утечки. Рост величины  $I_R$  происходит не только за счёт увеличения толщины  $W$ , но и за счет включения нового механизма рекомбинации внутри области обеднения или утечки вне её. На ВАХ при обратном смещении можно выделить три области изменения тока в зависимости от приложенного напряжения: сублинейную, линейную и суперлинейную, обусловленные различными механизмами генерационно-рекомбинационных процессов в области обеднения  $p-n$ -перехода. ВАХ темновых токов в двойном логарифмическом масштабе может быть разбита на три участка:  $I$  ( $V_R=0 \div 10 \text{ В}$ ) – сублинейный,  $n \sim 0,5$ . При  $V_R=10 \div 25 \text{ В}$  ток возрастает с ростом приложенного напряжения и  $n > 0,5$ , а  $W$  продолжает расти по закону с  $n=0,5$ . Т.е., включается новый механизм увеличения  $I_R$ , не связанный с увеличением  $W$  от  $V_R$ . На участке  $II$  наблюдается сублинейная зависимость с  $n \sim 2$ , которая обусловлена высокой концентрацией рекомбинационно-генерационных центров и их неоднородным распределением по объему кристалла. На участке  $III$  ( $V_R > 25 \text{ В}$ ) ток прямо пропорционален  $V_R$  ( $n \sim 1$ ). На данном участке ток экспоненциально зависит от температуры, генерация носителей заряда происходит с уровня  $0,26 \text{ эВ}$ . Заметная зависимость величины  $C_b$  (на частоте  $1 \text{ кГц}$ ) и размеров  $W$  от температуры наблюдается только при  $V_R$ , не превышающих контактную разность потенциалов ( $V_{bi} \leq 1 \text{ В}$ ).

После облучения  $p-i-n$ -фотодиода  $\gamma$ -квантами  $^{60}\text{Co}$  дозой  $1 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$  наблюдается увеличение темнового тока более, чем на порядок, обусловленное генерацией носителей заряда с глубоких уровней радиационных дефектов. Форма ВАХ качественно не изменяется. Возрастание  $I_R$  в области  $I$  связано с образованием в процессе облучения новых рекомбинационных центров радиационного происхождения. Небольшое различие  $n$  до и после облучения связано с изменением градиента концентрации на границе области пространственного заряда. Наибольшее изменение претерпевает область  $III$ , связанная с остаточными технологическими дефектами. Величина  $n$  возрастает от 2 до 4,4, по сравнению с исходными приборами. Вероятно, в процессе облучения происходит трансформация остаточных дефектов: они «одеваются в шубу» из радиационных дефектов. Область  $II$  также существенно меняется:  $n = 2,2$ . Это область, так же как и  $III$  связана с остаточными дефектами, однако это два различных типа дефектов. Анализ температурных зависимостей темнового тока свидетельствует о том, что преобладающими радиационными дефектами являются дивакансии. После воздействия  $\gamma$ -квантов меняется наклон обратной ветви ВАХ вследствие дополнительного вклада процессов генерации носителей заряда с глубоких уровней радиационных дефектов. Облучение приводит к возрастанию  $C_b$  при  $V_R < 1 \text{ В}$ , однако при  $V_R = 1 \div 25 \text{ В}$  значения  $C_b$  приобретают более низкие значения по сравнению с исходными образцами. Из этого следует, что область обеднения изменяет свою величину в результате облучения: при  $V_R < 1 \text{ В}$  она уменьшается, а при  $V_R > 1 \text{ В}$  – она увеличивается примерно на 2%. Анализ емкостных измерений показал, что возрастание тока не связано с компенсацией  $i$ -области и увеличением области обеднения.

# Резонансные оптические свойства решёток дисков Ge на ITO

Д.Е. Уткин<sup>1,2</sup>, А.В. Царёв<sup>1,2</sup>, А.А. Шкляев<sup>1,2</sup>

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

<sup>2</sup> Новосибирский государственный университет, Новосибирск, 630090, ул. Пирогова, 2  
эл. почта: [utkinde@isp.nsc.ru](mailto:utkinde@isp.nsc.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-107

В ранних работах по изучению взаимодействия электромагнитного (ЭМ) излучения с диэлектрическими частицами субволнового размера основное внимание уделялось резонансным эффектам, связанным с возбуждениями магнитной и электрической дипольной моды, так как считалось, что дипольные моды дают наиболее сильные резонансные возбуждения. В последнее время особый интерес вызывает изучение эффектов, связанных с возбуждением резонансных мод более высокого порядка в материалах с большим показателем преломления ( $n > 3$ ), которые дают более узкие резонансы, сильно зависящие от величины зазора между частицами. При малых зазорах проявляются сильные решёточные эффекты, связанные со взаимодействием между полями резонансных мод соседних частиц. Недавно нами были проведены исследования резонансных возбуждений в упорядоченных решётках дисков германия на подложках кремния [1,2], которые показали, в частности, что возбуждение квадрупольных мод вызывает появление более глубокого минимума в спектрах отражения по сравнению с минимумом, обусловленным возбуждением дипольных мод [2].

В данной работе нами изготовлены и исследованы покрытия из дисков германия на поверхности слоя оксида индий-олова (ITO) на стекле (Рис. 1), то есть материала с существенно меньшим показателем преломления и соответственно меньшим отражением ЭМ излучения от его поверхности по сравнению с германием и кремнием. Влияние величины зазора оказалось противоположным, то есть с его увеличением происходило уменьшение отражения ЭМ излучения, так что оно в некоторых областях длин волн становилось меньше, чем отражение слоя ITO. Анализ полученных спектров с использованием расчётов методом FDTD показал, что минимум в длинноволновой области спектра (1050-1150 нм) обусловлен возбуждением дипольных резонансных мод, а в коротковолновой (~450 нм) – мультипольных.

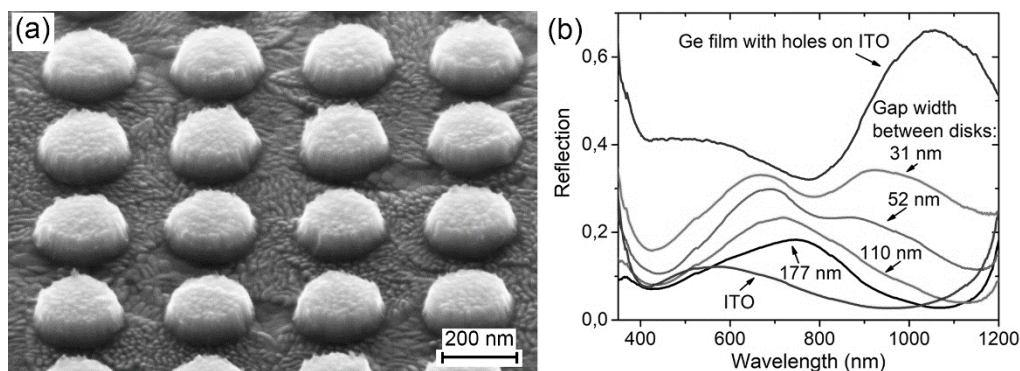


Рис. 1. (a) СЭМ-изображение дисков Ge на ITO. Спектры отражения покрытий из дисков Ge и плёнки Ge на ITO, а также плёнки ITO без Ge.

Оптические резонансы в покрытиях из диэлектрических частиц за счёт деструктивной интерференции приводят к подавлению отражённого и проходящего падающего ЭМ излучения и направляют его вдоль поверхности образца. Использование подложки из слоя ITO на стекле позволяет изучать распространение ЭМ излучения вдоль поверхности подложки в спектральной области, включающей видимую, и даёт возможность исследовать коллективные резонансные решёточные эффекты при распространении света как в подложке, так и в слое из дисков германия.

Работа проводилась при финансовой поддержке РФ (грант № 19-72-30023) и использовании оборудования ЦКП «ВТАН» НГУ и ЦКП «Наноструктуры» ИФП СО РАН.

## Литература

1. D.E. Utkin, K.V. Anikin, S.L. Veber, A.A. Shklyayev // Opt. Mater. 2020. V.109. art.no.110466.
2. A.A. Shklyayev, D.E. Utkin, A.V. Tsarev, S.A. Kuznetsov, K.V. Anikin, A.V. Latyshev // Sci. Rep. 2022. V.12. P.1-8.

## Гидрофилизация кремниевых элементов миниатюрных тепловых труб

Л.Ю. Роцин, О.Л. Войтик, К.И. Делендик, Н.В. Коляго, Е. П. Быкова

Институт тепло- и массообмена имени А. В. Лыкова НАН Беларуси,

Минск, Беларусь, 220072, ул. П. Бровки, 15

тел: +375 (33)633-16-54, факс: +375 (17)373-19-90, эл. почта: [Leonid-13-99@mail.ru](mailto:Leonid-13-99@mail.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-108

Актуальной проблемой, требующей решения при увеличивающейся степени миниатюризации, компактности элементов и их высокой плотности монтажа, становится отвод и рассеивание тепла. Для термостабилизации успешно применяются тепловые трубы [1]. Целью данной работы является разработка гидрофилизации кремниевых поверхностей, что позволит не только увеличить теплопередающую способность миниатюрных тепловых труб, но и совместить теплоотвод с кристаллом процессора.

Краевой угол смачивания (КУС) исходной кремниевой пластины КДБ-12 (100) составляет величину порядка  $60^\circ - 65^\circ$ .

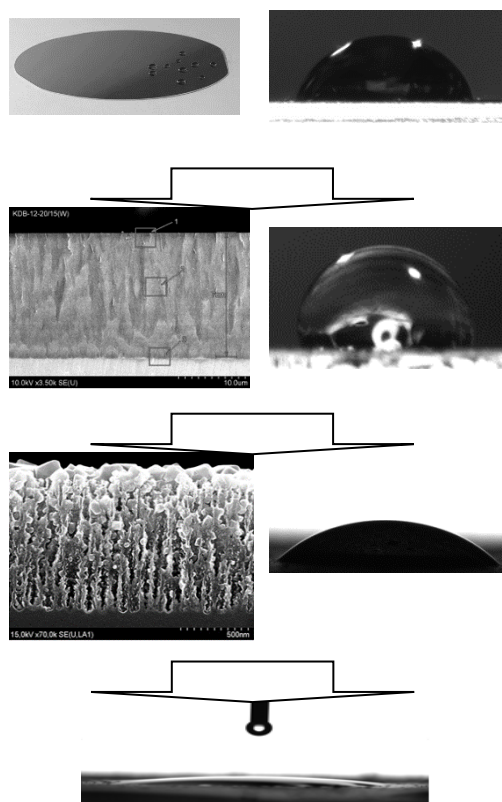


Рис. 1. Стадии гидрофилизации кремниевой пластины.

Для решения данной проблемы произведено анодирование кремния с последующим химическим осаждением наноструктурированной медной плёнки. Формирование 10-ти микронного адгезионного слоя пористостью 72% (мезо-ПК) позволяют медной пленке пройти испытание термоциклирования и выдержку при температуре  $110^\circ\text{C}$  в течение 4 часов без видимых повреждений структуры. КУС полученных медных пленок на мезо-ПК составил порядка  $37-40^\circ$ .

Изменение КУС на поверхности кремниевой подложки проводилось путём химического осаждения медной плёнки субмикронной размера рис. 1 [2, 3]. КУС полученных медных плёнок несущественно отличается от КУС кремниевой подложки (не более  $16^\circ$ ). Существенным недостатком осаждения на чистый монокристаллический кремний является слабая адгезия полученных медных плёнок к поверхности пластины. Установлено, что эксплуатация при термонагрузках приводит к отслоению наноструктурированной плёнки от монокристаллической кремниевой подложки из-за различия в коэффициентах термического расширения меди и подложки, а также слабой адгезионной прочности металлического покрытия.

Для увеличения КУС проведено оксидирование меди, в результате получена супергидрофильная поверхность с КУС порядка  $7^\circ$ .

Разработанная технология проста в освоении, масштабируема и совместима с имеющимися микроэлектронными производствами. Экономически целесообразная технология в перспективе будет использована при создании эффективных миниатюрных кремниевых тепловых труб.

### Литература

1. Liu T., Asheghi M., Goodson K.E. // Appl. Mech. Rev. 2021. Vol. 73, № 1. P. 010802
2. О.Л. Войтик, К.И. Делендик, Н.В. Коляго, Л.Ю. Роцин // Инженерно-физический журнал. 2020. Т. 93. №5 С. 1089–1095.
3. Л.Ю. Роцин, А.В. Бондаренко. // Доклады БГУИР. 2017. Т. 4, № 106. С. 37–42.

## Влияние на процесс пластической релаксации в гетероструктурах $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}/\text{Si}(001)$ малых углов отклонения подложки $\text{Si}(001)$

А.С. Дерябин<sup>1</sup>, А.В. Колесников<sup>1</sup>, М.Ю. Есин<sup>1</sup>, Т.Н. Хохлова<sup>2</sup>  
<sup>1</sup> ФГБУН Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова,  
Новосибирск, 630090, пр. к. Лаврентьева, 13

<sup>2</sup> ФГБОУО Сибирский государственный университет науки и технологий им. ак. М.Ф. Решетнева  
Красноярск, 660037, пр. им. Газеты «Красноярский рабочий», 31  
тел: +7 (383)333-32-86, эл. почта: [das@isp.nsc.ru](mailto:das@isp.nsc.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-109

В работе рассматриваются вопросы, связанные с влиянием ступенчатой поверхности  $\text{Si}(001)$  на протекание процесса пластической релаксации механических напряжений несоответствия в пленках твердых растворов германий-кремния, полученных на подложках  $\text{Si}(001)$  с малым отклонением от сингулярной поверхности  $(001)$ . Показаны зависимости степени релаксации напряжений несоответствия от содержания  $\text{Ge}$  в твердом растворе для разных ориентаций поверхности – в частности для подложек  $\text{Si}(001)$  с отклонением  $0,10$ , а также с отклонением  $0,50$ .

Для ростовых экспериментов мы выбрали толщину получаемых пленок твердых растворов, равной  $250$  нм. С одной стороны такая толщина, в исследуемом нами диапазоне составов, является закритической, т.е. введение дислокаций при начале пластической релаксации не запрещено и выгодно, с другой стороны она остается небольшой, что позволяет говорить об исследовании тонких систем. Все образцы гетероструктур состояли из одинакового набора слоев, а именно: высокотемпературный слой  $\text{Si}$   $700^\circ\text{C}$ , низкотемпературный слой  $\text{Si}$   $350^\circ\text{C}$ , слой твердого раствора  $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$   $350^\circ\text{C}$  с заданным содержанием  $\text{Ge}$  и на поверхности гетеросистемы, тонкий слой  $\text{Si}$   $5$  нм ( $350^\circ\text{C}$ ). Полученные гетероструктуры подвергались процедуре циклического отжига [1] в ростовой камере. Образцы проходили контроль состава и степени релаксации с помощью высокоразрешающей рентгеновской дифрактометрии до и после отжига.

На рис. 1 представлена зависимость степени релаксации механических напряжений несоответствия (РМНН) от содержания германия для двух отклонений поверхности подложки  $\text{Si}(001)$   $0,10$  и  $0,50$ . Хорошо видно, что с увеличением точности ориентации поверхности (отклонение  $\text{Si}(001)$   $0,10$ ), точка начала пластической релаксации сдвигается в диапазон больших составов германия и в дальнейшем до составов  $\text{Ge}$  равным  $32-35\%$  мы наблюдаем меньшее значение величины релаксации.

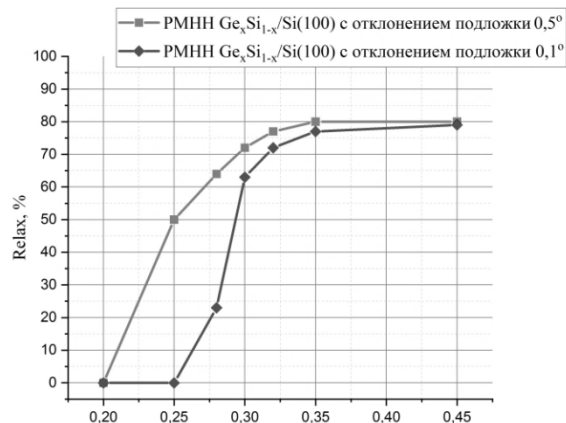


Рис. 1. Релаксация механических напряжений несоответствия в гетероэпитаксиальных слоях  $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}/\text{Si}(100)$  с отклонением подложки  $0,1^\circ$  и  $0,5^\circ$  с различным содержанием  $\text{Ge}$  в пленке.

С помощью методики структурно-чувствительного анализа в травителе Шиммелья, был проведен анализ плотности пронизывающих дислокаций (ПД) для всех полученных гетероструктур.

В целом, величины плотности ПД для гетероструктур полученных на подложках с отклонением  $0,10-0,50$  различаются слабо и лежат в диапазоне  $7 \cdot 10^7 - 8 \cdot 10^8 \text{ см}^{-2}$ . Уровень ПД увеличивается с увеличением содержания  $\text{Ge}$ . После процедуры циклического отжига картина меняется. Плотность ПД для гетероструктур, выращенных на  $\text{Si}(001)$   $0,50$  уменьшается во всем диапазоне исследуемых составов, однако это уменьшение относительно невелико (в  $1,5-2$  раза). Напротив, для гетероструктур, полученных на  $\text{Si}(001)$   $0,10$ , после процедуры циклического отжига, наблюдается существенное уменьшение плотности ПД (в диапазоне  $28\% < x < 30\%$  в  $10$  раз).

В работе показаны возможности управления процессом релаксации механических напряжений несоответствия путем малых изменений угла отклонения подложки  $\text{Si}(001)$ . Так же сделан анализ плотности пронизывающих дислокаций в полученных гетероструктурах до и после применения к ним процедуры циклического отжига.

### Литература

1. D. V. Yurasov et al. // Semiconductors, 2015, Vol. 49, No. 11, pp. 1415–1420.

## Методы радиационного формирования кристаллов $\text{CaSi}_2$ в процессе эпитаксиального роста $\text{CaF}_2$ на подложке $\text{Si}(111)$

А.В. Кацюба<sup>1</sup>, А.В. Двуреченский<sup>1,2</sup>, Г.Н. Камаев<sup>1</sup>, В.А. Володин<sup>1,2</sup>, П.А. Кучинская<sup>1</sup>

<sup>1</sup> ФГБУН Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова,

Новосибирск, 630090, пр. к. Лаврентьева, 13

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

тел: +7 (383)333-27-71, факс: +7 (383)333-27-71, эл. почта: [kacyuba@isp.nsc.ru](mailto:kacyuba@isp.nsc.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-110

Для получения эпитаксиальных пленок  $\text{CaSi}_2$  на  $\text{Si}$ , используют нанесение атомарного  $\text{Ca}$ , и нагрев подложки, что приводит к взаимодействию  $\text{Ca}$  с  $\text{Si}$ [1]. Нами при исследовании роста пленок  $\text{CaF}_2$  на  $\text{Si}(111)$  методом молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ) в условиях одновременного облучения электронным пучком с энергией 20 кэВ с плотностью тока  $50 \text{ мкА/м}^2$  было обнаружено, что на границе подложки кремния и эпитаксиальной пленки  $\text{CaF}_2$  наблюдается радиационно-стимулированный рост пленки  $\text{CaSi}_2$ [2]. Практический интерес к методу радиационно-стимулированного роста пленок  $\text{CaSi}_2$ , состоит в возможности формирования на пластине локальных областей пленок  $\text{CaSi}_2$ , размер которых ограничивается только диаметром сфокусированного пучка электронов, а также контролировать толщину вплоть до монослоя путем изменения, как дозы облучения, так и толщины исходного слоя  $\text{Si}$  и жертвенного слоя  $\text{CaF}_2$ .

Нами было установлено, что облучение во время эпитаксиального роста пленки  $\text{CaF}_2$  приводит к гетерогенному зародышеобразованию и формированию связанных с подложкой  $\text{Si}$  ориентированных вдоль направления  $\langle 1-10 \rangle$  нитевидных нанокристаллов  $\text{CaSi}_2$ . Рис.1(а)

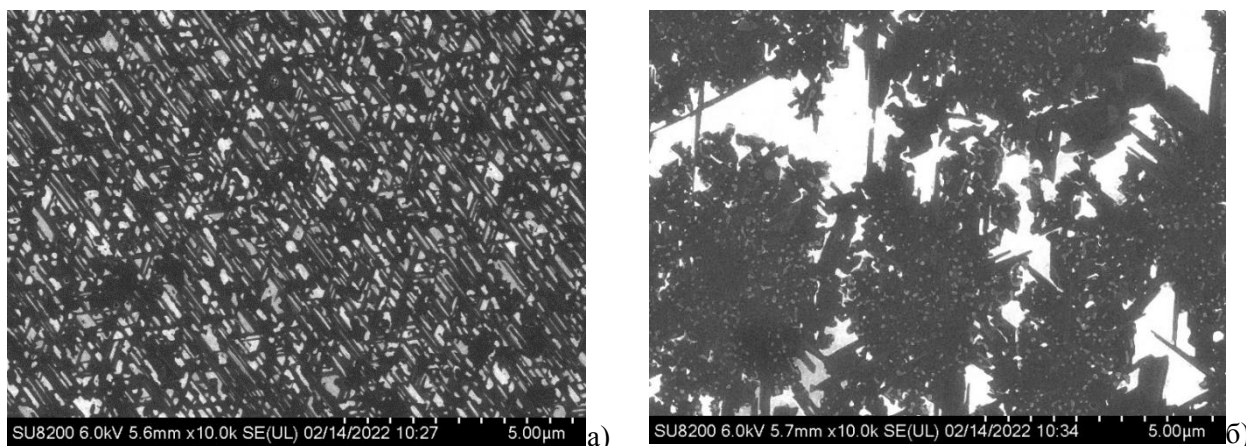


Рис.1. СЭМ фотография облученной области: а) во время роста  $\text{CaF}_2$ , б) после роста  $\text{CaF}_2$ .

Облучение сформированной эпитаксиальной пленки  $\text{CaF}_2$  толщиной 10 нм при аналогичной дозе облучения электронами и температуры подложки приводит к формированию хаотичным образом центров зарождения  $\text{CaSi}_2$  в  $\text{CaF}_2$  с последующим разрастанием кристаллитов Рис.1(б). Анализ картин дифракции быстрых электронов на отражение и спектров комбинационного рассеяния света показал, что на поверхности формируются кристаллиты  $\text{CaSi}_2$ , при этом связь кристаллитов с ориентацией подложки менее выражена, это свидетельствует о гомогенном зародышеобразовании  $\text{CaSi}_2$ .

Оба подхода синтеза  $\text{CaSi}_2$  для тонких пленок (10нм) приводят к образованию полиморфа 3R  $\text{CaSi}_2$ , несмотря на то, что данная фаза является метастабильной по сравнению с полиморфом 6R.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ и Госкорпорации «Росатом» проект № 20-21-00028.

### Литература

1. J.F. Morar, M. Wittmer, Growth of epitaxial  $\text{CaSi}_2$  films on  $\text{Si}(111)$ , J. Vac. Sci. Technol. A 6 (1988) 1340.
2. Aleksey V. Kacyuba, Anatoly V. Dvurechenskii, Gennady N. Kamaev, Vladimir A. Volodin, Aleksey Y. Krupin, Radiation-Induced epitaxial  $\text{CaSi}_2$  film growth at the molecular-beam epitaxy of  $\text{CaF}_2$  on  $\text{Si}$ , Materials Letters, 268(2020).

# Нестехиометрические германосиликатные плёнки на кремнии для микроэлектроники: мемристоры и другие применения

В.А. Володин<sup>1,2</sup>, Чжан Фань<sup>2</sup>, И.Д. Юшков<sup>1,2</sup>, Г.Н. Камаев<sup>1</sup>

<sup>1</sup> ФГБУН Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова,

Новосибирск, 630090, пр. к. Лаврентьева, 13

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

тел: +7 (383)333-24-70, факс: +7 (383)333-27-71, эл. почта: [volodin@isp.nsc.ru](mailto:volodin@isp.nsc.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-111

Диэлектрические плёнки содержащие полупроводниковые аморфные нанокластеры и нанокристаллы германия (такие как нестехиометрические германосиликатные плёнки) интересны с фундаментальной точки зрения, а также перспективны для микро- и оптоэлектроники. Например, для создания МДП-транзисторов на основе германия используют плёнки оксинитрида германия либо диэлектрики с высокой диэлектрической проницаемостью (high-k). В качестве переходного слоя между Ge и high-k диэлектриками выступают слои  $\text{GeO}_x$  [1]. Другими перспективными областями применений плёнок  $\text{GeO}_2$ ,  $\text{GeO}_x$  и  $\text{SiGe}_x\text{O}_y$  является их использование в мемристорах [2]. Преимущество  $\text{SiGe}_x\text{O}_y$  состоит в том, что способ их осаждения прост, недорог и совместим с кремниевой технологией. Их особенностями, полезными для мемристоров, являются возможности наноразмерных флуктуаций потенциала. Различие в щели состояний  $\text{SiO}_2$  (8-9 эВ) и  $\text{GeO}_2$  (4-5 эВ) позволяет модулировать параметры ловушек заряда следующего типа - включение оксидов германия в оксид кремния. Другая возможность - формирование областей с избытком атомов Ge, а также аморфных нанокластеров и нанокристаллов германия в качестве глубоких ловушек заряда.

Плёнки нестехиометрических германосиликатных стёкол  $\text{GeO}_{0.5}[\text{SiO}_2]_{0.5}$  и  $\text{GeO}_{0.5}[\text{SiO}]_{0.5}$ , а также многослойные мемристорные структуры на их основе были получены со-испарением порошков  $\text{GeO}_2$  и  $\text{SiO}_2$  либо  $\text{GeO}_2$  и  $\text{SiO}$  соответственно, и напылением на холодные подложки Si(100) и плавленого кварца в высоком вакууме. Затем плёнки подвергались печным отжигам при температуре до 900 °С. Наличие и фазовый состав нанокластеров германия в плёнках был исследован с применением метода спектроскопии комбинационного рассеяния света (КРС). Трансформация окружающей нанокластеры матрицы  $\text{GeSi}_x\text{O}_y$  после отжигов была исследована с применением Фурье-инфракрасной спектроскопии.

Как показал анализ спектров КРС, в исходной плёнке  $\text{GeO}_{0.5}[\text{SiO}]_{0.5}$  присутствуют кластеры аморфного германия, а в плёнках  $\text{GeO}_x$  ( $x \sim 1.1-1.2$ ) и  $\text{GeO}_{0.5}[\text{SiO}_2]_{0.5}$  не содержится кластеров германия. Отжиги начиная с температуры 400 °С приводили к формированию аморфных нанокластеров германия в данных плёнках, а отжиги при высоких температурах приводили к формированию нанокристаллов германия. Была исследована кинетика формирования нанокластеров аморфного германия в плёнках  $\text{GeO}_x$  и  $\text{GeO}_{0.5}[\text{SiO}_2]_{0.5}$  при отжиге при различных температурах, обнаружена разность в кинетике формирования кластеров германия в плёнках, осажённых на подложках кремния или кварца. Был обнаружен сдвиг пика ИК-поглощения на валентных колебаниях связей Ge-O в плёнках  $\text{GeO}_x$  и  $\text{GeO}_{0.5}[\text{SiO}_2]_{0.5}$  после отжигов, что свидетельствует об изменении состава окружающей нанокластеры германия матрицы в результате роста кластеров.

Одно- двух- и трёхслойные мемристорные структуры были сформированы на подложках Si(001) n-типа и p-типа. Были осажены плёнки различной стехиометрии:  $\text{GeO}[\text{SiO}_2]$  и  $\text{GeO}[\text{SiO}]$ , а так же  $\text{GeO}[\text{SiO}_2](30 \text{ нм})/\text{a-Ge}(3 \text{ нм})$ . В качестве верхнего электрода использовался ИТО. Вольтамперные характеристики (ВАХ) были измерены при комнатной температуре в воздушной атмосфере.

Мемристорный эффект (обратимые переключения из состояния с высоким сопротивлением OFF в состояние с низким сопротивлением ON и наоборот, при приложении соответствующих напряжений включения и выключения) наблюдался для p-Si (или n-Si)/  $\text{GeO}[\text{SiO}_2]$  (или  $\text{GeO}[\text{SiO}]/\text{ITO}$  и для структур, включающих тонкие (до 3 нм) слои аморфного германия. Количество циклов перезаписи достигало нескольких тысяч, при этом окно памяти (отношение токов в состоянии ON и OFF) оставалось 1-2 порядка по величине.

Таким образом, были продемонстрированы перспективы использования нестехиометрических германосиликатных плёнок в мемристорах.

Благодарности: Работа поддержана РФФ, проект №22-19-00369.

## Литература

1. Y. Kamata // Materials Today. 2008. v.11 , p.30-38.
2. V.A. Volodin et al. // Electronics. 2020. v.9(12), p.2103(1-17).

# Механизм транспорта заряда и природа ловушек в мемристорах на основе термического SiO<sub>x</sub>, обработанного в плазме электрон-циклотронного резонанса

Р.М.Х. Исхакзай<sup>1</sup>, В.А. Воронковский<sup>1</sup>, Т.В. Перевалов<sup>1</sup>, В.А. Гриценко<sup>1,2</sup>, В.Ш. Алиев<sup>1,3</sup>

<sup>1</sup> ФГБУН Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова,

Новосибирск, 630090, пр. к. Лаврентьева, 13

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

<sup>3</sup> Новосибирский государственный технический университет, Новосибирск,

630073, пр-т К. Маркса, 20

эл. почта: [ramin@isp.nsc.ru](mailto:ramin@isp.nsc.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-112

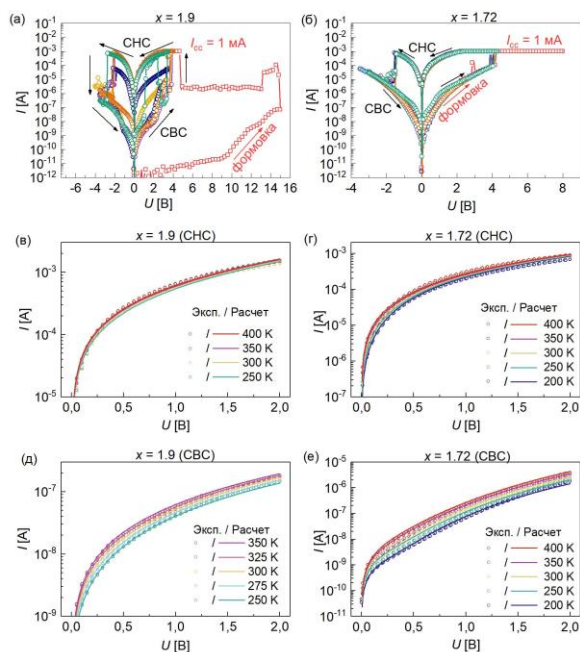


Рис. 1. ВАХ мемристоров со структурой p<sup>++</sup>-Si/SiO<sub>x</sub>/Ni с различным значением  $x$ ; а, б – резистивные переключения мемристоров; в, г – ВАХ в низкоомном состоянии (СНС); д, е – ВАХ в высокоомном состоянии (СВС). Точки – экспериментальные кривые, линии – расчет по механизму ТОПЗ.

последующих переключений, см. Рис. 1б), а также соответствующий диапазон величин коэффициента  $x = 1.72 \div 1.79$ . Из анализа экспериментальных ВАХ в температурном диапазоне 200–400 К для полученных мемристоров с различным составом в низко- и высокоомном состояниях (Рис. 1в-е) установлено, что транспорт заряда в них описывается механизмом тока, ограниченным пространственным зарядом (ТОПЗ). При этом, ВАХ для высокоомного состояния описывается механизмом ТОПЗ в режиме частично заполненных ловушек с энергией ионизации меньше 100 мэВ, что намного меньше энергии ионизации ловушки, образуемой вакансией кислорода в SiO<sub>2</sub>. В рамках данной работы впервые определена возможная природа структурных дефектов, которые могли бы играть роль таких мелких ловушек. Из проведенных квантово-химических расчетов дефектных структур SiO<sub>x</sub> определено, что при определенных величинах коэффициента  $x < 2$  такими ловушками могут являться два типа дефектов: Si-Si связь, а также кремний с неспаренным электроном.

## Литература

1. Voronkovskii V. A. et al. Phonon-assisted electron tunneling between traps in silicon oxide films treated in hydrogen plasma //Journal of Non-Crystalline Solids. – 2020. – Vol. 546. – P. 120256.
2. Iskhakzay R. et al. Resistive Switching Effect in Thermal SiO<sub>2</sub> Films Treated in Electron-Cyclotron Resonance Hydrogen Plasma //2021 IEEE 22nd International Conference of Young Professionals in Electron Devices and Materials (EDM). – IEEE, 2021. – P. 67-70.



## Структура напряженных слоев Si на поверхности Ge(111)

Р.А. Жачук<sup>1</sup>, Ж. Кутиньо<sup>2</sup>, В. Черепанов<sup>3,4</sup>, Б. Фойхтлендер<sup>3,4</sup>

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

<sup>3</sup> Physics department, University of Aveiro, Campus Santiago, 3810-193, Aveiro, Portugal

<sup>3</sup> Peter Grünberg Institut (PGI-3), Forschungszentrum Jülich, 52425 Jülich, Germany

<sup>4</sup> JARA-Fundamentals of Future Information Technology, 52455 Jülich, Germany

эл. почта: [zhachuk@gmail.com](mailto:zhachuk@gmail.com)

DOI 10.34077/SILICON2022-113

В то время как эпитаксиальный рост по механизму Странского-Крастанова, при котором растущая плёнка испытывает деформацию сжатия, достаточно хорошо изучен, информации о росте плёнки в обратном случае, при деформации растяжения, значительно меньше. В качестве модельной системы был изучен рост кремния на поверхности Ge(111) [1]. Работа была выполнена методами сканирующей туннельной микроскопии (СТМ) и расчетов на основе теории функционала плотности (ТФП).

При росте Si на Ge(111) при  $T = 550$  °C на поверхности наблюдается формирование доменов структуры  $c(2 \times 4)$ , разделённых доменными стенками. Это наблюдение совпадает с расчетными данными, предсказывающими формирование структуры  $c(2 \times 4)$  на поверхности Si(111) при деформации растяжения (рис. 1), тогда как релаксированная поверхность Si(111) имеет структуру  $7 \times 7$ . На основе расчетов ТФП разработана атомная модель структуры  $c(2 \times 4)$  и доменных стенок, согласующаяся с данными СТМ и приводящая к низкой энергии поверхности.

С помощью расчётов ТФП было показано, что формирование доменных стенок структуры  $c(2 \times 4)$  на чистой поверхности Si(111) энергетически не выгодно, так как они не приводят к достаточной релаксации напряженных слоёв кремния. Тем не менее, было показано, что сегрегация атомов Ge на поверхности растущей пленки Si значительно понижает энергию поверхности и приводит к формированию доменных стенок структуры  $c(2 \times 4)$ . Причина уменьшения энергии поверхности Si при сегрегации атомов Ge на ней состоит в более слабой связи Ge-Ge по сравнению со связью Si-Si.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 19-72-30023).

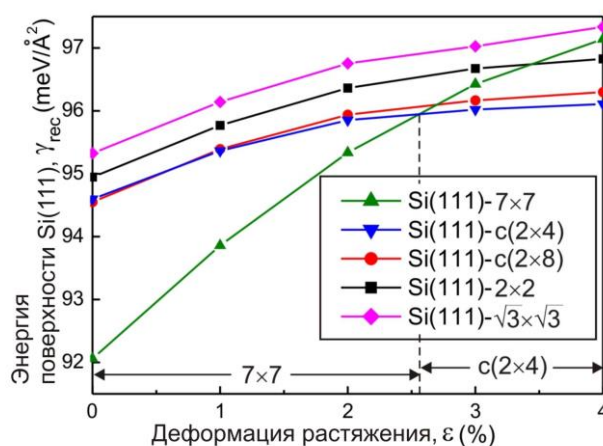


Рис. 1. – Расчетные зависимости энергии поверхности Si(111).

### Литература

1. R. Zhachuk, J. Coutinho, A. Dolbak, V. Cherepanov, B. Voigtländer // Phys. Rev. B 2017, 96, p. 085401.

## Эллипсометры – прецизионные средства контроля кремниевых нанотехнологий

Е.В. Спесивцев, С.В. Рыхлицкий

*Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН,  
Новосибирск, 630090, просп. ак. Лаврентьева, 13,  
тел: (383)330 89 46, эл. почта: [evs@isp.nsc.ru](mailto:evs@isp.nsc.ru)*

DOI 10.34077/SILICON2022-114

В Институте физики полупроводников СО РАН были разработаны и запатентованы ряд оригинальных статических фотометрических измерительных схем эллипсометров, которые были положены в основу всей линейки производимой в настоящее время в Институте эллипсометрической аппаратуры последнего поколения. Принцип работы этих схем заключается в регистрации четырёх постоянных сигналов, непрерывно считываемых с фотоприёмников в процессе измерения при фиксированных положениях поляризационных элементов и в отсутствии модуляции сигнала. Другая принципиальная особенность этих схем заключается в том, что в них используется деление светового пучка на входе анализатора не по амплитуде, а по фронту, что позволяет избежать ошибок измерения, вносимых светоделительными пластинками. При этом схемы позволяют работать при слабой интенсивности зондирующего пучка. Перечисленные особенности открывают широкие возможности применения статических схем в эллипсометрах самого различного функционального назначения.

Быстродействующий одноволновой эллипсометр ЛЭФ–777. В качестве источника света в эллипсометре используется либо стабилизированный HeNe лазер (для микроизмерений), либо полупроводниковый лазер (для рутинных измерений). Лазеры дают узконаправленное монохроматическое излучение большой мощности, что обеспечивает высокую точность и быстродействие проведения измерений. Минимальное время измерения - 40 микросекунд, а оптимальное, при котором достигается чувствительность измерений поляризационных углов на уровне  $0,003^\circ$ , составляет 1 мс. Такие характеристики позволяют исследовать быстропротекающие процессы адсорбции/десорбции, роста/травления слоев, высокотемпературных нагревов и другие. Для этих целей модифицированная версия лазерного эллипсометра может быть установлена на технологические или исследовательские вакуумные камеры для проведения *in situ* измерений.

Спектральный эллипсометр «ЭЛЛИПС–1991». Спектральные эллипсометры позволяют проводить измерения в оптическом диапазоне от ближнего УФ до ближнего ИК излучения. Основная область применения таких приборов – научные исследования: измерение спектров оптических постоянных и спектральных характеристик различных материалов, анализ сложных слоистых наноструктур, характеристика сверхчистой поверхности и др. Эллипсометр позволяет проводить измерения в спектральном диапазоне от 250 до 1000 нм всего за несколько секунд. Для этой цели был разработан специальный быстродействующий монохроматор, имеющий спектральное разрешение 2 нм и обеспечивающий развертку спектра в указанном диапазоне за 2 секунды.

Эллипсометры высокого пространственного разрешения. Данный класс приборов предназначен для проведения эллипсометрических измерений микрообъектов и различного типа поверхностных структур с высокой степенью локализации элементов. Эллипсометры высокого пространственного разрешения разделяются на сканирующие и отображающие.

Сканирующий эллипсометр «МИКРОСКАН–3М», снабжен микрооптикой для фокусировки лазерного пучка в пятно размером 5–10 мкм, цифровым автоколлиматором для визуальной настройки образца и двухкоординатным сканирующим столиком для перемещения образца в процессе измерений по двум координатам в пределах 0 - 150 мм. В эллипсометре сканирующие измерения проводятся в режиме «нон-стоп», то есть сигналы читаются непрерывно с интервалом 1 миллисекунда в процессе движения столика и согласовываются с его текущей координатой.

Разновидностью эллипсометрии пространственного разрешения и новым направлением в этой области является обзорная эллипсометрия (*imaging ellipsometry*). Эллипсометр модели МЭК–2 является одним из представителей этого класса. В качестве фотоприёмного устройства в нем используется ПЗС или КМОП матрица, работающая в паре с проекционным объективом, отображающим плоскость измеряемого образца на матрицу. Такая система позволяет проводить мгновенное картирование оптических параметров по поверхности образца.

В сочетании с такими своими свойствами как неразрушаемость и дистанционность проведения измерений, эллипсометры эффективно используются в качестве аналитических средств прецизионной нанометрии и позволяют решать широкий круг задач, возникающих как при научных исследованиях, так и в пооперационном контроле в тонкопленочных нанотехнологиях.

## Свойства переходных слоев в пленочных кремниевых наноструктурах с диэлектрическими слоями оксида скандия

А.М. Гурьянов<sup>1</sup>, С.А. Гурьянов<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Самарский государственный технический университет,  
Самара, 443100, ул. Молодогвардейская, 244

<sup>2</sup> Московский государственный технический университет им. Н.Э Баумана,  
Москва, 105005, 2-я Бауманская ул., д. 5, стр. 1  
тел: +8 (902)291-93-44, эл. почта: [gurjanovam@mail.ru](mailto:gurjanovam@mail.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-115

Исследовались свойства диэлектрических пленок оксида скандия в кремниевых МДП-структурах с диэлектрическими пленками оксида скандия толщиной 10÷50 нм с учетом влияния переходных слоев на межфазных границах.

Элементный состав и концентрационные профили кислорода, кремния и скандия в структурах диэлектрическая пленка оксида скандия – кремниевая подложка определялись с помощью неразрушающих ядерно-физических методов элементного микроанализа: спектрометрии резерфордского обратного рассеяния и ядерных реакций с дейтронами. На границе выделяются два переходных слоя. Один из них является поверхностным слоем двуокиси кремния на кремниевой подложке (его толщина зависит от способа обработки поверхности кремниевой подложки), а второй толщиной 2÷6 нм – слоем, состоящим из оксида скандия и двуокиси кремния с некоторым избытком редкоземельного металла ( $\text{Sc}_{2+x}\text{Si}_{1-y}\text{O}_5$ ).

Методами отражательной эллипсометрии измерены толщина пленок оксида скандия и переходных слоев. Решались прямая и обратная задачи эллипсометрии. В прямой задаче для различных моделей отражающей поверхности рассчитывались поляризационные углы  $\psi$  и  $\Delta$ . Результаты расчетов представлялись в виде номограмм, на которых изображались семейства зависимостей углов  $\psi$  и  $\Delta$  от толщины и показателя преломления пленки.

Для определения модели отражающей поверхности структуры пленка оксида скандия – кремниевая подложка проводились измерения с пленками переменной толщины (показатель преломления пленки считался постоянным). Экспериментальные результаты сравнивались с расчетными. Рассматривались модели однородной прозрачной пленки на поглощающей подложке без переходных слоев, с одним и двумя переходными слоями.

Установленной моделью отражающей поверхности структуры пленка оксида скандия – кремниевая подложка является модель однородной прозрачной пленки на поглощающей подложке с двумя переходными слоями. В рамках установленной модели определены оптические параметры (показатель преломления и толщина) переходных слоев. Одним из переходных слоев является поверхностный слой двуокиси кремния на кремниевой подложке. Второй переходный слой характеризовался толщиной 2÷6 нм.

В рамках установленной модели отражающей поверхности решалась обратная задача эллипсометрии. По измеренным эллипсометрическим углам рассчитывались оптические параметры (показатель преломления и толщина) пленок оксида скандия. В рассмотренных структурах показатель преломления пленок оксида скандия равен 1,94.

Измеренные значения толщины диэлектрических пленок и параметры переходных слоев на границе диэлектрик-полупроводник использовались при определении электрофизических характеристик МДП-структур с диэлектрическими пленками оксида скандия.

Используя результаты измерений ВФХ и данные о параметрах диэлектрических пленок оксида скандия и переходных слоев на границе диэлектрик-полупроводник, полученные при эллипсометрических измерениях, рассчитаны диэлектрические проницаемости пленок оксида скандия в рассматриваемых МДП-структурах. Диэлектрическая проницаемость оксида скандия имеет значение равное 15. Это позволяет отнести оксид скандия к материалам с высокой диэлектрической проницаемостью (high-k диэлектрики).

Таким образом, экспериментально показана возможность применения пленок оксида скандия в качестве диэлектрика с высокой диэлектрической проницаемостью в слоистых микро- и наноструктурах.

# Радиационно-стимулированное формирование двумерных структур на основе силицида кальция

В.А. Зиновьев<sup>1</sup>, А.В. Кацюба<sup>1</sup>, В.А. Володин<sup>1,2</sup>, А.Ф. Зиновьева<sup>1,2</sup>, А.В. Двуреченский<sup>1,2</sup>,  
А.Ю. Крупин<sup>3</sup>

<sup>1</sup> ФГБУН Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова,  
Новосибирск, 630090, пр. к. Лаврентьева, 13

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

<sup>3</sup> Новосибирский государственный технический университет,  
Новосибирск, 630073, ул. К. Маркса, 20

тел: +7 (383)333-26-24, факс: +7 (383)333-24-66, эл. почта: [zinoviev@isp.nsc.ru](mailto:zinoviev@isp.nsc.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-116

Ранее нами был предложен метод получения силицида кальция путем воздействия электронным пучком, падающим под малым углом к поверхности растущей структуры, во время осаждения слоев фторида кальция. Предполагалось, что формирование  $\text{CaSi}_2$  происходит за счёт стимулированного электронным облучением разложения  $\text{CaF}_2$  на  $\text{Ca}$  и  $\text{F}$ . Фтор десорбируется с поверхности, а оставшийся кальций вступает в химическую реакцию с кремнием, который при достаточно высоких температурах ( $> 350^\circ\text{C}$ ) поступает на поверхность за счёт термически активируемой диффузии из подложки  $\text{Si}(111)$ . Однако чётких доказательств этой гипотезы до сих пор нет. В данной работе нами были предприняты эксперименты, позволяющие прояснить механизм формирования  $\text{CaSi}_2$  под электронным облучением. Синтез структур выполнялся методом молекулярно-лучевой эпитаксии. Вначале проводился эпитаксиальный рост плёнки  $\text{CaF}_2$  толщиной 30 нм на подложке  $\text{Si}(111)$  при температуре  $550^\circ\text{C}$ . Затем, после роста слоев  $\text{CaF}_2$ , при той же температуре  $550^\circ\text{C}$ , проводилось облучение электронами. Время электронного воздействия варьировалось для разных образцов от 1-й до 10 минут. Созданные структуры были исследованы методами энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (EDX) и комбинационного рассеяния света (КРС). Было получено, что при минимальном времени воздействия электронным пучком (1 минута) на поверхности формируются

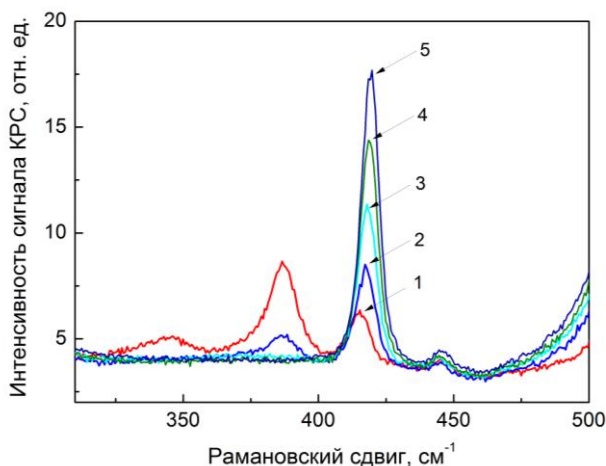


Рис. 1. КРС спектры от структур с разным временем воздействия электронным пучком, 1 - облучение в процессе роста, 2 – 10 минут, 3 – 4 минуты, 4 – 2 минуты, 5 – 1 минута после роста слоев  $\text{CaF}_2$ .

отдельные кристаллические структуры, напоминающие снежинки, содержащие в своем составе  $\text{Ca}$  и  $\text{Si}$ . При увеличении времени облучения площадь, занимаемая данными структурами, увеличивается, и при времени воздействия 10 минут, они перекрываются, формируя практически сплошной слой. Согласно данным КРС при минимальном времени облучения наблюдается узкий интенсивный пик при  $\approx 419 \text{ см}^{-1}$  (рис. 1, спектр 5), который может быть связан с формированием двумерных участков слоев  $\text{Si}$ , интеркалированных  $\text{Ca}$ . Данный пик соответствует колебаниям атомов  $\text{Si}$  в плоскости двумерного слоя  $\text{Si}$ . При увеличении времени облучения интенсивность данного пика уменьшается, а положение смещается в область меньших частот. При времени воздействия 10 минут интенсивность пика падает в три раза, а положение пика составляет  $\approx 417.5 \text{ см}^{-1}$  (рис.1, спектр 2). При этом появляется дополнительный пик при  $\approx 386 \text{ см}^{-1}$ , который совпадает с положением пика в спектре КРС от пленки  $\text{CaSi}_2$ , полученной при облучении электронным пучком в процессе осаждения слоев  $\text{CaF}_2$  толщиной 30 нм (рис.1, спектр 1). Данный пик соответствует колебаниям атомов  $\text{Si}$  в направлении перпендикулярном плоскости двумерного слоя  $\text{Si}$ . Эти изменения можно связать с переходом от двумерных кристаллических структур к трехмерным структурам. Таким образом, было продемонстрировано, что контролируемое воздействие электронным пучком на поверхность пленки  $\text{CaF}_2$  может быть использовано для получения двумерных слоев силицида кальция. При этом необходимо контролировать время воздействия и температуру подложки.

Работа была выполнена при финансовой поддержке РФФИ, грант 20-21-00028 Росатом.

# Ферромагнетизм самоупорядоченных наностержней $\alpha$ -FeSi<sub>2</sub> на вицинальной поверхности Si(111)-3° от 2К до 300 К

Н.Г. Галкин<sup>1</sup>, Д.Л. Горошко<sup>1</sup>, И.А. Ткаченко<sup>2</sup>, К.Н. Галкин<sup>1</sup>

<sup>1</sup> ФГБУН Институт автоматики и процессов управления ДВО РАН,

Владивосток, 690041, ул. Радио, 5

<sup>2</sup> ФГБУН Институт химии ДВО РАН, Владивосток, 690022, пр. 100-летия Владивостока, 159

тел: +7 (423)231-06-87, факс: +7 (423)231-09-26, эл. почта: [galkin@iacp.dvo.ru](mailto:galkin@iacp.dvo.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-117

Проблема наведенного магнетизма в наноструктурах (НС), созданных на основе немагнитных материалов на основе моно- и дисилицидов железа, привлекает внимание экспериментаторов [1-4] и теоретиков [5,6]. Для самоорганизованного формирования подобных наноструктур можно использовать: (1) рост силицидов с анизотропией несоответствия кристаллических параметров с кремнием во взаимно перпендикулярных направлениях [1,7] и (2) рост на поверхностях с эшелонированными ступенями [2,3]. Возникновение ферромагнетизма в НС с теоретической точки зрения объясняется, либо изменением ближайшего окружения около атомов железа в решетке НС [5], либо наличием атомов Fe на краях НС, обладающих ненулевыми спиновыми моментами и являющихся источником магнетизма [6]. В работе [8] нами обнаружено, что самоупорядоченные наностержни (НСт)  $\alpha$ -FeSi<sub>2</sub>, выращенные методом твердофазной эпитаксии (T=630 °C, 20 мин) 11 монослоев Fe на вицинальной поверхности Si(111)-3°, напряжены (-1.19%) по оси «а» и растянуты (12.98%) по оси «с», что увеличило объем элементарной ячейки  $\alpha$ -FeSi<sub>2</sub> на 10,3%, что может обеспечить атомы Fe в НСт. Но их магнитные свойства не были исследованы.

В данной работе исследованы низкотемпературные магнитные свойства сохранивших свою структуру по данным АСМ и РД самоупорядоченных НСт  $\alpha$ -FeSi<sub>2</sub> на Si(111)-3° в диапазоне магнитных полей (МП) до  $\pm 30000$  Э и температур 2-300 К. Установлено, что НСт проявляют, начиная с температуры 300 К (Рис. 1а) до 2К (Рис. 1б), ферромагнитные свойства для МП вдоль и поперек НСт (в плоскости подложки) и перпендикулярно подложке. Магнитный момент образцов с НСт в МП возрастал до  $(5.7 - 7.6) \times 10^{-6}$  (Эрг/Гс), а их коэрцитивная сила ( $H_c$ ) увеличивалась с ростом температуры от 90Э до 180Э, но не замечена зависимость  $H_c$  от направления магнитного поля (Рис. 1(а,б), вставки). Последний факт объясняется тем, что отношение средней длины НС к их средней

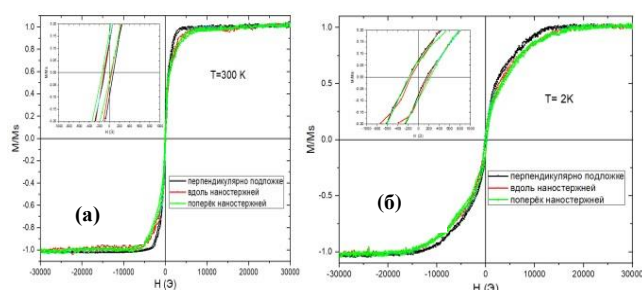


Рис. 1. Петли перемагничивания массива НСт  $\alpha$ -FeSi<sub>2</sub> на Si(111)-3° при T=300 К (а) и T=2К (б). На вставках укрупнение масштаба петель для определения коэрцитивной силы массива НСт.

ширине составляет в образце 1.83 [8], а вклад в продольном МП объясняется наличием атомов Fe на гранях НСт, как в [6]. При этом результирующие магнитные моменты (РММ) при T=2К (в  $\mu$ В/атом Fe) составляют: 0.98 и 1.14 (МП в плоскости образца, поперек и вдоль НС, соответственно) и 2.78 (МП перпендикулярно образцу). При нагреве до 300 К РММ уменьшаются в 3.4-3.5 раз. Охлаждение в магнитном поле и без него показало отсутствие температуры блокировки, что доказывает сохранение ферро-магнитной природы при T=300К. Трехкратное повышение магнитного момента НСт перпендикулярно плоскости образца может быть связано с наличием лишних атомов Fe внутри решетки НСт  $\alpha$ -FeSi<sub>2</sub>, растянутой по оси «с» по данным [8].

Исследование финансово поддержано грантом РФФ №22-12-00036.

## Литература

1. S. Liang, R. Islam, D.J. Smith, P.A. Bennet, et.al. Appl. Phys. Lett. 2006. V. 88, P. 113111(1-3).
2. J.K. Tripathi, M. Garbecht, W.D. Kaplan, et.al. Nanotechnology. 2012. V. 23, P. 459603(1-11).
3. J.K. Tripathi, G. Markovich, I. Goldfarb. Appl. Phys. Lett. 2013. V. 102. P. 251604(1-5).
4. C.-Y. Yang, S.-M. Yang, Y.-Y. Chen, K.-C. Lu. Nanoscale Res. Lett. 2020. V. 15. P.197(1-7).
5. V. Zhandun, N. Zamskova, et.al. Phys. Cem. Chem. Phys. 2019.V. 21. P.13835-13846.
6. L.D. Geng, S. Dhoka, R. Pati, Y.M. Jin. Nanomaterials. 2021. V. 11. P. 849(1-10).
7. Y. Chen, D.A.A. Ohlberg, R.S. Williams. J. Applied Physics. 2002. V. 91, No. 5. 3213-3218.
8. N.G. Galkin, K.N. Galkin, S.A. Dotsenko, et.al. Key Engin. Mater. 2019. V.806. P. 30-35.

# Моделирование эпитаксиального формирования двумерных и нульмерных структур кремния и германия с учетом изменения зависимости их параметров от толщины

К.А. Лозовой, В.В. Дирко, В.П. Винарский, А.П. Коханенко, А.В. Войцеховский

*Томский государственный университет, Томск,*

*634050, Ленина, 36*

*тел: +7 (382) 241-3517, факс: +7 (382) 241-2772, эл. почта: [lka@sibmail.com](mailto:lka@sibmail.com)*

DOI 10.34077/SILICON2022-118

В данной работе рассматривается эпитаксиальное выращивание напряженных и релаксированных двумерных слоев кремния и германия, твердого раствора германия-кремния различного состава, а также особенности формирования квантовых точек в этих системах. Проводится теоретическое рассмотрение влияния зависимости поверхностных энергий и упругих напряжений от толщины осажденного материала на формирование двумерных слоев и квантовых точек по механизмам Франка–ван дер Мерве и Странского–Крастанова.

Гетероструктуры с двумерными слоями и квантовыми точками получили широкое применение в нанoeлектронике и нанофотонике для создания фотодетекторов, солнечных элементов и светоизлучающих устройств [1, 2]. Активно развиваются и новые направления использования таких структур: например, для создания микротекстурированных поверхностей, антиотражающих покрытий, фотонных кристаллов и микрорезонаторов [3, 4], спиновых кубитов [5]. Особое внимание в последнее время привлекается к таким перспективным 2D-кристаллам как графен и его аналоги [6]. Основным методом создания наноструктур с двумерными слоями и квантовыми точками является молекулярно-лучевая эпитаксия [7, 8].

В представленной работе рассматриваются различные стадии формирования двумерного слоя толщиной от одного до нескольких монослоев, а также появления двумерных и трехмерных островков. Особое внимание уделяется установлению возможностей преодоления нуклеации островков и предотвращения нежелательного перехода от двумерного к трехмерному росту при выращивании 2D-материалов. Результаты расчетов подкрепляются результатами экспериментов по синтезу указанных структур на установке молекулярно-лучевой эпитаксии, которые позволили установить зависимости параметра  $N$ , определяющего сверхструктурную перестройку поверхности, и поверхностных энергий двумерного слоя от эффективной толщины осажденного материала в широких диапазонах температур и составов. На основе полученных зависимостей от толщины поверхностных энергий и рассогласования по параметру решетки между осаждаемым материалом и подложкой строится кинетическая модель для расчета параметров формируемых двумерных слоев и островков. Результаты работы непосредственно применимы для определения условий синтеза высококачественных 2D-кристаллов и наногетероструктур с квантовыми точками, а также создания на их основе новых приборов с необходимыми характеристиками для нанoeлектроники и нанофотоники.

Исследования выполнены в рамках выполнения государственного задания Минобрнауки России (проект № FSWM-2020-0048) и при поддержке Программы развития ТГУ («Приоритет-2030»).

## *Литература*

1. Izhnin I. I., Lozovoy K. A., Kokhanenko A. P., et al. // Applied Nanoscience. 2021. [https://DOI 10.34077/Silicon2022-.org/10.1007/s13204-021-01667-0](https://doi.org/10.34077/Silicon2022-.org/10.1007/s13204-021-01667-0)
2. Hendrickx N. W., Franke D. P., Sammak A., et al. // Nature Communications. 2018. V. 9. P. 2835.
3. Ota Y., Yurasov D., Novikov A., et al. // Japanese Journal of Applied Physics. 2019. V. 58. P. 045505 (1–6).
4. Rutckaia V., Heyroth F., Novikov A., et al. // Nano Letters. 2017. V. 17. P. 6886–6892.
5. Hendrickx N. W., Lawrie W. I. L., Russ M., et al. // Nature. 2021. V. 591. P. 580.
6. Yuhara J., Le Lay G. // Japanese Journal of Applied Physics. 2020. V. 59. P. SN0801.
7. Izhnin I. I., Kurbanov K. R., Lozovoy K. A., et al. // Applied Nanoscience. 2020. V. 10. P. 4375–4383.
8. Timofeev V., Nikiforov A., Yakimov A., et al. // Semiconductor Science and Technology. 2019. V. 34. P. 014001.

## Поверхностные реконструкции в системе (Pb,Au)/Si100

Т.В. Угас<sup>1</sup>, В.Г. Котляр<sup>1</sup>, А.Н. Михалюк<sup>1,2</sup>, А.В. Зотов<sup>1</sup>, А.А. Саранин<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup> Институт автоматики и процессов управления ДВО РАН,

Владивосток, 690041, ул. Радио, 5

<sup>2</sup> Дальневосточный федеральный университет, Школа естественных наук,

Владивосток, 690950, о. Русский, 2

тел: +7 (423)231-04-39, факс: +7 (423)231-04-52, эл. почта: [kasyanova@mail.dvo.ru](mailto:kasyanova@mail.dvo.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-119

Свинец как объемный, так и тонкие пленки, представляет собой перспективным материалом для сверхпроводимости. Поиск различных двух и более компонентных материалов, один из которых свинец является актуальной задачей в настоящее время. Данная работа посвящена обнаружению различных упорядоченных структур в системе (Pb,Au)/Si(100), определение оптимальных условий, при которых найденная структура получается гомогенной по всей поверхности и предложение атомной модели структуры, подтвержденной теоретически методом случайного поиска из первых принципов.

На рис.1 показано СТМ изображение поверхности преимущественно покрытой структурой (1×n)-(Au,Pb)/Si(100) с включениями структуры (4×3)-(Au,Pb).

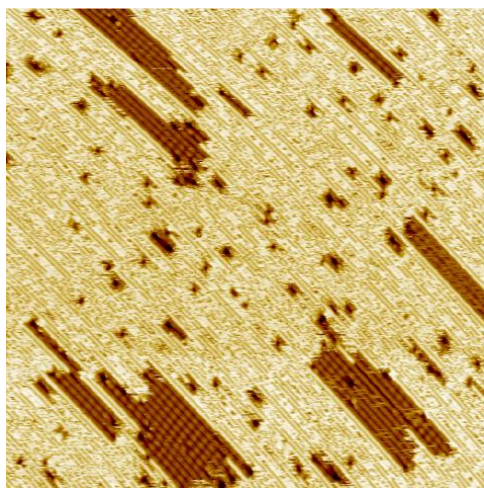


Рис. 1. СТМ изображение (1×n)-(Pb,Au) + 4×3-(Pb,Au) на Si(100)(100×100) нм<sup>2</sup>.

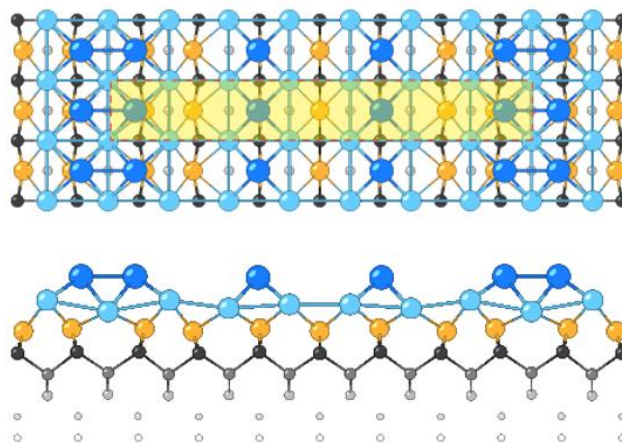


Рис. 2. Структурная модель (1×7)-(Pb,Au). В ячейке 7 атомов Au (1 МС) и 11 атомов Pb (1,75 МС).

Первая структура представляет собой набор чередующихся рядов, с периодом чередования  $n=(2, 3, 5, 7, 9)$ , но преимущественным периодом 7а. Это подтверждается статистическим анализом СТМ изображений и картинками ДМЭ. На рисунке 2 показана структурная модель (1×7)-(Au,Pb), где период 7 состоит из ряда 3а и двух рядов шириной 2а. На модели голубые и синие шарики – атомы свинца, оранжевые – атомы золота, черные, серые и белые – атомы кремния. Реконструкции (1×n)-(Au,Pb) получаются при фиксированном 1 МС золота и в диапазоне покрытий свинца. Структура (4×3)-(Au,Pb) получается при дефиците золота 0,92 МС и покрытии свинца 0,67 МС.

Поверхность (1×n)-(Au,Pb)/Si(100) является перспективным материалом, характеризующимся сверхпроводящими свойствами в двумерном приповерхностном слое.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-12-00174, <https://rscf.ru/project/22-12-00174/>.

## **In-situ** исследования электронного строения и состава 3D-развитой поверхности нитевидного кремния

А.К. Пелагина<sup>1</sup>, **Е.В. Паринова**<sup>1</sup>, О.А. Чувенкова<sup>1</sup>, Д.А. Коюда<sup>1</sup>, Д. Смирнов<sup>2</sup>, А. Макарова<sup>2</sup>, Р. Овсянников<sup>2</sup>, Д. Ермухамед<sup>3</sup>, Т. Минг<sup>4</sup>, В. Сиваков<sup>4</sup>, С.Ю. Турищев<sup>1</sup>

<sup>1</sup> ФГБОУ ВО Воронежский государственный университет,

Воронеж, 394018, Университетская пл., 1

<sup>2</sup> Гельмгольц Центр Берлин,

<sup>3</sup> Казахский национальный университет имени аль-Фараби

<sup>4</sup> Лейбниц Институт Фотонных Технологий

тел.: +7 (473)240-66-53, факс: +7 (473)220-88-12, эл. почта: [parinova@phys.vsu.ru](mailto:parinova@phys.vsu.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-120

Массивы нанонитевидного кремния (НК), сформированные методом металл-ассистированного жидкофазного химического травления, являются перспективным наноструктурированным объектом. Эти объекты обладают такими физико-химическими свойствами, как устойчивая интенсивность фотолюминесценции при комнатной температуре, низкий коэффициент отражения, низкая теплопроводность, и др. Перспективными являются и структуры, в которых массивы НК используются для функционализации их чрезвычайно развитой поверхности, которая достигается путем осаждения или покрытия перспективными материалами матрицы нитевидного кремния.

Актуальными вопросами являются исследования атомного и электронного строения рентгеноспектральными методами, дающими прямую информацию о специфике локального атомного окружения и физико-химическом состоянии. Известно, что метод спектроскопии ближней тонкой структуры края рентгеновского поглощения (XANES - X-ray absorption near edge structure) дает информацию о локальной парциальной плотности свободных электронных состояний вблизи дна зоны проводимости. Также метод рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (XPS - X-ray Photoelectron Spectroscopy) позволяет получать информацию об особенностях физико-химического состояния массивов нитевидного кремния. Использование высокоинтенсивного синхротронного излучения установок класса "мегасайенс" является необходимым условием регистрации спектров высокого разрешения, особенно когда речь идет о наноматериалах, которые, как правило, характеризуются малым количеством материала. Наконец, наиболее разрешенными энергетически являются спектры XANES и XPS, полученные при возбуждении неглубоких остовных уровней в ультрамягком рентгеновском диапазоне длин волн. Это приводит к чрезвычайной чувствительности рентгеноэлектронных спектров к поверхности. С другой стороны, исследования наноструктур, таких как НК, требуют понимания специфики атомного и электронного строения в глубине массива нанообъектов, там, где они имеют развитую поверхность, недоступную в целом для диагностических возможностей метода XANES и XPS и иных методик, обладающих чувствительностью к поверхности.

В работе нами предложен метод, позволяющий получить информацию о физико-химическом состоянии, атомном и электронном строении поверхностей глубоких слоев массива нитевидного кремния. Морфология образцов НК, сформированных в различных режимах, была изучена методом сканирующей электронной микроскопии. Далее для достижения 3D-развитой части формируемых НК в глубине массива нитей поверхностно-чувствительными методами XANES и XPS достаточная часть площади поверхности каждого образца механически удалялась в перчаточном шкафу с инертной атмосферой аргона, препятствующей модифицирующему взаимодействию с атмосферным кислородом. Далее механически модифицированные образцы через шлюзовую камеру устанавливались в объем многокамерной системы синхротронной диагностической станции без контакта с атмосферой. Согласно последующим исследованиям методом сканирующей электронной микроскопии, большая часть нитей скалывается, и небольшое количество фиксируется на поверхности под углом, вскрывая "боковые" части. Таким образом, предложенная механическая модификация позволяет получить XANES и XPS сигнал от объемной части массива НК, включая границу с подложкой.

Были получены синхротронные Si L<sub>2,3</sub> и ОК спектры XANES, XPS спектры остовных уровней Si 2p высокого разрешения от нетронутой и механически модифицированной частей подготовленных проб. Полученные рентгеноспектральные данные показали различные характеристики локального окружения атомов кремния и кислорода в поверхностной и "объемной" части массива НК. Продемонстрирована применимость предлагаемого способа изучения поверхностно-чувствительными методами атомного и электронного строения "объемной" части наноструктур с 3D развитой поверхностью.

Исследование выполнено при поддержке Министерства науки и высшего образования России в рамках соглашения N 075-15-2021-1351.



# ИК- фотолюминесценция кремния, облученного высокоэнергетичными ионами Хе, после отжигов

С.Г. Черкова<sup>1</sup>, В.А. Володин<sup>1,2</sup>, В.А. Скуратов<sup>3</sup>

<sup>1</sup> ФГБУН Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова,  
Новосибирск, 630090, пр. к. Лаврентьева, 13

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

<sup>3</sup> Объединенный институт ядерных исследований, Дубна, 141980 ул. ул. Жолио-Кюри, 6  
тел.: +7 (383)333-27-71, факс: +7 (383)333-27-71, эл. почта: [cherkova@isp.nsc.ru](mailto:cherkova@isp.nsc.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-121

Инженерия светоизлучающих дефектов является одним из подходов к созданию излучателя на основе кремния. Люминесцентные свойства и структура дефектов обсуждаются до сих пор [1], хотя работы в этой области ведутся достаточно давно [2, 3]. Мы использовали облучение кремния ионами высокоэнергетичного ксенона. Потери на ионизацию тяжелых высокоэнергетичных ионов вблизи поверхности достигают десятков кэВ/нм и вдоль траектории частицы возможен локальный разогрев до температур, превышающих температуру плавления. При этом известно, что при облучении тяжелыми ионами кристаллических Si и Ge, треков и протяженных дефектов не наблюдалось, независимо от уровня потерь на ионизацию [4].

Два типа образцов кремния - высокоомного, выращенного методом безтигельной зонной плавки, и КЭФ-4.5 были облучены при комнатной температуре ионами  $^{132}\text{Xe}^{26+}$  с энергией 167 МэВ в диапазоне флюенсов  $5 \cdot 10^{10} - 10^{13} \text{ см}^{-2}$  на циклотроне ИЦ-100 ЛЯР ОИЯИ (г. Дубна). Пробег ионов Хе составлял около 20 мкм ([www.srim.org](http://www.srim.org)). Потери на ионизацию в приповерхностном слое достигали  $\sim 14$  кэВ/нм, упругие потери  $\sim 0,4$  смещ./нм. Отжиги проводились в атмосфере Ag при температурах 400 - 600 °С, длительность отжигов составляла 1 час. Оптические свойства контролировались методом спектроскопии фотолюминесценции (ФЛ). Возбуждение на длине волны 325 нм осуществлялось с помощью газового He-Cd лазера. Для исследования температурной зависимости ФЛ использовался гелиевый криостат с точностью установки температуры  $\pm 0.5$  К.

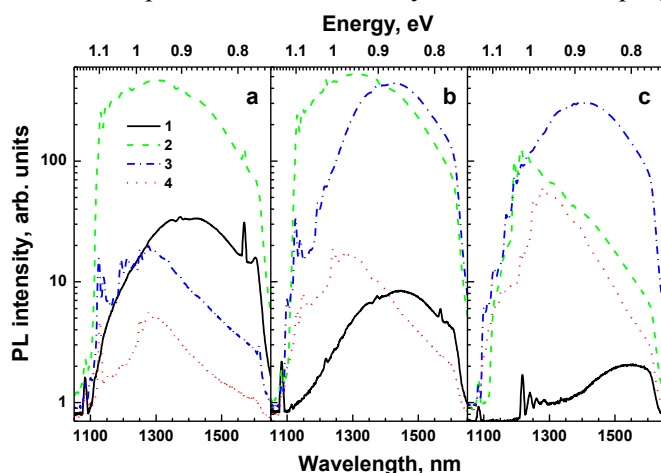


Рис. 1. Спектры ФЛ кремния (10 К,  $\lambda_{\text{ex}}=325$  нм) после облучения ионами Хе, дозами,  $\text{см}^{-2}$ : а-  $5 \times 10^{10}$ ; б-  $5 \times 10^{11}$ ; с-  $10^{13}$ . До (кривая 1) и после изохронных отжигов в течение 1 часа в атмосфере Ag при температурах: 2- 400 °С; 3- 500 °С; 4- 600 °С.

после облучения различными дозами и отжигов. Широкая полоса ФЛ предположительно обусловлена излучательной рекомбинацией на дислокационных дефектах. Возможно, при облучении вдоль траектории частиц формируются сетки дислокаций за счет вводимых дефектов и нагрева, вызванного сильной ионизацией.

В спектрах ФЛ при низких температурах, помимо известных линий X (1.033 эВ), W (1.018 эВ), и W' (1.0048 эВ), проявлялась широкая полоса в области 1.3 – 1.5 мкм. Аппроксимация спектров показала, что сигнал можно разложить на, так называемые, «дислокационные» пики D1-D4 (0.81–0.99 эВ) [1, 2]. С увеличением дозы облучения в исследованном диапазоне наблюдалось снижение интенсивности сигнала и сужение полосы ФЛ с одновременным смещением максимума в длинноволновую область. При последующих отжиге при температурах 400, 500, и 600 °С наблюдается изменение спектров ФЛ, связанное с трансформацией структуры дефектов в кремнии. Исследована температурная зависимость ФЛ в диапазоне от 10 до 170 К для образцов

## Литература

1. L.I. Fedina, A.K. Gutakovskii, T.S. Shamirzaev // J. Appl. Phys. 2018. V.124. P.053106.
2. Н.А. Дроздов, А.А. Патрин, В.Д. Ткачев // Письма в ЖЭТФ. 1976. Т.23, вып. 11. С.651-653.
3. Н.А. Соболев // ФТП. 2010. Т.44, вып.1. С.3-25.
4. Ф.Ф. Комаров // УФН. 2003. Т.173. С.1287.

## Диффузия и взаимодействие атомов In и As, имплантированных в термически выращенные на кремнии пленки SiO<sub>2</sub>

Ч. Сы<sup>1,2</sup>, И.Е. Тыщенко<sup>1</sup>, В.А. Володин<sup>1,2</sup>, В.П. Попов

<sup>1</sup> ФГБУН Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова,

Новосибирск, 630090, пр. к. Лаврентьева, 13

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

тел: +7 (913)202-17-54, факс: +7 (383)333-27-71, эл. почта: [amaoshihaomao@gmail.com](mailto:amaoshihaomao@gmail.com)

DOI 10.34077/SILICON2022-122

Интерес к изучению свойств диэлектриков, содержащих полупроводниковые нанокристаллы, обусловлен открывающимися возможностями модифицировать их свойства. Самым распространенным диэлектриком кремниевой технологии является диоксид кремния. Внедрение в SiO<sub>2</sub> нанокристаллов соединений A<sub>3</sub>B<sub>5</sub>, таких как InSb или InAs, которые обладают большой диэлектрической проницаемостью, может привести к изменению эффективной диэлектрической проницаемости созданной эффективной среды и существенно расширить область применения SiO<sub>2</sub>. Одним из эффективных методов создания таких структур является ионно-лучевой синтез. Однако, синтез нанокристаллов соединений A<sub>3</sub>B<sub>5</sub> в оксиде кремния затруднен из-за различия в нем диффузионных свойств элементов третьей и пятой группы. Особенно, когда речь идет о синтезе нанокристаллов в тонких пленках SiO<sub>2</sub>. Диффузия элементов III группы к поверхности оксида кремния препятствует формированию фазы A<sub>3</sub>B<sub>5</sub> в объеме пленки. В данной работе изучены диффузия и взаимодействие атомов In и As в термически выращенных пленках SiO<sub>2</sub> в условиях ионно-лучевого синтеза.

В термически выращенные пленки SiO<sub>2</sub> толщиной ~300 нм были имплантированы ионы As<sup>+</sup> с энергией 40 кэВ дозой  $6 \times 10^{15} \text{ см}^{-2}$ , 80 кэВ дозой  $9 \times 10^{15} \text{ см}^{-2}$  или 135 кэВ дозой  $1 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ , а затем ионами In<sup>+</sup> с энергией 50 кэВ дозой  $4 \times 10^{15} \text{ см}^{-2}$ . Затем образцы были разрезаны на две части, на одну из которых была осаждена пленка Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> толщиной около 140 нм. Последующий отжиг проводился при температуре 700-1100°C в течение 30 минут в атмосфере паров N<sub>2</sub>. Свойства структур исследовались методами резерфордского обратного рассеяния, спектроскопии комбинационного рассеяния света (КРС), ИК-спектроскопии и спектральной эллипсометрии.

Установлено, что атомы индия практически не влияют на диффузионные свойства атомов мышьяка, не зависимо от энергии последних. Диффузионные свойства индия, наоборот, оказываются сильно зависящими от присутствия в пленке атомов мышьяка и их энергии. В том случае, когда профили распределения индия и мышьяка совпадают, большая доля атомов In остается в связанном состоянии вплоть до температуры 1100°C. И лишь ~ 10% индия диффундирует в глубь пленки SiO<sub>2</sub> с коэффициентом диффузии, соответствующим миграции индия по межузельному механизму. При температуре 1100°C становится заметной доля индия, диффундирующего к поверхности SiO<sub>2</sub>. С увеличением энергии ионов As<sup>+</sup> доля индия в связанном состоянии с ростом температуры отжига падает, а диффузия In к поверхности SiO<sub>2</sub> доминирует уже при температуре 1000°C.

Установлено, что пространственное распределение атомов индия в сильной степени зависит от состояния поверхности пленки SiO<sub>2</sub>, которое регулирует поступление кислорода в пленку извне. Наличие капсулирующего слоя Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> на поверхности оксида кремния предотвращает сток атомов In на поверхность и приводит к его диффузии в область пространственного распределения мышьяка.

По данным КРС после отжига при температуре  $\geq 900^\circ\text{C}$  в имплантированных пленках SiO<sub>2</sub>, закрытых сверху капсулирующим слоем нитрида кремния, наблюдалось рассеяние на частоте  $235 \text{ см}^{-1}$ , которая близка к частоте продольного оптического фонона в матрице кристаллического InAs. В спектрах ИК поглощения капсулированных структур после отжига  $\geq 900^\circ\text{C}$  появляется дополнительное рассеяние, начиная с энергии 0.44 эВ. Эта величина энергии совпадает со значением ширины запрещенной зоны InAs. В не капсулированных пленках особенности, связанные с формированием новой фазы, не наблюдались.

Обнаруженные эффекты объяснены с точки зрения микроскопических процессов, протекающих в имплантированной матрице SiO<sub>2</sub> при последующем отжиге. А именно формированием пар In-As в соседних замещающих положениях зависит от концентрации атомов индия и мышьяка в области имплантации индия, которая в свою очередь определяется температурой отжига и потоком кислорода в пленку извне.

Работа выполнена при поддержке Министерства образования и науки РФ (ГЗ 0242-2021-0003).

# Ионный синтез нанокристаллов InSb на границе раздела Si/SiO<sub>2</sub> структуры кремний-на-изоляторе

Ж. Чжан<sup>1,2</sup>, И.Е. Тыщенко<sup>1</sup>, В.А. Володин<sup>1,2</sup>, В.П. Попов<sup>1</sup>

<sup>1</sup> ФГБУН Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова,

Новосибирск, 630090, пр. к. Лаврентьева, 13

<sup>2</sup> Новосибирский государственный университет, Новосибирск, 630090, ул. Пирогова, 2  
тел: +7 (913)202-14-71, факс: +7 (383)333-27-71, эл. почта: [sangexiaoshagua@gmail.com](mailto:sangexiaoshagua@gmail.com)

DOI 10.34077/SILICON2022-123

Объединение различных функциональных элементов на одной кремниевой платформе рассматривается в настоящее время как наиболее приемлемый путь для создания гибридных интегральных схем, являющихся решением проблемы увеличения быстродействия интегральных схем. Реализация таких гибридных подложек требует создания многофункциональных материалов, обладающих соответствующими электронными, фотонными и спиновыми свойствами. Эти материалы должны хорошо вписываться в текущую кремниевую технологию. С этой точки зрения низкоразмерные кристаллы соединений A<sub>3</sub>B<sub>5</sub> рассматриваются как наиболее вероятные кандидаты в силу того, что они обладают всеми выше отмеченными свойствами. Однако, одним из главных препятствий для создания гибридных подложек ростовыми методами является большое рассогласование решеток большинства соединений A<sub>3</sub>B<sub>5</sub> и решетки кремния. Например, для InSb это рассогласование составляет 19%. Это ведет к генерации большой плотности дислокаций и деградации свойств выращенного полупроводника. Поэтому поиски новых путей создания таких структур является весьма перспективной задачей. В данной работе мы предлагаем новый метод создания нанокристаллов InSb на границе раздела Si/SiO<sub>2</sub> структуры кремний-на-изоляторе (КНИ). В основе этого метода лежит ионно-лучевой синтез и водородный перенос слоев кремния на диэлектрическую подложку [1].

В качестве подложек использовались пластины кремния диаметром 100 мм с ориентацией (100). Сначала в термически выращенные на первой пластине пленки SiO<sub>2</sub> толщиной 300 нм были имплантированы ионами In<sup>+</sup> с энергией 100 кэВ дозой 8×10<sup>15</sup> см<sup>-2</sup>. Затем во вторую пластину Si были имплантированы ионы Sb<sup>+</sup> с теми же параметрами. В эту же пластину были имплантированы ионы H<sub>2</sub><sup>+</sup> с энергией 130 кэВ дозой 2.5×10<sup>16</sup> см<sup>-2</sup>. После этого первая и вторая пластина соединялись в вакууме и при температуре 450°C происходило расслоение по созданным имплантацией водорода внутренним ослабленным плоскостям и перенос слоя кремния толщиной около 640 нм, имплантированного ионами Sb<sup>+</sup>. Использованные параметры ионов Sb<sup>+</sup> и In<sup>+</sup> создавали профили в форме распределения Гаусса с концентрацией атомов около 4 ат.% на расстоянии около 60 нм по обе стороны от границы срачивания. Последующий отжиг проводился в потоке паров N<sub>2</sub> при температуре 900-1100°C в течение 3-300 минут. Исследования свойств полученных структур проводились методами высокоразрешающей электронной микроскопии (ВРЭМ) и спектроскопии комбинационного рассеяния света (КРС).

Формирование нанокристаллов методом ВРЭМ наблюдалось на границе раздела Si/SiO<sub>2</sub> как результат диффузии атомов индия и сурьмы из имплантированных областей оксида кремния и кремния соответственно после отжига при температуре 1100°C. В спектрах КРС пики с максимумом на частоте поперечного оптического фонона в InSb (~180 см<sup>-1</sup>) наблюдались уже после отжига при температуре 1000°C в течение 30 минут. При более низких температурах наблюдалось лишь рассеяние на частоте оптического фонона в кристаллической сурьме (134 см<sup>-1</sup>). Увеличение температуры отжига до 1100°C приводило к сдвигу линии оптического фонона в область частот, соответствующих продольному оптическому фонону в InSb 187 см<sup>-1</sup>. Отсутствие в спектре рассеяния на частоте поперечных оптических фононов может указывать на то, что нанокристаллы InSb на границе раздела ориентированы решеткой пленки кремния.

Обнаружена немонотонная зависимость частоты оптических фононов от времени отжига при температуре 1100°C. Природа наблюдаемого эффекта обсуждается.

Работа выполнена при поддержке Министерства образования и науки РФ (ГЗ 0242-2021-0003).

## Литература

1. I. Tyshchenko et.al. // Materials Letters. 2022. V.306. №1. P. 131027.

## Адгезионные и прочностные свойства фоторезистов для взрывной литографии

В.С. Просолович<sup>1</sup>, Д.И. Бринкевич<sup>1</sup>, В.В. Колос<sup>2</sup>, О.А. Зубова<sup>2</sup>, С.А. Вабищевич<sup>3</sup>, Н.В. Вабищевич<sup>3</sup>

<sup>1</sup> Белорусский государственный университет, Минск, 220030, пр. Независимости, 4

<sup>2</sup> ОАО «ИНТЕГРАЛ» - управляющая компания холдинга «ИНТЕГРАЛ»,

Минск, 220108, ул. Казинца, 121А

<sup>3</sup> Полоцкий государственный университет, Новополоцк, 211440, ул. Блохина, 29

тел: +375 17 209-50-51, эл. почта: [prosolovich@bsu.by](mailto:prosolovich@bsu.by)

DOI 10.34077/SILICON2022-124

Взрывная или обратная литография (процесс “lift-off”) – процесс, при котором пленка материала (чаще всего металла) наносится на уже проэкспонированный и протравленный слой фоторезиста (ФР) на подложке. Структура на подложке формируется при удалении неэкспонированных участков ФР вместе с находящейся на них пленкой металла. Этот вид литографии применяется для создания на подложке структур, формирование которых обычными методами литографии проблематично. В частности, взрывная литография применяется при создании металлизации из драгоценных металлов, травление которых обычно является сложной задачей. К прочностным и адгезионным свойствам резистов для взрывной литографии применяются повышенные требования.

Пленки негативного фоторезиста NFR 016D4 толщиной 3,5 и 5,2 мкм наносились на поверхность Si методом центрифугирования. В качестве подложек использовались пластины (диаметром 100 мм) монокристаллического кремния марки КДБ-10 с ориентацией (111). После формирования пленки ФР на рабочей стороне пластины проводилась её сушка при температуре 90 °С. Микроиндентирование проводилось на приборе ПМТ-3 по стандартной методике при комнатной температуре. В качестве индентора использовался алмазный наконечник в форме четырехгранной пирамиды с квадратным основанием и углом при вершине  $\alpha = 136^\circ$ . Нагрузка ( $P$ ) на индентор варьировалась в пределах 1...50 г. Длительность нагружения составляла 2 с; выдержка под нагрузкой 5 с. При измерении для каждой экспериментальной точки на поверхность образца наносилось не менее 50 отпечатков. Обработка результатов измерений проводилась с использованием методов математической статистики [3]. Это обеспечивало погрешность измерений микротвердости ( $H$ ) менее 2,5 % (с доверительной вероятностью 0,95). Значения коэффициента вязкости разрушения  $K_{IC}$ , эффективной энергии разрушения  $\gamma$  и удельной энергии отслаивания пленок ( $G$ ) рассчитывались по средней длине радиальных трещин в углах отпечатков согласно [1].

Установлено, что пленки фоторезиста для взрывной литографии NFR 016D4 ведут себя как хрупкие материалы. Микротвердость ФР, измеренная при малых нагрузках, составляла ~0,3 ГПа, слабо снижаясь при увеличении толщины пленки. Параметры трещиностойкости (коэффициент вязкости разрушения  $K_{IC}$  и эффективная энергия разрушения  $\gamma$ ) при малых нагрузках не зависят от толщины пленки. При увеличении нагрузки трещиностойкость тонкой пленки возрастала быстрее, чем толстой. Удельная энергия отслаивания  $G$  при нормальной нагрузке составляла ~1,2 Дж/м<sup>2</sup> для толстых и ~0,7 Дж/м<sup>2</sup> для тонких пленок. Более высокие значения  $G$  для толстых пленок обусловлены, вероятнее всего, компенсацией полей упругих напряжения, возникающих на границе раздела фоторезист/кремний. Средний диаметр области деформации/разрушения фоторезистивной пленки вокруг отпечатка индентора возрастал при увеличении нагрузки. Кривые зависимости от нагрузки среднего диаметра разрушения  $d_p$  имеют тенденцию к насыщению, более выраженную у тонких пленок.

Поведение негативного ФР для взрывной литографии NFR 016D4 при индентировании существенно отличается от поведения диазохинонноволачных и полиимидных ФР. В этих ФР отпечатки индентора имели бочковидную форму, что указывает на наличие растягивающих напряжений. У негативного фоторезиста NFR 016D4 таких растягивающих напряжений не наблюдалось – отпечатки имели квадратную форму, совпадающую с формой индентора. Следует отметить, что после облучения  $\gamma$ -квантами <sup>60</sup>Со пленки позитивного диазохинонноволачного фоторезиста ФП9120 при индентировании начинают вести подобно негативному фоторезисту NFR 016D4.

### Литература

1. С.А. Вабищевич и др. // Вестник ПГУ. 2022. № 4. С.49-55.

# Влияние состава травителя и геометрии Au катализатора на формирование упорядоченных массивов наностолбиков при метал-стимулированном каталитическом травлении кремния

В.С. Тумашев, В.А. Селезнев

ФГБУН Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова,

Новосибирск, 630090, пр. к. Лаврентьева, 13

DOI 10.34077/SILICON2022-125

В последнее время все больший интерес вызывают кремниевые наноструктуры с высоким аспектным отношением (наностолбики и наностержни). Благодаря своим уникальным оптическим, электрическим и термическим свойствам они применяются для создания различных фотоэлектрических устройств, химических и биологических сенсоров, термоэлектрических устройств, рентгено-дифракционных оптических элементов и солнечных батарей [1]. Наиболее распространенные методы, такие как осаждения из газовой фазы, реактивное ионное травление, Bosch-процесс значительно усложняют технологию, либо вносят дефекты в образующиеся наноструктуры. Метод метал-стимулированного каталитического травления (МСКТ) полупроводников позволяет создавать совершенные наноструктуры с аспектным отношением превышающим 160:1, без повреждения их кристаллической структуры [2]. Суть метода МСКТ заключается в локальном растворении полупроводниковой подложки в жидкостном травителе (содержащим HF и H<sub>2</sub>O<sub>2</sub>) только под тонким слоем металлического катализатора.

В работе выполнен анализ сил, вызывающих движение металлического катализатора при МСКТ. Показано, что изменение состава травителя позволяет контролировать скорость химических реакций, а также величину сил Ван-дер-Ваальса (ВдВ) между металлом и подложкой. Асимметрия формы катализатора приводит к изменению направления результирующей силы ВдВ, вызывая боковое смещение сетки катализатора. Нами была показана возможность контроля скорости и направления движения металлического катализатора в процессе травления, что существенно расширяет область применения метода МСКТ и позволяет формировать наноструктуры с углом наклона от 0° до 42° (рис.1а-в).

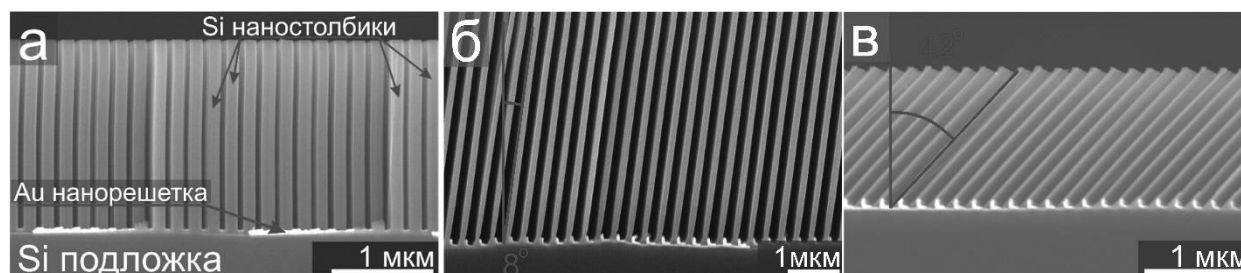


Рис. 1. - СЭМ изображения сколов образцов с упорядоченными массивами Si наностолбиков: а) вертикальные наностолбики квадратного сечения 80 нм×80 нм, длиной 2 мкм; б) наностолбики длиной 6 мкм и углом наклона 8°; в) наностолбики прямоугольного сечения 80нм×16нм, длиной 1,8 мкм и углом наклона 42°.

## Литература

1. R. P. Srivastava and D. Khang //Adv. Mater., 2021, vol. 33, no. 47, p. 2005932.
2. H. Li, T. Ye, L. Shi, and C. Xie, J. Micromech. Microeng., 2017, v. 27, no. 12, p. 124002.

## Возможность образования метастабильной фазы $Al_3Si$ при ионно-лучевом и магнетронном напылении композитных пленок Al-Si

Д.Н. Нестеров<sup>1</sup>, В.А. Терехов<sup>1</sup>, К.А. Барков<sup>1</sup>, А.В. Ситников<sup>2</sup>, И.Е. Занин<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Воронежский государственный университет, Воронеж, 394018, Университетская пл. 1

<sup>2</sup> Воронежский государственный технический университет,

Воронеж, 394006, ул. 20-летия Октября, 84

тел: +7 (473)220-83-63, эл. почта: [nesterov@phys.vsu.ru](mailto:nesterov@phys.vsu.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-126

Согласно диаграмме состояний системы Al-Si она относится к простому эвтектическому типу с пренебрежимой растворимостью Al в Si ( $\leq 0.016$  ат.%) и достаточно малой растворимостью Si в Al (1.5 ат.% при 577 °С) [1], поэтому пленки Al-Si при содержании Si 1.5 ат.% являются композитами, состоящими из алюминия, избыточного микро- и нанокристаллов кремния и кремния растворенного в алюминии. Однако литературные данные показывают, что при сверхбольших скоростях охлаждения растворов Al-Si возможно образование метастабильных фаз [2], которые внесены в международную систему данных.

При магнетронном и ионно-лучевом способах получения композитных пленок частицы распыляемого вещества падают на подложку с очень большой энергией  $\sim 2-10$  эВ, что более чем на порядок превышает энергию частиц, испаряющихся с поверхности расплава. Поэтому при осаждении таких горячих частиц на холодную подложку можно ожидать образование метастабильных фаз.

В работе [3] с использованием рентгеновской дифрактометрии с монохроматизированным  $CuK\alpha_1$  – излучением и ультрамягкого рентгеновского спектрометра-монохроматора РСМ-500 были проведены исследования особенностей фазового состава композитных пленок  $Al_xSi_{1-x}$  различного состава, полученных магнетронным и ионно-лучевым распылением, и было обнаружено, что в магнетронной пленке  $Al_{0.73}Si_{0.27}$  кроме фаз алюминия и нанокристаллического кремния, со средним размером нанокристаллитов около 20 нм, наблюдаются рефлексы дополнительной фазы  $Al_3Si$ . Поэтому в настоящей работе проводились исследования области устойчивости фазы  $Al_3Si$  в зависимости от состава ионно-лучевых пленок:  $Al_{0.55}Si_{0.45}$ ,  $Al_{0.62}Si_{0.38}$  и  $Al_{0.75}Si_{0.25}$ . В результате исследований методом рентгеновской дифракции в ионно-лучевых пленках  $Al_{1-x}Si_x$  обнаружены только рефлексы фазы  $Al_3Si$  при отсутствии рефлексов кремния и алюминия. Анализ распределения валентных состояний кремния и алюминия показал образование низшего силицида алюминия.

Проведенный расчет структуры упорядоченного твердого раствора  $Al_3Si$  дал значения межплоскостных расстояний близкие к экспериментальному набору межплоскостных расстояний. Таким образом сделан вывод о формировании упорядоченного раствора  $Al_3Si$  с примитивным типом элементарной ячейки кубической сингонии  $Pm\bar{3}m$  и параметром решетки, равным 4.085 Å. Кроме того, дальний порядок в ионно-лучевых пленках  $Al_{1-x}Si_x$  достаточно устойчив к изменению элементного состава.

Работа поддержана грантом Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых - кандидатов наук (МК-2926.2022.1.2).

Частично работа поддержана грантом FZGU-2020-0036 Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках Государственного задания.

Исследование выполнено при поддержке Министерства науки и высшего образования России в рамках соглашения N 075-15-2021-1351 в части диагностики фазового состава.

### Литература

1. J.L. Murray, A.J. McAlister // The Al-Si (Aluminum-Silicon) system, Bull. Alloy Phase Diagrams. 1984. V.5 P. 74–84.
2. Кушнерева, А.К. и др. // Неорганические материалы. 1970. Т.6, №10. С.1867-1868.
3. В.А. Терехов и др. //ФТТ. 2018. Т.60, вып.5. С. 1005–1011.

## **Синхротронные исследования изменений состава, атомного и электронного строения в процессах термического воздействия на тонкопленочную эпитаксиальную структуру олово на кремнии**

Н.И. Бойков<sup>1</sup>, С.Ю. Турищев<sup>1</sup>, О.А. Чувенкова<sup>1</sup>, Н.Д. Захаров<sup>2</sup>, Е.В. Парина<sup>1</sup>, Д.А. Коюда<sup>1</sup>,  
М.Д. Манякин<sup>1</sup>, С.И. Курганский<sup>1</sup>, А. Макарова<sup>3</sup>, Д. Смирнов<sup>3</sup>, Р. Овсянников<sup>3</sup>, А.А. Тонких<sup>2</sup>

<sup>1</sup> *ФГБОУ ВО Воронежский государственный университет,*

*Воронеж, 394018, Университетская пл., 1*

<sup>2</sup> *OSRAM Opto Semiconductors*

<sup>3</sup> *Гельмгольц Центр Берлин*

*тел: +7 (473)240-66-53, факс: +7 (473)220-88-12, эл. почта: [tsu@phys.vsu.ru](mailto:tsu@phys.vsu.ru)*

DOI 10.34077/SILICON2022-127

Ограничивающим фактором создания и производства электронных устройств на основе кремния может считаться генерация тепла. Значительное снижение термической проводимости может быть достигнуто посредством формирования многослойных структур олова-кремний. В то же время, исследования атомного и электронного строения, физико-химического состояния таких структур, их поверхности и границ раздела являются крайне важными с точки зрения вопросов технологии их формирования, последующего применения.

Исследованные структуры были получены методом молекулярно-лучевой эпитаксии на подложке Si(100). На предварительно подготовленной поверхности кремниевой подложки в сверхвысоковакуумной камере формировался буферный слой кремния толщиной 50 нм. На поверхность буферного слоя осаждались ~ 5 монослоев олова. Для возможной модификации состава и структуры полученные образцы отжигались in-situ в сверхвысоком вакууме  $10^{-9}$  Торр при 800 °С в течение 10 мин после хранения в лабораторных условиях.

Исследования атомного и электронного строения проводились методами спектроскопии ближней тонкой структуры края рентгеновского поглощения (XANES - X-ray absorption near edge structure) и рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (XPS - X-ray photoelectron spectroscopy). Использовалось высокоинтенсивное синхротронное излучение ряда установок класса мегасайенс.

Путем сопоставления тонкой структуры спектров эталонных фаз металлического олова, SnO<sub>2</sub> и SnO с экспериментальными проведена оценка особенностей электронного спектра и состава эпитаксиальных нанослоев олова до и после отжига. Далее, при помощи спектров XANES, рассчитанных из первых принципов с использованием программного пакета Wien2K для таких материалов, как Sn, SnO, а также орторомбического и тетрагонального SnO<sub>2</sub> была произведена полуколичественная оценка состава эпитаксиального нанослоя до и после отжига методом линейной комбинации LCF (Linear Combination Fitting). Полученные результаты показали присутствие всех трех оксидов в исходной эпитаксиальной пленке. После отжига эпитаксиальная пленка представляла собой металлическое олово. Полученные результаты полностью коррелируют с данными метода XPS.

Показано, что рост нанослоя олова на поверхности буферного слоя кремния не приводит к заметному межатомному взаимодействию на их гетерогранице. В результате не происходит заметных искажений электронно-энергетического спектра нанослоя олова и буферного слоя кремния. Сформированный нанослой имеет сложный композитный состав из различных оксидов олова. Однако высокотемпературный сверхвысоковакуумный отжиг приводит к перестройке состава и электронного строения поверхностных слоев такой структуры, что сопровождается миграцией атомов кислорода от атомов олова вглубь структуры к кремнию. Это приводит к полному окислению поверхности буферного слоя кристаллического кремния и восстановлению 5 монослоев исходного оксида олова до металлического состояния.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований, проект № 21-53-12042 ННИО\_а. Исследование выполнено при поддержке Министерства науки и высшего образования России в рамках соглашения N 075-15-2021-1351 в части методики проведения синхротронных исследований.

# Особенности температурного баланса при выращивании слоёв узкозонных полупроводников на кремниевой подложке в условиях излучательного теплообмена

В.А. Швец<sup>1,2</sup>, И.А. Азаров<sup>1,2</sup>, Д.В. Марин<sup>1</sup>, М.В. Якушев<sup>1</sup>, С.В. Рыхлицкий<sup>1</sup>

<sup>1</sup> ФГБУН Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова,  
Новосибирск, 630090, пр. к. Лаврентьева, 13

<sup>2</sup> Новосибирский государственный университет, Новосибирск, 630090, ул. Пирогова, 2  
тел: +7 (383)333-27-71, факс: +7 (383)333-27-71, эл. почта: [user@mail.ru](mailto:user@mail.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-128

Температура роста играет важную роль при эпитаксии полупроводниковых слоёв. В условиях вакуума основным механизмом теплообмена между образцом и нагревателем является тепловое излучение. Стационарная температура достигается при балансе тепловых потоков, поглощаемых и излучаемых образцом. С началом роста узкозонного полупроводникового слоя увеличивается спектральная область поглощения образца, что ведёт к нарушению теплового баланса и установлению новой равновесной температуры.

В данной работе представлены результаты численной оценки на примере структуры Si/CdTe/HgCdTe, которые показывают, что изменение равновесной температуры подложки при нанесении слоя HgCdTe (КРТ) может достигать десятков градусов. Расчёт проводился в рамках

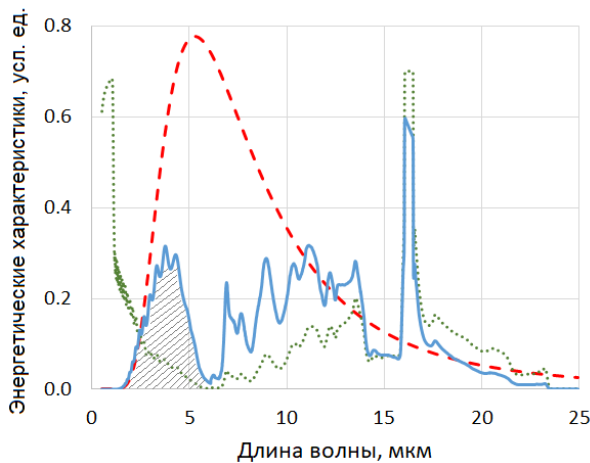


Рис.1. Энергетические характеристики для структуры Si/5 мкм CdTe/100 нм Hg<sub>0.8</sub>Cd<sub>0.2</sub>Te

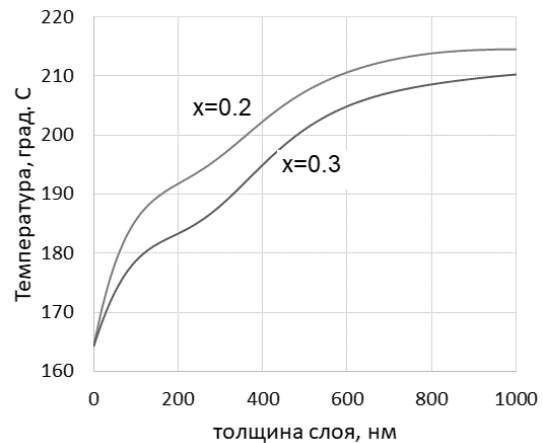


Рис.2. Равновесная температура для структуры рис.1 от толщины слоя.

одномерной модели теплообмена «нагреватель – образец – окружающий фон» с использованием формализма матрицы Абелеса. На рис. 1 показаны: спектральная плотность излучения нагревателя (пунктир), поглощательная способность (точечная кривая) и спектральная плотность поглощённого излучения (сплошная) для структуры Si/5 мкм CdTe/100 нм Hg<sub>0.8</sub>Cd<sub>0.2</sub>Te. Заштрихованная на рисунке площадь соответствует вкладу в тепловой поток фундаментального поглощения в слое КРТ, оставшаяся часть под сплошной кривой – вклад от фоновго спектра кремния. С увеличением толщины слоя возрастает и вклад КРТ в тепловой поток, что приводит к изменению равновесной температуры образца. Зависимости этой температуры от толщины слоя КРТ показана на рис.2 для двух значений состава. Изменения достигают 50°C, что может существенно повлиять на условия роста.

Полученный результат имеет простое физическое объяснение. В отсутствии слоя КРТ поглощение тепла происходит только за счёт фоновго спектра кремния, который находится в области 6 – 24 мкм, описываемой распределением Релея-Джинса – длинноволновое плечо контура Планка. В этом случае плотность излучения пропорциональна температуре, в результате на образце устанавливается среднее арифметическое значение между температурами нагревателя и внешнего фона. На рис. 2 этому соответствует температура 164°C. Фундаментальное поглощение в КРТ приходится на коротковолновое плечо распределения Планка, где зависимость от температуры близка к экспоненциальной. Поэтому с началом роста КРТ температура образца «подтягивается» к температуре нагревателя, то есть, происходит её возрастание, что и показывают приведённые расчёты. Хотя они выполнены для конкретной структуры Si/CdTe/КРТ, но полученные выводы справедливы для любого узкозонного полупроводника на кремнии.



# Квантово-химическое исследование структуры и колебательных спектров сверхрешеток Si/SiO<sub>2</sub>

А. В. Савин<sup>1</sup>, Е. М. Рогинский<sup>1</sup>, Д. В. Панькин<sup>2</sup>, М. Б. Смирнов<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Физико-технический институт им. Иоффе, Санкт-Петербург, 194021

<sup>2</sup> Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, 199034,  
Университетская наб. 7/9

тел: +7 (812) 428 72 00, эл. почта: [m.smirnov@spbu.ru](mailto:m.smirnov@spbu.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-129

Методом компьютерного моделирования с применением неэмпирических квантово-механических расчетов изучена структура, фоновые состояния и колебательные спектры сверхрешеток Si/SiO<sub>2</sub>. Найдена устойчивая структура CP Si/SiO<sub>2</sub> со сверхтонким интерфейсом, состоящим всего из одного слоя атомов Si<sup>2+</sup>. Изучены ИК и КР-спектры, в которых обнаружены характеристические линии, по которым можно установить наличие в исследуемых образцах интерфейсов данного типа.

Ключевым элементом МОП-транзисторов, наиболее широко используемыми элементами современной электроники, является интерфейс полупроводник-оксид-Si/SiO<sub>2</sub>. Требование миниатюризации ставит перед технологами задачу получения ультратонких оксидных слоев, что делает актуальной проблему понимания законов, управляющих формированием интерфейсов на атомистическом уровне. В большинстве таких исследований для моделирования плоского интерфейса Si/SiO<sub>2</sub> использовались сверхрешетки (CP) – периодические слоистые гетероструктуры. Рамановская спектроскопия доказала свою эффективность как весьма информативный и чувствительный метод неразрушающего анализа структуры полупроводниковых CP [2]. Однако, детального, основанного на строгих квантомеханических расчетах, теоретического анализа полученных спектров до сих пор никто не проводил. В докладе представлены результаты теоретического исследования колебательных спектров одного из возможных типов CP Si/SiO<sub>2</sub>.

Изучена CP, слои которой содержат ячейки кристаллов Si и β-кristобалита, удвоенные в направлении роста гетероструктуры. Исследованы неустойчивости, возникающие из-за рассогласования размеров сращиваемых кристаллов. В фоновом спектре CP определены все неустойчивые моды и по каждой из них проведена релаксация структуры. Искажение по наиболее неустойчивой моде, которая состоит из вращений тетраэдров SiO<sub>4</sub> вокруг осей параллельных оси CP, привело к устойчивой структуре с симметрией, соответствующей пространственной группе  $P\bar{4}$  (см рис (a)).

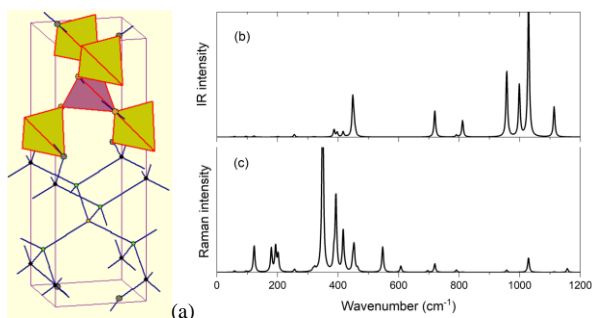


Рис. 1. Структура CP Si<sub>4</sub>/(SiO<sub>2</sub>)<sub>4</sub> (a), ее ИК (b) и КР (c) спектры

ИК и КР-спектры, в которых обнаружены характеристические линии, по которым можно установить наличие в исследуемых образцах интерфейсов данного типа. Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 22-22-20021).

## Литература

1. S. T. Pantelides. Si/SiO<sub>2</sub> and SiC/SiO<sub>2</sub> Interfaces for MOSFETs – Challenges and Advances. Materials Science Forum (2006). Т. 527-529, С. 935-948
2. M. Benyoucef, M. Kuball, J. M. Sun, G. Z. Zhong, X. W. Fan. J. Appl. Phys. (2001). Т. 89, С. 7903-7909.

# Изучение поверхностной рекомбинации гетероструктуры на основе CdTe-SiO<sub>2</sub>-Si с глубокими примесными уровнями

Н.Э. Алимов, С.М. Отажонов

Ферганский государственный университет, Фергана, 150100 ул. Мураббийлар, 19

тел: +9 (983)640-41-83 эл. почта: [alllnod@mail.ru](mailto:alllnod@mail.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-130

Теллурид кадмия (CdTe) из-за потенциальной радиационной стойкости представляет перспективным материалом для детекторов регистрации частиц. Кроме того, по сравнению с материалами GaAs и GaN, CdTe показывает значительно большую эффективность детектирования и потенциально пригоден для детектирования ионизирующих излучений с энергией фотонов до 250 кэВ [1]. Тонкие плёнки CdTe также перспективны для изготовления солнечных элементов [2].

Гетероструктура CdTe-SiO<sub>2</sub>-Si была подробно изучена измерением переходных процессов СВЧ-зонда (метод (MW-PC)) и пульсирующем лазерным излучением в интервале от 300 нм до 2300 нм [3]. Возбуждение избыточных носителей осуществлялся с помощью перестраиваемых лазерных импульсов с длиной волны длительностью 4 нс. Чтобы избежать одновременного заполнения нескольких глубоких ловушек, учитывая их регистрируемый фотоответ, поиск длины волны возбуждения начался с спектрального диапазона малых энергий фотонов.

Для повышения чувствительности измерительной системы СВЧ (MW), волноводная система содержит MW – мост. Перестраиваемое возбуждение осуществляли с использованием системы оптических параметрических генераторов (ОПО) Ekspla NT342. Образец помещался на щелевой усилитель с частотой 20–22 ГГц, а лазерный импульс индуцировал фотопроводимость  $\sigma(t) = \sigma_0 + \Delta\sigma(t)$  материала CdTe. Переходная фотопроводимость изменяет сигнал детектора MW, который отделен от генератора MW циркулятором. Амплитуда  $U_{MW-PC}(t) \sim \Delta\sigma(t)/\sigma_0$  сигнала MW-PC пропорциональна концентрации избыточных носителей  $\Delta n(t) \sim \Delta\sigma(t)$ .

Основным атрибутом, присущим для ряда переходных процессов, определяемых поверхностной рекомбинацией и получаемых для различной глубины возбуждения (рис. 1.а), является почти неизменное эффективное время жизни в фазе асимптотического затухания. Тогда значения времени жизни рекомбинации могут быть более надёжно извлечены из переходных процессов, зарегистрированных при почти однородном возбуждении (для  $\lambda_{exc} = 1000$  нм). Таким образом, была оценена величина  $\tau_R \approx 19$  нс.

На основе гетероструктуры CdTe-SiO<sub>2</sub>-Si-Al создан фотодетектор, который имеет рабочий диапазон 0,4 - 3,0 мкм электромагнитного излучения. Разработанный фотодетектор, можно использовать как регистрирующий прибор сигналов в широких диапазонах длин волн света. А также можно применять в полупроводниковых элементах в микро и опто- и нано- электронике, регистрации рентгеновских, ультрафиолетовых, инфракрасных излучений, а также коротко импульсные лазерные излучения.

## Литература

1. Sellin P.J., Hoxley D., Lohstroh A., Simon A., Cunningham W., Rahman M., Vaitkus J., Gaubas E., Ion beam induced charge imaging of epitaxial GaN detectors, Nucl. Instr. Meth. Phys. A 531 (2004) 82–86.
2. Li C., Poplawsky J., Yan Y., Pennycook S.J., Understanding individual defects in CdTe thin-film solar cells via STEM: from atomic structure to electrical activity, Mater. Sci. Semicond. Process. 65 (2017) 64–76.
3. Gaubas E., Čeponis T., Dobrovolskas D., Mickevičius J., Pavlov J., Rumbauskas V., Vaitkus J.V., Otajonov S., Alimov N. Study of polycrystalline CdTe films by contact and contactless pulsed photo-ionization spectroscopy // Thin Solid Films, 2018 -Pp. 231–235.

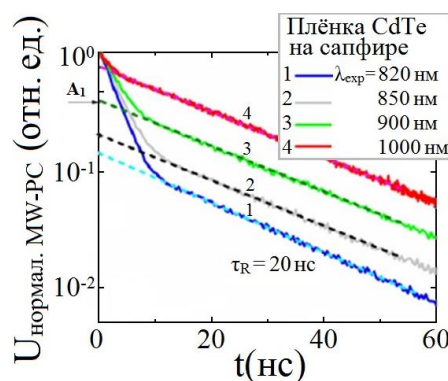


Рис. 1. Изменение длины волны возбуждения (при низких значениях возбуждения ( $I_{exc}/I_{exc0} = 0,2$ )) - (а) и зависимых переходных процессов MW-PC, зарегистрированных при  $T = 300$  К на плёнке CdTe, установленная на сапфире.

## Стабильность нанопроволочных КНИ сенсоров в биожидкостях

Ф.В. Тихоненко<sup>1,3</sup>, А.В. Антонов<sup>1</sup>, В.П. Попов<sup>1</sup>, А.В. Мяконьких<sup>2</sup>, К.В. Руденко<sup>2</sup>, А.А. Зарубанов<sup>3</sup>,  
А.В. Глухов<sup>3</sup>

<sup>1</sup> ФГБУН Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова,  
Новосибирск, 630090, пр. к. Лаврентьева, 13

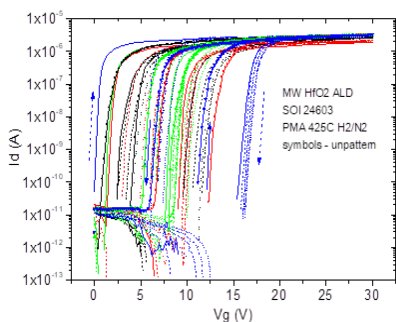
<sup>2</sup> ФГБУН Физико-технологический институт им. К.А. Валиева РАН,  
Москва, 117218, Нахимовский пр., 36, к.1

<sup>3</sup> АО «НЗПП-Восток», Новосибирск, 630082, ул. Дачная, 60

тел: +7 (383)333-42-93, факс: +7 (383)330-52-59, эл. почта: [popov@isp.nsc.ru](mailto:popov@isp.nsc.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-131

Основой чувствительности электронных биохимических сенсоров является электростатический контроль взаимодействия аминокислот и белков с активированной поверхностью наноленточных и нанопроволочных (НЛНП) полевых транзисторов. Он обеспечивает мономолекулярную чувствительность за счет избирательной связи микро-РНК с комплементарными синтетическими олигонуклеотидами, или антигенов с антителами и основан на эффекте зарядовой связи в канале полностью обедняемого полевого транзистора между двумя затворами в КНИ структурах. Верхним затвором служит ионная жидкость на подзатворном диэлектрике из активационного слоя аminosилана и диэлектрика толщиной  $d_1 = 2$  нм, а нижним контрольным затвором является кремниевая подложка на скрытом окисле (BOX – buried oxide) толщиной  $d_2$ . Молекулы аналита выступают в роли виртуальных зарядов на верхнем затворе в подпороговых режимах, за счет которых локальное изменение поверхностного потенциала на величину  $<1$  мкВ приводит к надежно измеряемому изменению тока транзистора в доли процентов в линейном режиме или к компенсации этого изменения тока напряжением на нижнем затворе в диапазоне от 1 мВ до 100 В в подпороговом режиме.



Такое усиление в  $10^3$  и более раз формирует фемто- и аттомольную чувствительность нанопроволочных сенсоров, благодаря сравнимому с размером биомолекулы сечению канала нанопроволочного транзистора и асимметрии емкостей двух подзатворных диэлектриков. Изменение потенциала верхнего затвора на величину  $dV_{th1}$  соответствует усиленному в  $K$  раз изменению потенциала нижнего затвора  $dV_{th2} = K \cdot dV_{th1}$  из-за трех последовательно включенных емкостей, где  $K = 3d_2/(3d_1 + t_{Si})$  и  $t_{Si} = 10$  нм – толщина слоя кремния. Толщина  $d_2$  не может быть больше 1 мкм, чтобы ограничивать контроль

тока транзистора безопасной величиной напряжения до 100 В. Тогда, толщина верхнего подзатворного диэлектрика не должна превышать 2-3 нм при использовании в качестве верхнего диэлектрика слоя диоксида кремния  $SiO_2$  для сохранения коэффициента усиления. Основной проблемой диоксида кремния, как естественного, так и выращенного химическим или термическим способом на поверхности кремния, является его растворение с характерным временем утончения 1 нм/час при повышенных температурах в изотонических буферных растворах PBS (phosphate buffered saline), являющихся водным раствором солей хлоридов и фосфатов калия и натрия с осмолярностью и концентрацией, как в теле человека [1]. Растворы PBS используются как для разбавления биожидкостей, так и для очистки поверхности биосенсоров от молекул аналита при многократной стерилизации.

В работе предложено решение этой проблемы заменой верхнего слоя  $SiO_2$  на high-k подзатворный стек  $HfO_2/Al_2O_3$  с величиной диэлектрической проницаемости  $\epsilon > 25$  [2]. Это значение почти на порядок больше, чем у диоксида кремния. Соответственно, толщина верхнего диэлектрика может быть увеличена в 10 раз без снижения коэффициента усиления  $K$ . Кроме того показано, что стабильность high-k слоя в водных растворах PBS выше, благодаря его химической и термической стойкости. Ранее показана возможность стабильной силанизации нанометровых пленок оксида алюминия и её сохранности при промывках в буферных растворах PBS [3]. Решена задача модифицирования НЛ чипов в комбинации с нанопроволочными биосенсорами (НЛНП).

### Литература

1. Н. Fang, et al. PNAS. 2016. V.113, P.11683.
2. V.P. Popov, et al. Solid-State Electronics. 2022. V.194 108326.
3. V.P. Popov, et al. Semiconductors, 50 (2016) 632.

## Функционализация наночастицами меди пористого SiO<sub>2</sub> на кремнии для создания биосенсорных структур

Ю.С. Какулия<sup>1</sup>, Е.В. Паринава<sup>1</sup>, Е.Ю. Канюков<sup>2</sup>, В. Сиваков<sup>3</sup>, С.В. Канныкин<sup>1</sup>, Т. Ляйтнер<sup>4</sup>, Р. Овсянников<sup>4</sup>, С.Ю. Турищев<sup>1</sup>

<sup>1</sup> ФГБОУ ВО Воронежский государственный университет,  
Воронеж, 394018, Университетская пл., 1

<sup>2</sup> ФГАОУ ВО НИТУ Московский институт стали и сплавов,  
Москва, 125009, ул. Тверская, 11

<sup>3</sup> Лейбниц-институт фотонных технологий  
4 Гельмгольц Центр Берлин

тел: +7 (473)240-66-53, факс: +7 (473)220-88-12, эл. почта: [parinova@phys.vsu.ru](mailto:parinova@phys.vsu.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-132

Кремниевые технологии являются хорошо отработанными и эффективно применяются для производства различных электронных устройств на их основе. В то же время функционализация кремниевых структур способствует созданию новых систем с уникальными свойствами. Так наночастицы меди, выращенные в пористой матрице диоксида кремния, являются перспективными структурами для использования в сенсорах, основанных на эффекте поверхностно-усиленного комбинационного рассеяния света. Данное явление позволяет проводить диагностику химических и биологических молекул в таких областях как биомедицина и экология. При этом, для эффективного использования таких структур в сенсорах, необходимо понимание физико-химических и структурных свойств, в том числе с точки зрения развитой поверхности и границ раздела. Поэтому необходимо детальное изучение морфологии, состава, структуры наряду с атомным и электронным строением материалов, образующихся при формировании наночастиц меди в матрицах пористого SiO<sub>2</sub> на Si.

Изученные структуры представляли собой массивы медных наночастиц, сформированные в порах диоксида кремния на кремниевой подложке. Пористый слой SiO<sub>2</sub> формировали облучением структур быстрыми тяжелыми ионами с последующим жидкофазным химическим травлением. Массивы медных наночастиц были получены химическим жидкофазным ростом из неорганических солей меди с использованием набора режимов, позволяющих варьировать степень заполнения пор SiO<sub>2</sub>. Таким образом было получено две серии образцов с различной степенью заполнения пор наночастицами, отличающихся средним размерами. В обоих случаях степень заполнения пор была: неполное покрытие дна поры, частичное заполнение поры, полное заполнение поры, переполнение объема поры с образованием глобул.

Исследования структуры были выполнены методом рентгеновской дифракции в геометрии Брэгга-Брентанно. Съемку производили в режиме  $\Theta$ - $\Theta$ , образцы помещали на кремниевые подложки с «нулевым фоном». Атомное и электронное строение было исследовано синхротронным методом спектроскопии ближней тонкой структуры края рентгеновского поглощения (XANES - X-ray absorption near edge structure). Морфология поверхности изучалась методом сканирующей электронной микроскопии (SEM – Scanning Electron Microscopy). Также в программном пакете ImageJ проводилась статистическая оценка размеров частиц, формирующих структуры.

Согласно данным растровой электронной микроскопии средний (преимущественный) размер наночастиц в первой группе составлял от ~30 до ~65 нм, а во второй от ~50 до ~100 нм, соответственно заполнению пор. Анализ Cu L<sub>2,3</sub>-спектров XANES для описанных выше образцов показывает, что для всех сформированных структур наблюдается изменение степени окисления, вплоть до формирования оксида, близкого к естественному, для случая второй серии образцов и полного заполнения поры или переполнения объема поры. Полученные результаты можно объяснить различием в размерах кристаллов двух серий образцов, поверхность которых взаимодействует с кислородом. Проведена оценка размеров кристаллитов (областей когерентного рассеяния), в хорошем соответствии с результатом статистической обработки электронно-микроскопических данных. Таким образом, предложенный подход в формировании кремниевых структур с наночастицами меди позволяет получать вариацию физико-химического состояния поверхности и границ раздела, что в перспективе дает возможность плавно, через состав и структуру управлять сенсорными свойствами таких объектов, основанными на проявлении поверхностно-усиленного (гигантского) комбинационного рассеяния света.

Исследование выполнено при поддержке Министерства науки и высшего образования России в рамках соглашения N 075-15-2021-1351.

## Диэлектрические резонаторы со встроенными GeSi квантовыми точками

Ж.В. Смагина<sup>1</sup>, В.А. Зиновьев<sup>1</sup>, М.В. Степихова<sup>2</sup>, А.В. Перетокин<sup>2,3</sup>, Е.Е. Родякина<sup>1</sup>,  
П.А. Кучинская<sup>1</sup>, К.В. Барышникова<sup>4</sup>, О.Н. Сергаева<sup>4</sup>, С.А. Дьяков<sup>5</sup>, А.В. Новиков<sup>2,3</sup>

<sup>1</sup>ИФП СО РАН, 630090, Новосибирск, пр. Лаврентьева, 13

<sup>2</sup>ИФМ РАН, 603950, Нижний Новгород, ГСП-105

<sup>3</sup>ННГУ им. Н.И. Лобачевского, 603950, Нижний Новгород, пр. Гагарина, 23

<sup>4</sup>Университет ИТМО, 197101, Санкт-Петербург, Кронверкский пр., 49

<sup>5</sup>Сколтех, 121205, Москва, Большой бульвар, 30

DOI 10.34077/SILICON2022-133

Использование микро- и нанорезонаторов позволит решить одну из главных проблем кремниевой оптоэлектроники – создание на кремниевой подложке эффективного источника излучения ближнего инфракрасного диапазона, совместимого с кремниевой интегральной технологией. В данной работе представлены подходы использования GeSi самоформирующихся nanoостровков (квантовых точек) в качестве активной среды в микро- и нанорезонаторах, технология получения которых совместима с кремниевой технологией.

С помощью COMSOL Multiphysics были проведены расчёты собственных мод и спектров рассеяния от кремниевых нанорезонаторов (Ми-резонаторы), представленных в виде цилиндров, расположенных на диэлектрической подложке оксида кремния. Высота цилиндра соответствовала толщине эпитаксиальных структур с GeSi квантовыми точками, которые могут быть выращены на подложках «кремний-на-изоляторе» (КНИ). Радиус цилиндра подбирался таким образом, чтобы высокочастотные излучательные моды резонатора попадали в диапазон излучения GeSi КТ. Экспериментальные структуры создавались в несколько этапов. На первом этапе методом молекулярно-лучевой эпитаксии на подложке КНИ были выращены многослойные Ge/Si структуры (10 слоев германия (7.5 МС), чередующиеся со слоями кремния (15 нм)) при температуре 600°C. На втором этапе методом взрывной литографии были созданы хромовые диски радиусом 335-395 нм, которые служили маской для глубокого плазмохимического травления GeSi структуры до слоя SiO<sub>2</sub>. Таким образом, были сформированы сами nano-резонаторы, которые представляли собой либо двумерные массивы цилиндров со встроенными в них GeSi КТ, расположенных в квадратной решетке (рис. 1, а), либо в цепочки (рис. 1, б) с периодами от 1 мкм до 6 мкм. Высота резонаторов (цилиндров) составляла 430-450 нм. Исследование люминесцентных свойств данных структур при комнатной температуре показало, что для структур с резонаторами, расположенными в квадратной решетке с периодом 1 мкм (рис. 1, а), наблюдается отчетливый сигнал фотолюминесценции с серией узких линий, что свидетельствует о проявлении мод фотонного кристалла. Сравнение расчетов излучательных мод структуры с квадратной решеткой из цилиндров, сделанных с помощью Фурье-модального метода, в предположении, что решетка является фотонным кристаллом, дало хорошее согласие с экспериментом.

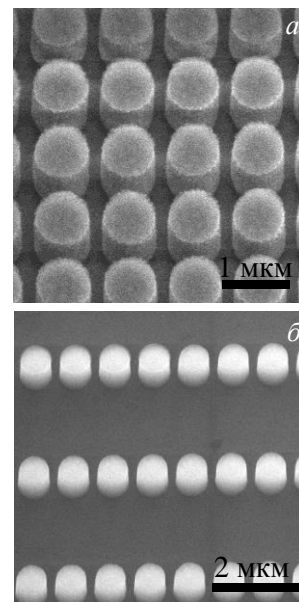


Рис.1. – СЭМ-изображения поверхности с резонаторами цилиндрической формы, расположенные в квадратной решетке (а) и в цепочках (б).

Работа финансировалась из средств гранта РФФИ № 21-72-20184.

# Пленки алмаза на кремнии и КНИ структурах, созданные газоструйным осаждением из микроволновой плазмы

В.П. Попов<sup>1</sup>, А.В. Антонов<sup>1</sup>, С.М. Тарков<sup>1</sup>, В.И. Вдовин<sup>1</sup>, С.Н. Подлесный<sup>1</sup>, А.А. Емельянов<sup>2</sup>,  
Н.И. Тимошенко<sup>2</sup>, И.Б.Юдин<sup>2</sup>

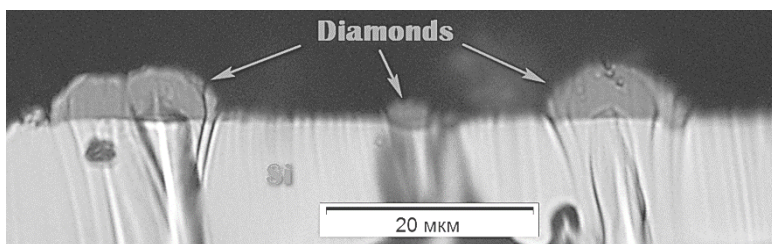
<sup>1</sup> ФГБУН Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова,  
Новосибирск, 630090, пр. к. Лаврентьева, 13

<sup>2</sup> ФГБУН Институт теплофизики им. С.С. Кутателадзе,  
Новосибирск, 630090, пр. к. Лаврентьева, 1

тел: +7 (383)333-42-93, факс: +7 (383)330-52-59, эл. почта: [popov@isp.nsc.ru](mailto:popov@isp.nsc.ru)

DOI 10.34077/SILICON2022-134

Устройства для квантовых информационных процессов (КИП) на спинах NV центров и их ансамблях в алмазе работают при комнатных температурах, однако время спиновой релаксации  $T_2^*$  зависит от других дефектов и обычно  $T_2^* \ll T_2$  – времени когерентной релаксации на соседних NV центрах. Проблемой остается создание ансамблей в заданной области с контролем числа NV центров. Решить эту проблему можно тремя способами. Во-первых, формированием в алмазе сверхрешеток узловых атомов азота с регулярными рельефом или сеткой напряжений, а затем захватом вакансий, вводимых при локальном облучении и нагреве сфокусированным пучком, в соседние с азотом узлы. Во-вторых, внедрением одиночных ионов имплантерами с регистрацией фотонной или электронной эмиссии от вошедшего в мишень иона или заряда на её поверхности, управляющих процессом переноса ионного пучка в новую точку. В-третьих, размещением (ростом) на кремнии нанокристаллов алмаза в заданных узлах матрицы на кремнии.



В последнем способе поликристаллические пленки алмаза-на-кремнии (АНК или DOS) и на КНИ структурах, а также пленки кремния на алмазе (КНА или SOD) для оптоэлектроники и мощных кремниевых и нитридных полевых транзисторов получены в настоящей

работе методом сверхзвукового газоструйного осаждения углеводородов из микроволновой плазмы водорода и метана на кремний при температурах 700-1300°C [1]. В работе показано (Рис.), что:

1. Газоструйное плазменное осаждение формирует DOS структуры с NV центрами не только на кремнии, но и на других материалах и пригодно для квантовых магнито-чувствительных МЭМС [2].
2. Упорядоченное расположение нанокристаллов алмаза требует предварительного формирования центров зарождения, например, с помощью преципитатов SiC в кремнии.
3. Синтетические пленки и микрокристаллы алмаза с концентрацией NV центров  $>1$  ppm, применимы в квантовых информационных процессах (КИП) и метрологии при комнатных и повышенных температурах.
4. Структурные и транспортные свойства слоев кремния обеспечивают требования для формирования на их основе мощных кремниевых и нитридных СВЧ транзисторов [3].
5. Требуется развитие поисковых научно-исследовательских работ в ИТФ и ИФП СО РАН по созданию DOS и SOD структур на основе нанокристаллов и слоев алмаза для КИП и мобильных магнитооптических сенсоров и гироскопов с чувствительностью менее  $1$  нТ/(Гц)<sup>1/2</sup>.

## Литература

1. А.А. Emelyanov, et al. // J. Phys. D: Appl. Phys. 2022. V.55? P.205202:1–11.
2. S M Tarkov, et al. // Journ. Phys: Conf. Ser. 2021. V.2119, 012120: 1-4.
3. И.О. Майборода и др. // Письма в ЖТФ. 2022. Т.48, вып.7, С.20-22.

# Нестационарная спектроскопия глубоких уровней структур Al/Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>/n-Si

Н.И. Горбачук<sup>1</sup>, Н.А. Поклонский<sup>1</sup>, Е.А. Ермакова<sup>1</sup>, С.В. Шпаковский<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Белорусский Государственный Университет, Минск, 220006, пр. Независимости, 4

<sup>2</sup> ОАО "ИНТЕГРАЛ", Минск, 220108, ул. Казинца, 121А

тел: +8 (029)723-19-91, факс: +8 (017)209-54-45, эл. почта: [ermakova.7003@gmail.com](mailto:ermakova.7003@gmail.com)

DOI 10.34077/SILICON2022-135

Поверхностные состояния на границе раздела кремний-диэлектрик ухудшают рабочие характеристики полупроводниковых приборов, в том числе элементов флэш-памяти [1,2]. Наряду с методом вольт-фарядных характеристик [2], DLTS-спектроскопия (нестационарная спектроскопия глубоких уровней) также может применяться для контроля поверхностных состояний [3,4]. Цель работы — исследовать структуры Al/Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>/Si методом DLTS-спектроскопии.

Слой Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> формировался на монокристаллическом кремнии КЭФ-4,5 методом химического осаждения из газовой фазы, содержащей смесь аммиака и моносилана, при пониженном давлении. Толщина слоя — 70 нм. Напряжение плоских зон составило  $U_{fb} = -2.3 \pm 0.1$  В.

Регистрация спектров DLTS проводилась в диапазоне температур 80-295 К на спектрометре СЕ-7. В экспериментах варьировались значения напряжения импульсов заполнения  $U_p$  и эмиссии  $U_e$  (см. вставку к рисунку). Для всех измерений длительность импульса заполнения составляла  $t_p = 0.75$  мс, эмиссии —  $t_e = 20$  мс. Варьирование  $U_p$  от -2.0 до -3.0 В обеспечивало изменение заполнения поверхностных состояний,  $U_e$  от -4.0 до -7.5 В — исследование различных по толщине и/или глубине слоев кремния.

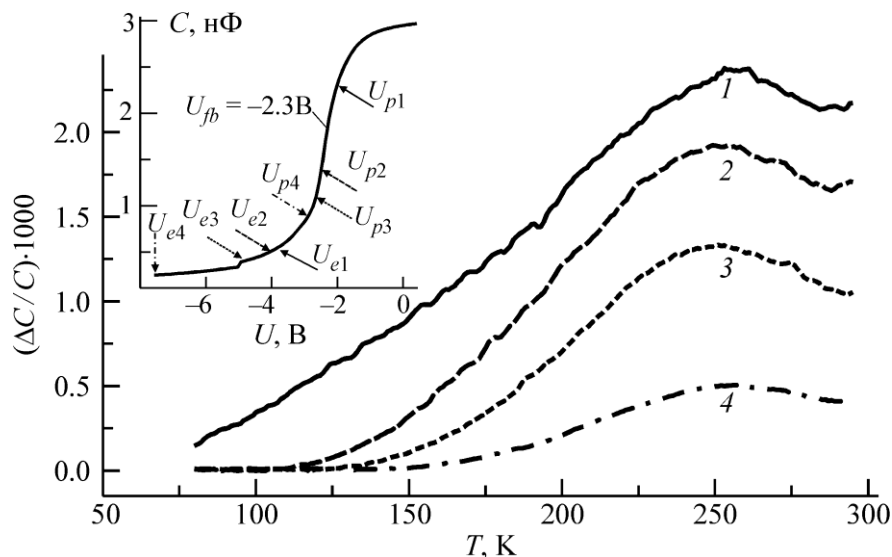


Рис. DLTS спектры структур Al/Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>/Si. На вставке вольт-фарядная характеристика с указанными значениями напряжений импульсов заполнения  $U_p$ , эмиссии  $U_e$  и напряжения плоских зон  $U_{fb}$ .

Представленные на рисунке данные позволяют предположить, что: 1) метод DLTS-спектроскопии позволяет регистрировать процессы эмиссии носителей заряда (в данном случае — эмиссию электронов в зону проводимости) с быстрых поверхностных состояний; 2) наличие поверхностных состояний, распределенных по широкому интервалу энергий в запрещенной зоне, приводит к появлению «бесструктурной» полосы в DLTS-спектрах; 3) в объеме кремния присутствуют электрически активные центры с эффективным значением энергии ионизации  $E_c - E_t = 0.35 \pm 0.06$  эВ.

Авторы признательны доктору физико-математических наук Ломако В.М. за техническую поддержку и консультации.

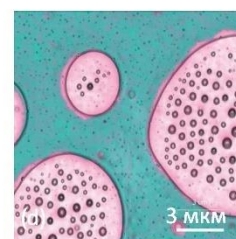
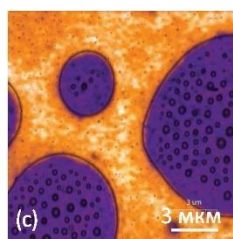
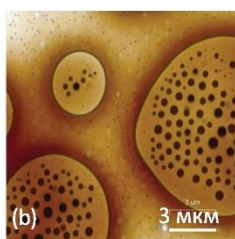
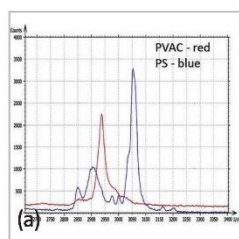
## Литература

1. Р. Маллер, Т. Кейминс. Элементы интегральных схем. / М.: Мир, 1989. 630 с.
2. С. Зи. Физика полупроводниковых приборов: в 2-х кн. М.: Мир, 1984. 456 с.; 460 с.
3. Johnson N.M. // Applied Physics Letters. 1979. Vol. 34, №1. P. 802-804.
4. Lang D.V. // Journal of Applied Physics. 1974. Vol. 45, №7. P. 3023-3032.

## NTEGRA Spectra II

### Автоматизированная АСМ-Раман система

- Оптический доступ сверху, сбоку и снизу оптимизирован для Рамана, TERS и SNOM
- Открытый дизайн обеспечивает широкие возможности в настройке системы
- Допускается использование до 5 различных автоматически подключаемых лазеров
- АСМ-Раман исследования на воздухе, в контролируемой атмосфере, жидкости, при переменной температуре
- Полная автоматизация системы упрощает рутинные операции

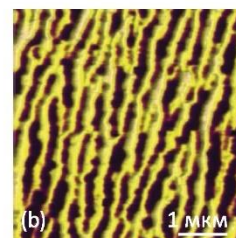
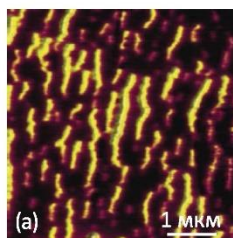
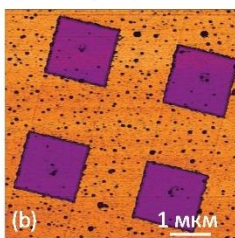
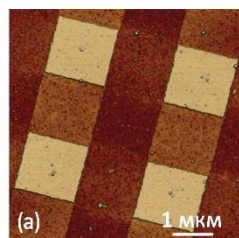


(a) Рамановские спектры поливинилацетата (PVAC) и полистирола (PS), (b) изображение рельефа пленки PS/PVAC. (c)-(d) Рамановские карты полос PVAC и PS

## NTEGRA nano IR

### Инфракрасная микроскопия и спектроскопия с нанометровым пространственным разрешением

- Рассеивающая ближнепольная оптическая микроскопия (s-SNOM) в видимом, инфракрасном (ИК) и ТГц диапазонах
- Низкий дрейф и высокая стабильность системы
- Универсальный исследовательский АСМ с полным набором самых современных методов исследования морфологии, наномеханических, электрических и магнитных свойств образца, включая методы прыжковой микроскопии (Hybrid Mode™)
- Интеллектуальная система ScanTronic™ обеспечивает оптимальную для получения s-SNOM контрастов настройку режима взаимодействия зонда и образца



Рельеф (a) и p-SNOM амплитуда (b) решетки Si/SiO<sub>2</sub>

Наложенные на рельеф изображения отражения при 55 °C (a) и при 67 °C (b), λ = 10.6 мкм. Образец представлен prof. Liu (Stony Brook University, New York, USA)





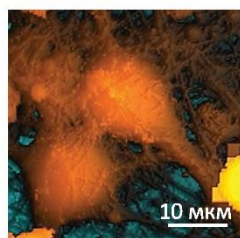
## NTEGRA Marlin

Новейшая система АСМ-Раман-СМИП для биологических исследований

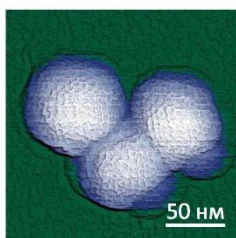
- Высокоскоростная сканирующая микроскопия ионной проводимости
- Бесконтактное исследование живых клеток в естественной физиологической среде
- Измерение механических свойств в широком диапазоне жесткостей
- Patch-clamp измерения с нанометровой локализацией
- Комбинация с оптическими методиками



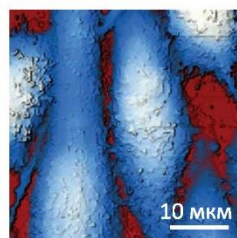
Проект реализуется при содействии Фонда содействия инновациям



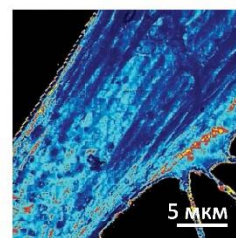
СМИП-изображение живого нейрона из гиппокампа мыши



АСМ-изображение частиц риновируса



СМИП-изображение клеток карциномы РСЗ предстательной железы человека

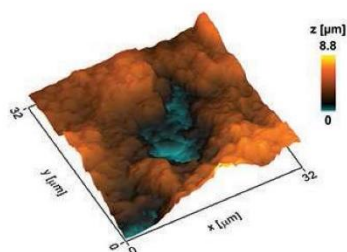


СМИП карта модуля упругости живого фибробласта.  $E=2$  Па..3,4 МПа

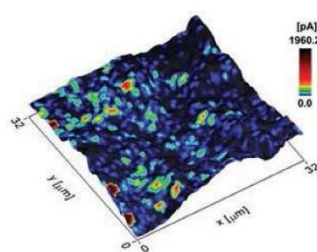
## NTEGRA Helios

Интеграция наноИК-спектроскопии и электрохимической микроскопии

- Измерение электрохимической активности различных топливных элементов с наноразмерным разрешением путем создания локальной электрохимической ячейки
- Совмещенная система представляет собой капиллярный нанозонд, который заполняется катализатором, активирующим процесс зарядки-разрядки электрохимической ячейки



Топография поверхности образца CuHCF



Карта электрохимической активности образца CuHCF



ИНТЕГРА Гелиос с измерительной головкой СЭХМ



Акционерное общество  
«Научное и технологическое оборудование»

## СПЕЦИАЛЬНОЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЕ ОБОРУДОВАНИЕ ДЛЯ РАЗРАБОТКИ И ПРОИЗВОДСТВА ЭКБ

### Молекулярно-лучевая эпитаксия

А3N | А3В5 | А2В6

### Плазмохимическое травление и осаждение

ICP-RIE | RIE | ICP-PECVD | PECVD

### Физическое осаждение

Магнетронное распыление  
Электронно-лучевое напыление

### Быстрый термический отжиг и процессинг



## ПРОИЗВОДСТВО И РЕИНЖИНИРИНГ КОМПЛЕКТУЮЩИХ И КЛЮЧЕВЫХ УЗЛОВ

Молекулярные источники  
Вводы вращения  
Ростовые и линейные манипуляторы

в том числе для установок МЛЭ иностранного производства



АО «НТО»  
194156, Россия, г. Санкт-Петербург, пр. Энгельса, д. 27  
Тел.: +7 (812) 601-06-05, e-mail: sales@semiteq.ru

[www.semiteq.ru](http://www.semiteq.ru)



## АВТОРСКИЙ УКАЗАТЕЛЬ

<b>F</b>		Бердников В.С.	23, 76, 79
Fedotov A.K.	53, 54	Богомолов Д.Б.	31
Fedotova J.A.	53, 54	Бойков Н.И.	127
Fedotova V.V.	54	Болдин М.С.	91
		Бондаренко Л.В.	41, 95, 96
<b>R</b>		Бринкевич Д.И.	124
Rutckaia V.V.	61, 64	Быкова Е.П.	108
		<b>B</b>	
<b>S</b>		Вабищевич Н.В.	124
Slabukha V.Yu.	53, 54	Вабищевич С.А.	124
		Валеев Р.Г.	99
<b>T</b>		Варлачев В.А.	33
Tyschenko I.E.	53, 54	Васев А.В.	32
		Васильев В.Ю.	44
<b>A</b>		Васильев Д.Д.	60
Аболмасов С.Н.	86	Вдовин В.И.	25, 46, 70, 134
Абрамкин Д.С.	31, 32, 46	Вейнгер А.И.	40
Абрамов А.С.	86	Вековшинин Ю.Е.	41, 95
Агафонов А.Н.	90	Вербицкий В.Н.	86
Агрба П.Д.	57	Вербус В.А.	61, 64
Адилов М.М.	56	Винарский В.П.	118
Азаров И.А.	128	Винокуров В.А.	76
Алиев В.Ш.	112	Винокуров В.В.	76
Алимов Н.Э.	130	Владимиров В.М.	94
Андреев Б.А.	21	Войтик О.Л.	108
Андрюшечкин Б.В.	71	Войцеховский А.В.	58, 118
Аношин О.С.	21	Володин В.А.	46, 110, 111, 116, 121, 122, 123
Антипов С.С.	74	Воронин А.В.	91
Антонов А.В.	47, 52, 82, 131, 134	Воронковский В.А.	112
Арапкина Л.В.	37, 43, 83	Воронцова Ю.А.	71
Архипцев Д.Ф.	21	Воротилов К.А.	48
Ашуров Р.Х.	56	Вывенко О.Ф.	30
Ашуров Х.Б.	56	Вьюрков В.В.	62
		<b>Г</b>	
<b>Б</b>		Галкин К.Н.	49, 117
Бабаев А.В.	26	Галкин Н.Г.	49, 117
Базлов Н.В.	101, 102	Гисматулин А.А.	48
Бакланов М.Р.	48	Глухов А.В.	131
Банников Н.А.	21	Головань Л.А.	57
Баранов Е.А.	25	Голяшов В.А.	46
Барахоева К.А.	102	Горбачук Н.И.	135
Барков К.А.	60, 92, 126	Горнев Е.С.	13
Барышникова К.В.	61, 64, 133	Горошко Д.Л.	49, 117
Бацанов С.А.	25	Гриценко В.А.	80, 112
Беликов Е.А.	74	Гришнова Н.Д.	21
Белов А.И.	66, 68	Грузнев Д.В.	41, 95, 96
Бельтюков А.Н.	99		
Бердиев У.Ф.	56		

Гуляев Д.В.	46	Зайцева Э.Г.	51
Гурьянов А.М.	115	Замчий А.О.	25
Гурьянов С.А.	115	Занин И.Е.	92, 126
Гусев Н.С.	65	Зарубанов А.А.	131
Гусейнов Д.В.	65	Захаров Н.Д.	127
Гутаковский А.К.	25, 31, 32, 46	Захожев К.Е.	55
<b>Д</b>		Здоровейщев А.В.	91
Данилов Д.В.	30	Зиновьев В.А.	87, 116, 133
Двуреченский А.В.	87, 110, 116	Зиновьева А.Ф.	46, 116
Делендик К.И.	108	Зотов А.В.	41, 95, 96, 119
Демина П.Б.	91	Зубова О.А.	124
Денисов Н.В.	41	<b>И</b>	
Дербин А.В.	101, 102	Иванов Ю.П.	41
Дерябин А.С.	36, 104, 109	Ивков С.А.	60
Дирко В.В.	58, 118	Исхақзай Р.М.Х.	112
Довченко Л.К.	38	<b>К</b>	
Дорохин М.В.	91	Какулия Ю.С.	74, 75, 99, 132
Драчнев И.С.	101, 102	Камаев Г.Н.	110, 111
Дубков В.П.	37, 43, 83	Канныкин С.В.	132
Дудин А.А.	43	Кантарбаева Д.О.	24
Дьяков С.А.	61, 89, 133	Канюков Е.Ю.	132
<b>Е</b>		Карасев К.П.	42
Ежевский А.А.	65	Карасев П.А.	42
Елисеев И.А.	27	Кацюба А.В.	110, 116
Ельцов К.Н.	71, 73	Кашкаров П.К.	57
Емельянов А.А.	134	Керсновский Е.С.	60
Емельянов Е.А.	31, 32	Кириллин М.Ю.	57
Еремеев С.В.	41	Кислицын С.А.	76, 79
Ермакова Е.А.	135	Клименко А.А.	43
Ермухамед Д.	120	Ковальчук Н.С.	106
Ерофеева И.В.	91	Кожевников В.А.	67
Ершов К.С.	46	Кожухов А.С.	29
Есин М.Ю.	36, 104, 109	Колесников А.В.	36, 104, 109
<b>Ж</b>		Колонна С.	103
Жачук Р.А.	59, 69, 103, 113	Колос В.В.	124
Живодков Ю.А.	46	Колосветов А.А.	105
Жилин А.А.	84	Колчин А.В.	57
Жолдыбаев К.	24	Коляго Н.В.	108
<b>З</b>		Коляда Д.В.	45
Заботнов С.В.	57	Комков О.С.	45
Забродский А.Г.	40	Комонов А.И.	46
Заварин Е.Е.	26	Конаков А.А.	68
Завражнов А.Ю.	91	Коньков О.И.	101, 102
Зайцев А.В.	21	Королев Д.С.	66, 68
		Котерева Т.В.	21
		Котина И.М.	101, 102
		Котков А.П.	21

Котляр В.Г.	96, 119	Митин К.А.	23
Коханенко А.П.	58, 118	Михайлов А.Н.	66, 68
Кочергин А.В.	86	Михайлова И.В.	60
Кочубей С.А.	46	Михалюк А.Н.	41, 95, 96, 119
Коюда Д.А.	120, 127	Моисеев К.М.	60
Красильник З.Ф.	61	Му Ю.	33
Кривоногова А.Ю.	105	Мукашев Б.Н.	24
Кропачев О.В.	49	Муратова В.Н.	101, 102
Крупин А.Ю.	116	Мяконьких А.В.	47, 52, 72, 82, 131
Кудрич С.В.	78		
Кудрявцев А.А.	99	<b>Н</b>	
Кузнецов Ю.М.	91	Наумов А.В.	100
Кукенов О.И.	58	Наумова О.В.	51
Куракина Д.А.	57	Непомнящих А.И.	27
Курганский С.И.	127	Нестеров В.Ю.	57
Курицын Д.И.	21	Нестеров Д.А.	93
Курусь Н.Н.	55, 105	Нестеров Д.Н.	92, 126
Кутино Ж.	59, 113	Никифоров А.И.	36, 45, 104
Кучинская П.А.	110, 133	Никольская А.А.	66, 68
		Новиков А.В.	61, 64, 65, 87, 89, 133
<b>Л</b>			
Ластовский С.Б.	106	<b>О</b>	
Латухина Н.В.	93, 98	Овсянников Р.	120, 127, 132
Латышев А.В.	29, 35, 39, 55, 103	Оджаев В.Б.	106
Лебедев А.М.	74, 99	Олянич Д.А.	41
Лемзяков А.Г.	46	Орехов Д.Л.	100
Леушин А.Н.	85	Осипова Е.А.	77
Лозовой К.А.	58, 118	Осминкина Л.А.	99
Ломов А.А.	47, 52	Отajoнов С.М.	130
Лошаченко А.С.	30		
Лукичев В.Ф.	62	<b>П</b>	
Лундин В.В.	26	Павлов А.А.	24
Ляйтнер Т.	132	Павлов Д.А.	68
		Павлова Т.В.	71, 73
<b>М</b>		Панькин Д.В.	129
Макарова А.	120, 127	Паринова Е.В.	74, 75, 99, 120, 127, 132
Манякин М.Д.	127	Пелагина А.К.	75, 120
Марин Д.В.	128	Перевалов Т.В.	48, 112
Маслов А.М.	49	Перетокин А.В.	61, 87, 89, 133
Маслова Н.А.	30	Петлицкий А.Н.	106
Матвеев С.В.	94	Петров А.С.	35, 39, 103
Матецкий А.В.	41	Петров М.И.	61, 63, 64
Машанов В.И.	45	Петрушков М.О.	31, 32
Мельников А.А.	62	Пещерова С.М.	27, 38, 77, 91, 97
Миланина К.И.	90	Платонов В.И.	90
Милёхин А.Г.	105	Подлесный С.Н.	134
Милёхин И.А.	105	Поклонский Н.А.	135
Минг Т.	120		
Миргазизова Е.Ф.	73		

Полуэктова Н.А. 93  
 Пономарев С.А. 35, 55  
 Попов А.А. 91  
 Попов В.П. 47, 50, 52, 70, 81,  
 82, 85, 122, 123,  
 131, 134  
 Преображенский В.В. 31, 32  
 Преснов Д.Е. 57  
 Пресняков Р.В. 27, 91, 97  
 Просвирин И.П. 46  
 Просолович В.С. 106, 124  
 Пугачев А.М. 46  
 Путято М.А. 31, 32  
 Пуха В.Е. 42

## Р

Рогило Д.И. 29, 35, 39, 55, 103  
 Рогинский Е.М. 129  
 Родякина Е.Е. 29, 35, 61, 87, 89,  
 133  
 Романов В.В. 67  
 Ронси Ф. 103  
 Роцин Л.Ю. 108  
 Руденко К.В. 47, 52, 70, 72, 82,  
 131  
 Рудин С.А. 87  
 Руль Н.И. 67  
 Рыбьяков М.Ю. 77  
 Рыхлицкий С.В. 114, 128

## С

Савин А.В. 129  
 Саранин А.А. 41, 95, 96, 119  
 Сафронов Л.Н. 46  
 Селезнев В.А. 125  
 Семенихин П.В. 40  
 Семенов Д.А. 101, 102  
 Сергаева О.Н. 133  
 Сергеева Е.А. 57  
 Сергей М.Е. 94  
 Серикканов А.С. 24  
 Сиваков В. 74, 120, 132  
 Ситников А.В. 92, 126  
 Ситников С.В. 29, 35  
 Скороходов Е.В. 61  
 Скосырев А.И. 21  
 Скуратов В.А. 121  
 Смагина Ж.В. 87, 133  
 Смирнов Д. 120, 127

Смирнов М.Б. 129  
 Соболев Н.А. 30  
 Соколовская О.И. 57  
 Сохорева В.В. 33  
 Спесивцев Е.В. 46, 50, 114  
 Спирина А.А. 78  
 Ставровский Д.Б. 43, 83  
 Стаценко В.Н. 26  
 Степихова М.В. 61, 64, 87, 89, 133  
 Сторожевых М.С. 37, 43  
 Стрижкин Д.А. 42  
 Сухоруков А.В. 65  
 Сушков А.А. 68  
 Сы Ч. 122

## Т

Тарков М.С. 85  
 Тарков С.М. 70, 134  
 Терехов В.А. 60, 92, 126  
 Терещенко А.Н. 66  
 Терещенко О.Е. 46  
 Теруков Е.И. 28, 86  
 Тетельбаум Д.И. 66, 68  
 Тийс С.А. 36, 104  
 Тимофеев В.А. 45  
 Тимошенко Н.И. 134  
 Титов А.И. 42  
 Титова С.С. 75, 99  
 Тихоненко Ф.В. 47, 70, 82, 85, 131  
 Ткаченко И.А. 117  
 Толмачев К.А. 47, 82  
 Тонких А.А. 127  
 Трушин В.Н. 68  
 Трушин М.В. 101, 102  
 Туманов А.Ю. 21  
 Тумашев В.С. 125  
 Тупчая А.Ю. 41, 95, 96  
 Турищев С.Ю. 74, 75, 99, 120,  
 127, 132  
 Турмагамбетов Т.С. 24  
 Тыщенко И.Е. 50, 70, 81, 122,  
 123

## У

Унжаков Е.В. 101, 102  
 Услин Д.А. 93, 98  
 Утас Т.В. 96, 119  
 Уткин Д.Е. 107

<b>Ф</b>		<b>Щ</b>	
Федина Л.И.	29, 35, 38, 69	Щеглов Д.В.	29, 35, 39, 55, 103
Федичкин Л.Е.	62	<b>Э</b>	
Федоренко Е.Д.	42	Эрвье Ю.Ю.	36
Федотов С.Д.	26	<b>Ю</b>	
Феклисова О.В.	38	Юдин И.Б.	134
Феклистов К.В.	46	Юрасов Д.В.	61, 64, 65, 89
Филипеня В.А.	106	Юрьев В.А.	37, 43, 83
Фирсов Д.Д.	45	Юшков И.Д.	111
Фойхтлендер Б.	113	<b>Я</b>	
<b>Х</b>		Яблонский А.Н.	61, 89
Хилов А.В.	57	Явид В.Ю.	106
Хорошева М.А.	38, 97	Якимов Е.Б.	22, 38
Хохлова Т.Н.	109	Якушев М.В.	128
Хыдырова С.	60	Янковский Ю.Н.	106
<b>Ц</b>		Ярыкин Н.А.	34
Царёв А.В.	107	<b>Ч</b>	
Цацульников А.Ф.	26	Черепанов В.	113
<b>Ч</b>		Черкова С.Г.	121
Чиж К.В.	37, 43, 83	Чжан Ж.	123
Чувенкова О.А.	74, 75, 99, 120, 127	Чжан Фань	111
Чуешова А.Г.	27, 38, 77, 91, 97	Чукавин А.И.	99
Чумаков Р.Г.	74, 99	<b>Ш</b>	
<b>Ш</b>		Шалеев М.В.	61, 64
Шварц Н.Л.	78	Швец В.А.	128
Шевлюга В.М.	71	Шелопин Г.Г.	86
Шелопин Г.Г.	86	Шенгуров Д.В.	64, 89
Шенгуров Д.В.	64, 89	Шепов В.Н.	94
Шепов В.Н.	94	Шестовский Д.В.	106
Шестовский Д.В.	106	Шишкин Д.В.	77
Шишкин Д.В.	77	Шишкина Д.А.	93
Шишкина Д.А.	93	Шкляев А.А.	46, 50, 59, 88, 107
Шкляев А.А.	46, 50, 59, 88, 107	Шпаковский С.В.	135
Шпаковский С.В.	135	Шулейко Д.В.	57
Шулейко Д.В.	57		

## СПИСОК УЧАСТНИКОВ

**Алимов Нодир Эсоналиевич**

Ферганский государственный университет  
ул. Мураббийлар, д.19, г. Фергана,  
Узбекистан, 100150,  
тел.: (893) 640-41-83  
[allnod@mail.ru](mailto:allnod@mail.ru)

**Аношин Олег Сергеевич**

АО «НПП «Салют»,  
ул. Ларина, д. 7,  
г. Нижний Новгород, 603107  
[saluthps@mail.ru](mailto:saluthps@mail.ru)

**Антонов Валентин Андреевич**

ФГБУН ФГБУН Институт физики  
полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН  
пр-т Ак. Лаврентьева, 13,  
г. Новосибирск, 630090  
тел.: (383) 333-24-93  
[oton@ngs.ru](mailto:oton@ngs.ru)

**Арапкина Лариса Викторовна**

ФГБУН ФИЦ Институт общей  
физики им. А.М. Прохорова РАН  
ул. Вавилова 38, г. Москва, 119991  
тел.: (499) 503-87-77  
[arapkina@kapella.gpi.ru](mailto:arapkina@kapella.gpi.ru)

**Аржанникова София Андреевна**

ФГБУН Институт физики полупроводников  
им. А.В. Ржанова СО РАН  
пр-т Ак. Лаврентьева, 13,  
г. Новосибирск, 630090  
тел.: (383) 333-24-88  
[science@isp.nsc.ru](mailto:science@isp.nsc.ru)

**Асеев Александр Леонидович**

ФГБУН Институт физики полупроводников  
им. А.В. Ржанова СО РАН  
пр-т Ак. Лаврентьева, 13,  
г. Новосибирск, 630090  
тел.: (383) 333-90-55  
[al.aseev2011@yandex.ru](mailto:al.aseev2011@yandex.ru)

**Ашуров Хатам Бахронович**

Институт ионно-плазменных и лазерных  
технологий имени У.А. Арифова Академии  
наук Республики Узбекистан  
ул. Дурмон Йули 33, г. Ташкент,  
Узбекистан, 100125  
[ashurov@iplt.uz](mailto:ashurov@iplt.uz)

**Бацанов Степан Анатольевич**

ФГБУН Институт физики полупроводников  
им. А.В. Ржанова СО РАН  
пр-т Ак. Лаврентьева, 13,  
г. Новосибирск, 630090  
тел.: (383) 330-90-82  
[night.watch@mail.ru](mailto:night.watch@mail.ru)

**Бердников Владимир Степанович**

Институт теплофизики СО РАН  
проспект Ак. Лаврентьева, 1,  
г. Новосибирск, 630090  
тел.: (383) 316-53-32  
[berdnikov@itp.nsc.ru](mailto:berdnikov@itp.nsc.ru)

**Блошкин Алексей Александрович**

ФГБУН Институт физики полупроводников  
им. А.В. Ржанова СО РАН  
пр-т Ак. Лаврентьева, 13,  
г. Новосибирск, 630090  
(383) 333-28-32  
[bloshkin@isp.nsc.ru](mailto:bloshkin@isp.nsc.ru)

**Богомолов Дмитрий Борисович**

ФГБУН Институт физики полупроводников  
им. А.В. Ржанова СО РАН  
пр-т Ак. Лаврентьева, 13,  
г. Новосибирск, 630090  
[diman.bogomolow@gmail.com](mailto:diman.bogomolow@gmail.com)

**Бондаренко Леонид Владимирович**

Института автоматизации и процессов  
управления ДВО РАН,  
ул. Радио, 5, г. Владивосток, 690041  
[bondarenko@dvo.ru](mailto:bondarenko@dvo.ru)



**Брудный Валентин Натанович**  
Томский государственный университет  
пр. Ленина, 36,  
г. Томск, 634050  
[brudnyi@mail.tsu.ru](mailto:brudnyi@mail.tsu.ru)

**Васильев Владислав Юрьевич**  
Новосибирский государственный  
технический университет,  
пр. К. Маркса, 20,  
г. Новосибирск, 630073  
[vasilev@corp.nstu.ru](mailto:vasilev@corp.nstu.ru)

**Вековшин Юрий Евгеньевич**  
Института автоматки и процессов  
управления ДВО РАН,  
ул. Радио, 5, г. Владивосток, 690041  
[vekovsh981@gmail.com](mailto:vekovsh981@gmail.com)

**Владимиров Валерий Михайлович**  
ФИЦ «Красноярский научный центр СО  
РАН»  
ул. Академгородок, д. 50,  
г. Красноярск 660036  
тел.: (391) 290-54-94  
[electron@ksc.krasn.ru](mailto:electron@ksc.krasn.ru)

**Войцеховский Александр Васильевич**  
Томский государственный университет  
пр. Ленина, 36, г. Томск, 634050  
тел.: (382) 241-27-72  
[vav43@mail.tsu.ru](mailto:vav43@mail.tsu.ru)

**Володин Владимир Алексеевич**  
ФГБУН Институт физики полупроводников  
им. А.В. Ржанова СО РАН  
пр-т Ак. Лаврентьева, 13,  
г. Новосибирск, 630090  
тел.: (383) 333-24-70  
[volodin@isp.nsc.ru](mailto:volodin@isp.nsc.ru)

**Вывенко Олег Фёдорович**  
Санкт-Петербургский государственный  
университет,  
Университетская набережная, д. 7–9  
г. Санкт-Петербург, 199034  
[oleg.vuyvenko@spbu.ru](mailto:oleg.vuyvenko@spbu.ru)

**Вяткин Анатолий Федорович**  
Институт проблем технологии  
микроэлектроники и особо чистых  
материалов РАН  
ул. Академика Осипьяна, д. 6  
г. Черноголовка, 142432  
[Vyatkin@ipmt-hpm.ac.ru](mailto:Vyatkin@ipmt-hpm.ac.ru)

**Гаврилов Петр Михайлович**  
ФГУП «Горно-химический комбинат»,  
ул. Ленина 53 г. Железногорск  
Красноярский край, 662972  
[atomlink@mcc.krasnoyarsk.su](mailto:atomlink@mcc.krasnoyarsk.su)

**Галкин Николай Геннадьевич**  
Института автоматки и процессов  
управления ДВО РАН,  
ул. Радио, 5, г. Владивосток, 690041  
[galkin@iacp.dvo.ru](mailto:galkin@iacp.dvo.ru)

**Гиваргизов Евгений Инвиевич**  
Институт кристаллографии  
им. А.В. Шубникова РАН (ИК РАН),  
Ленинский проспект, дом 59,  
г. Москва 119333  
[egivargiz@ns.crys.ras.ru](mailto:egivargiz@ns.crys.ras.ru)

**Гисматулин Андрей Андреевич**  
ФГБУН Институт физики полупроводников  
им. А.В. Ржанова СО РАН  
пр-т Ак. Лаврентьева, 13,  
г. Новосибирск, 630090  
тел.: (383) 330-88-91  
[aagismatulin@isp.nsc.ru](mailto:aagismatulin@isp.nsc.ru)

**Глухов Александр Викторович**  
АО «Новосибирского завода  
полупроводниковых приборов Восток»,  
ул. Дачная, 60, г. Новосибирск, 630082  
тел.: (383) 228-90-77  
[gluhov@nzpp.ru](mailto:gluhov@nzpp.ru)

**Головань Леонид Анатольевич**  
Московский государственный университет  
им. М.В. Ломоносова  
Ленинские Горы, 1, стр.2,  
г. Москва, 119991  
[golovan@physics.msu.ru](mailto:golovan@physics.msu.ru)

**Горнев Евгений Сергеевич**  
АО «НИИМЭ»,  
ул. Академика Валиева, 6/1,  
г. Зеленоград, г. Москва 124460  
[egornev@niime.ru](mailto:egornev@niime.ru)

**Гриценко Владимир Алексеевич**  
ФГБУН Институт физики полупроводников  
им. А.В. Ржанова СО РАН  
пр-т Ак. Лаврентьева, 13,  
г. Новосибирск, 630090  
тел.: (383) 330-88-91  
[grits@isp.nsc.ru](mailto:grits@isp.nsc.ru)

**Гуляев Юрий Васильевич**  
Институт радиотехники и электроники  
им. В. А. Котельникова РАН (ИРЭ РАН)  
Моховая ул., д. 11, корп. 7,  
г. Москва, 125009  
тел.: (495) 629-35-91  
[gulyaev@cplire.ru](mailto:gulyaev@cplire.ru)

**Гурьянов Александр Михайлович**  
Самарский государственный технический  
университет  
ул. Молодогвардейская, 244  
г. Самара, 443100  
[gurjanovam@mail.ru](mailto:gurjanovam@mail.ru)

**Гусейнов Давуд Вадимович**  
Научно-исследовательский физико-  
технический институт Нижегородского  
государственного университета им.  
Н.И. Лобачевского  
просп. Гагарина, 23, корп.3,  
г. Нижний Новгород, 603950  
[guseinov@phys.unn.ru](mailto:guseinov@phys.unn.ru)

**Двуреченский Анатолий Васильевич**  
ФГБУН Институт физики полупроводников  
им. А.В. Ржанова СО РАН  
пр-т Ак. Лаврентьева, 13,  
г. Новосибирск, 630090  
тел.: (383) 333-24-66  
[dvurech@isp.nsc.ru](mailto:dvurech@isp.nsc.ru)

**Дербин Александр Владимирович**  
НИЦ "Курчатовский Институт" – ПИЯФ  
мкр. Орлова роща, д. 1  
Ленинградская область,  
г. Гатчина, 188300  
[max\\_trushin@mail.ru](mailto:max_trushin@mail.ru)

**Дерябин Александр Сергеевич**  
ФГБУН Институт физики полупроводников  
им. А.В. Ржанова СО РАН  
пр-т Ак. Лаврентьева, 13,  
г. Новосибирск, 630090  
тел.: (383) 333-32-86  
[das@isp.nsc.ru](mailto:das@isp.nsc.ru)

**Дирко Владимир Владиславович**  
Томский государственный университет  
пр. Ленина, 36,  
г. Томск, 634050  
[vovenmir@gmail.com](mailto:vovenmir@gmail.com)

**Дорохин Михаил Владимирович**  
Научно-исследовательский физико-  
технический институт Нижегородского  
государственного университета им. Н.И.  
Лобачевского  
пр-т. Гагарина, 23, корп.3,  
г. Нижний Новгород, 603950  
[dorokhin@nifti.unn.ru](mailto:dorokhin@nifti.unn.ru)

**Елисеев Игорь Алексеевич**  
Институт геохимии им.  
А.П. Виноградова СО РАН  
ул. Фаворского, 1А,  
г. Иркутск, Иркутская обл., 664033  
[elia@igc.irk.ru](mailto:elia@igc.irk.ru)

**Ежлов Вадим Сергеевич**  
НИТУ МИСиС,  
Ленинский пр-кт, д. 4, стр. 1,  
г. Москва, 119049  
[ezhlov@yandex.ru](mailto:ezhlov@yandex.ru)

**Есин Михаил Юрьевич**  
ФГБУН Институт физики полупроводников  
им. А.В. Ржанова СО РАН  
пр-т Ак. Лаврентьева, 13,  
г. Новосибирск, 630090  
[yesinm@isp.nsc.ru](mailto:yesinm@isp.nsc.ru)

**Жачук Руслан Анатольевич**  
ФГБУН Институт физики полупроводников  
им. А.В. Ржанова СО РАН  
пр-т Ак. Лаврентьева, 13,  
г. Новосибирск, 630090  
[zhachuk@isp.nsc.ru](mailto:zhachuk@isp.nsc.ru)

**Жвирблянский Вилен Юльевич**  
АО ГИРЕДМЕТ, Москва  
ул. Электродная, д. 2,  
г. Москва, 111524  
[pyn@giredmet.ru](mailto:pyn@giredmet.ru)

**Жилин Андрей Анатольевич**  
Акционерное общество «Чебоксарский  
электроаппаратный завод»,  
пр. И. Яковлева, 5,  
г. Чебоксары, 428020  
[azhilin@rambler.ru](mailto:azhilin@rambler.ru)

**Зиновьев Владимир Анатольевич**  
ФГБУН Институт физики полупроводников  
им. А.В. Ржанова СО РАН  
пр-т Ак. Лаврентьева, 13,  
г. Новосибирск, 630090  
тел.: (383) 333-26-24; [zinoviev@isp.nsc.ru](mailto:zinoviev@isp.nsc.ru)

**Зотов Андрей Вадимович**  
Института автоматизации и процессов  
управления ДВО РАН,  
ул. Радио, 5, г. Владивосток, 690041  
[zotov@iacp.dvo.ru](mailto:zotov@iacp.dvo.ru)

**Ивонин Иван Варфоломеевич**  
Томский государственный университет  
пр. Ленина, 36,  
г. Томск, 634050  
[iiv@phys.tsu.ru](mailto:iiv@phys.tsu.ru)

**Исламов Дамир Ревинирович**  
ФГБУН Институт физики полупроводников  
им. А.В. Ржанова СО РАН  
пр-т Ак. Лаврентьева, 13,  
г. Новосибирск, 630090  
тел.: (383) 330-88-91  
[damir@isp.nsc.ru](mailto:damir@isp.nsc.ru)

**Исхакзай Рамин Мохаммад Ханифоваич**  
ФГБУН Институт физики полупроводников  
им. А.В. Ржанова СО РАН  
ул. Пирогова, д. 30,  
г. Новосибирск, 630090  
[ramin@isp.nsc.ru](mailto:ramin@isp.nsc.ru)

**Казанский Андрей Георгиевич**  
Московский государственный университет  
им. М.В. Ломоносова  
Ленинские Горы, 1, стр.2,  
г. Москва, 119991  
[kazanski@phys.msu.ru](mailto:kazanski@phys.msu.ru)

**Каламейцев Александр Владимирович**  
ФГБУН Институт физики полупроводников  
им. А.В. Ржанова СО РАН  
пр-т Ак. Лаврентьева, 13,  
г. Новосибирск, 630090  
тел.: (383) 333-23-22  
[kalam@isp.nsc.ru](mailto:kalam@isp.nsc.ru)

**Кантарбаева Динара Оразбаевна**  
ТОО "Физико-технический институт"  
ул. Ибрагимова, 11, г. Алматы, Казахстан,  
050032; [dinara@sci.kz](mailto:dinara@sci.kz)

**Карасев Платон Александрович**  
Санкт-Петербургский политехнический  
университет Петра Великого  
ул. Политехническая, д. 29,  
г. Санкт-Петербург, 195251  
[platon.karaseov@spbstu.ru](mailto:platon.karaseov@spbstu.ru)

**Кацюба Алексей Владимирович**  
ФГБУН Институт физики полупроводников  
им. А.В. Ржанова СО РАН  
пр-т Ак. Лаврентьева, 13,  
г. Новосибирск, 630090  
[kacyuba@isp.nsc.ru](mailto:kacyuba@isp.nsc.ru)

**Кведер Виталий Владимирович**  
Институт физики твердого тела им.  
Ю.А. Осипьяна РАН (ИФТТ РАН)  
ул. Ак. Осипьяна, д. 2  
г. Черноголовка, 142432  
[kveder@issp.ac.ru](mailto:kveder@issp.ac.ru)

**Керсновский Евгений Сергеевич**  
ФГБОУ ВО «Воронежский государственный  
университет»  
Университетская пл., 1,  
Воронежская обл., г. Воронеж, 394018  
[kernovsky@phys.vsu.ru](mailto:kernovsky@phys.vsu.ru)

**Кислицын Степан Александрович**  
Институт теплофизики им.  
С.С. Кутателадзе СО РАН  
пр-т Ак. Лаврентьева, 1,  
г. Новосибирск, 630090  
[100pch@mail.ru](mailto:100pch@mail.ru)

**Кобелева Светлана Петровна**  
НИТУ МИСиС,  
Ленинский пр-кт, д. 4, стр. 1,  
г. Москва, 119049  
[kob@misis.ru](mailto:kob@misis.ru)

**Косинова Марина Леонидовна**  
Институт неорганической химии им.  
А.В. Николаева СО РАН,  
пр-т Ак. Лаврентьева, 3,  
г. Новосибирск, 630090  
тел.: (383) 330-96-05  
[marina@niic.nsc.ru](mailto:marina@niic.nsc.ru)

**Красильник Захарий Фишелевич**  
Институт физики микроструктур РАН  
ГСП-105, г. Нижний Новгород, 603950  
тел.: (831) 417-94-73  
[zfk@ipmras.ru](mailto:zfk@ipmras.ru)

**Красников Геннадий Яковлевич**  
ОАО «НИИМЭ и Микрон»,  
1-й Западный пр-д, дом 6, стр. 1,  
г. Зеленоград, г. Москва, 124460  
[gkrasnikov@mikron.ru](mailto:gkrasnikov@mikron.ru)

**Кривальцевич Сергей Викторович**  
ОНИИП, Омск  
ул. Масленникова, 231,  
г. Омск, 644009  
[science@oniip.ru](mailto:science@oniip.ru)

**Кривоногова Анна Юрьевна**  
ФГБУН Институт физики полупроводников  
им. А.В. Ржанова СО РАН  
пр-т Ак. Лаврентьева, 13,  
г. Новосибирск, 630090  
[16112001anna@list.ru](mailto:16112001anna@list.ru)

**Кучинская Полина Анатольевна**  
ФГБУН Институт физики полупроводников  
им. А.В. Ржанова СО РАН  
пр-т Ак. Лаврентьева, 13,  
г. Новосибирск, 630090  
тел.: (383) 333-25-19  
[polina@isp.nsc.ru](mailto:polina@isp.nsc.ru)

**Латухина Наталья Виленовна**  
ФГАОУВО «Самарский национальный  
исследовательский университет имени ак.  
С.П. Королева» ул. Московское шоссе, д. 34,  
г. Самара, 443086  
[natalat@yandex.ru](mailto:natalat@yandex.ru)

**Латышев Александр Васильевич**  
ФГБУН Институт физики полупроводников  
им. А.В. Ржанова СО РАН  
пр-т Ак. Лаврентьева, 13,  
г. Новосибирск, 630090  
тел.: (383) 330-90-55  
[latyshev@isp.nsc.ru](mailto:latyshev@isp.nsc.ru)

**Лозовой Кирилл Александрович**  
Томский государственный университет  
пр. Ленина, 36,  
г. Томск, 634050  
тел.: (382) 241-35-17  
[lka@sibmail.com](mailto:lka@sibmail.com)

**Лукичев Владимир Федорович**  
ФТИАН им. К.А. Валиева РАН  
Нахимовский проспект д.36 к.1,  
г. Москва, 117218  
[lukichev@ftian.ru](mailto:lukichev@ftian.ru)

**Миланина Ксения Игоревна**  
ФГАОУВО «Самарский национальный  
исследовательский университет имени  
ак. С.П. Королева»  
ул. Московское шоссе, д. 34,  
г. Самара, 443086  
[potienko97@gmail.com](mailto:potienko97@gmail.com)

**Милёхин Александр Германович**  
ФГБУН Институт физики полупроводников  
им. А.В. Ржанова СО РАН  
пр-т Ак. Лаврентьева, 13,  
г. Новосибирск, 630090  
тел.: (383) 330-82-04  
[milekhin@isp.nsc.ru](mailto:milekhin@isp.nsc.ru)

**Миргазизова Екатерина Фануровна**  
ФГБУН ФИЦ Институт общей  
физики им. А.М. Прохорова РАН  
ул. Вавилова 38, г. Москва, 119991  
[emirgazizova@inbox.ru](mailto:emirgazizova@inbox.ru)

**Митин Константин Александрович**  
Институт теплофизики им.  
С.С. Кутателадзе СО РАН  
пр-т Ак. Лаврентьева, 1,  
г. Новосибирск, 630090  
[mitin86@mail.ru](mailto:mitin86@mail.ru)

**Му Юйчэнь**  
Томский государственный университет  
пр. Ленина, 36,  
г. Томск, 634050  
[328745975@qq.com](mailto:328745975@qq.com)

**Мурашёв Виктор Николаевич**  
НИТУ МИСиС,  
Ленинский пр-кт, д. 4, стр. 1,  
г. Москва, 119049  
[murashev.vn@misis.ru](mailto:murashev.vn@misis.ru)

**Наумов Аркадий Валерьевич**  
ОКБ «Астрон»  
ул. Парковая 1, г. Лыткарино, 140080  
[naumov\\_arkadii@mail.ru](mailto:naumov_arkadii@mail.ru)

**Неизвестный Игорь Георгиевич**  
ФГБУН Институт физики полупроводников  
им. А.В. Ржанова СО РАН  
пр-т Ак. Лаврентьева, 13,  
г. Новосибирск, 630090  
тел.: (383) 333-23-67  
[neizv@isp.nsc.ru](mailto:neizv@isp.nsc.ru)

**Непомнящих Александр Иосифович**  
Институт геохимии им.  
А.П. Виноградова СО РАН  
ул. Фаворского, 1А,  
г. Иркутск, Иркутская обл., 664033  
[ainep@igc.irk.ru](mailto:ainep@igc.irk.ru)

**Нестеров Дмитрий Николаевич**  
ФГБОУ ВО «Воронежский государственный университет»  
Университетская пл., 1,  
Воронежская обл., г. Воронеж, 394018  
[nesterov@phys.vsu.ru](mailto:nesterov@phys.vsu.ru)

**Никитов Сергей Аполлонович**  
Институт радиотехники и электроники  
им. В. А. Котельникова РАН (ИРЭ РАН)  
Моховая ул., д. 11, кор. 7,  
г. Москва, 125009  
[nikitov@cplire.ru](mailto:nikitov@cplire.ru)

**Никифоров Александр Иванович**  
ФГБУН Институт физики полупроводников  
им. А.В. Ржанова СО РАН  
пр-т Ак. Лаврентьева, 13,  
г. Новосибирск, 630090  
тел.: (383) 330-48-20  
[nikif@isp.nsc.ru](mailto:nikif@isp.nsc.ru)

**Новиков Алексей Витальевич**  
Институт физики микроструктур РАН  
ул. Академическая 7,  
г. Нижний Новгород, 603950  
(831) 417-94-80  
[anov@ipmgras.ru](mailto:anov@ipmgras.ru)

**Павлова Татьяна Витальевна**  
ФГБУН ФИЦ Институт общей  
физики им. А.М. Прохорова РАН  
ул. Вавилова 38, г. Москва, 119991  
[pavlova@kapella.gpi.ru](mailto:pavlova@kapella.gpi.ru)

**Паринова Елена Владимировна**  
ФГБОУ ВО «Воронежский государственный университет», Университетская пл., 1,  
Воронежская обл., г. Воронеж, 394018  
[parinova@phys.vsu.ru](mailto:parinova@phys.vsu.ru)

**Пархоменко Юрий Николаевич**  
АО ГИРЕДМЕТ  
ул. Электродная, д. 2,  
г. Москва, 111524  
[YNParkhomenko@rosatom.ru](mailto:YNParkhomenko@rosatom.ru)

**Паршин Анатолий Сергеевич**  
СибГУ им. М.Ф. Решетнева  
пр-т им. газеты Красноярский рабочий, 31  
г. Красноярск, 660037  
[aparshin@sibsau.ru](mailto:aparshin@sibsau.ru)

**Петров Алексей Сергеевич**  
ФГБУН Институт физики полупроводников  
им. А.В. Ржанова СО РАН  
пр-т Ак. Лаврентьева, 13,  
г. Новосибирск, 630090  
тел.: (383) 330-90-82  
[alexey\\_petrov@isp.nsc.ru](mailto:alexey_petrov@isp.nsc.ru)

**Петров Михаил Игоревич**  
Университет ИТМО  
Биржевая линия, 14,  
г. Санкт-Петербург, 199034  
[m.petrov@metalab.ifmo.ru](mailto:m.petrov@metalab.ifmo.ru)

**Петрушков Михаил Олегович**  
ФГБУН Институт физики полупроводников  
им. А.В. Ржанова СО РАН  
пр-т Ак. Лаврентьева, 13,  
г. Новосибирск, 630090  
тел.: (383) 333-19-67  
[maikdi@isp.nsc.ru](mailto:maikdi@isp.nsc.ru)

**Пещерова Светлана Михайловна**  
Институт геохимии им.  
А.П. Виноградова СО РАН  
ул. Фаворского, 1А, г. Иркутск,  
Иркутская обл., 664033  
[spescherova@mail.ru](mailto:spescherova@mail.ru)

**Пономарев Сергей Артемьевич**  
ФГБУН Институт физики полупроводников  
им. А.В. Ржанова СО РАН  
пр-т Ак. Лаврентьева, 13,  
г. Новосибирск, 630090  
[sergei\\_pon971610@mail.ru](mailto:sergei_pon971610@mail.ru)

**Попов Владимир Павлович**  
ФГБУН Институт физики полупроводников  
им. А.В. Ржанова СО РАН  
пр-т Ак. Лаврентьева, 13,  
г. Новосибирск, 630090  
тел.: (383) 333-24-93  
[popov@isp.nsc.ru](mailto:popov@isp.nsc.ru)

**Просолович Владислав Савельевич**  
Белорусский государственный университет  
пр-т Независимости, 4  
г. Минск, Беларусь, 220050  
[prosolovich@bsu.by](mailto:prosolovich@bsu.by)

**Рогило Дмитрий Игоревич**  
ФГБУН Институт физики полупроводников  
им. А.В. Ржанова СО РАН  
пр-т Ак. Лаврентьева, 13,  
г. Новосибирск, 630090  
тел.: (383) 330-91-49  
[rogilo@isp.nsc.ru](mailto:rogilo@isp.nsc.ru)

**Рощин Леонид Юрьевич**  
Институт тепло- и массообмена имени  
А.В. Лыкова НАН Беларуси  
ул. П. Бровки, 15  
г. Минск, Беларусь, 220072  
[Leonid-13-99@mail.ru](mailto:Leonid-13-99@mail.ru)

**Руденко Константин Васильевич**  
ФТИАН им. К.А. Валиева РАН  
Нахимовский проспект д.36 к.1,  
г. Москва, 117218  
тел.: (499) 129-56-08  
[rudenko@ftian.ru](mailto:rudenko@ftian.ru)

**Руль Николай Игоревич**  
Санкт-Петербургский политехнический  
университет Петра Великого (СПбПУ)  
ул. Политехническая, д. 29,  
г. Санкт-Петербург, 195251  
тел.: (800) 707-18-99  
[rul.nickolai@mail.ru](mailto:rul.nickolai@mail.ru)

**Савин Александр Владимирович**  
Физико-технический институт имени А. Ф.  
Иоффе РАН  
Политехническая ул., 26,  
г. Санкт-Петербург, 194021  
[alekssavin97@gmail.com](mailto:alekssavin97@gmail.com)

**Саранин Александр Александрович**  
Института автоматики и процессов  
управления ДВО РАН,  
ул. Радио, 5, г. Владивосток, 690041  
[saranin@iacp.dvo.ru](mailto:saranin@iacp.dvo.ru)

**Сауров Александр Николаевич**  
Институт нанотехнологий микроэлектроники  
РАН (ИНМЭ РАН)  
ул. Нагатинская, д. 16а, корп. 11  
г. Москва, 119991  
тел.: (499) 616-38-12  
[inmeras@yandex.ru](mailto:inmeras@yandex.ru)

**Семенихин Петр Валерьевич**  
Физико-технический институт имени  
А.Ф. Иоффе РАН  
Политехническая ул., 26,  
г. Санкт-Петербург, 194021  
[psemenikhin@mail.ioffe.ru](mailto:psemenikhin@mail.ioffe.ru)

**Смагина Жанна Викторовна**  
ФГБУН Институт физики полупроводников  
им. А.В. Ржанова СО РАН  
пр-т Ак. Лаврентьева, 13,  
г. Новосибирск, 630090  
(383) 333-25-19  
[smagina@isp.nsc.ru](mailto:smagina@isp.nsc.ru)

**Соболев Николай Алексеевич**  
Физико-технический институт имени  
А.Ф. Иоффе РАН  
Политехническая ул., 26,  
г. Санкт-Петербург, 194021  
[nick@sobolev.ioffe.rssi.ru](mailto:nick@sobolev.ioffe.rssi.ru)

**Сорокин Лев Михайлович**  
Физико-технический институт имени  
А.Ф. Иоффе РАН  
Политехническая ул., 26,  
г. Санкт-Петербург, 194021  
[Lev.Sorokin@mail.ioffe.ru](mailto:Lev.Sorokin@mail.ioffe.ru)

**Спесивцев Евгений Васильевич**  
ФГБУН Институт физики полупроводников  
им. А.В. Ржанова СО РАН  
пр-т Ак. Лаврентьева, 13,  
г. Новосибирск, 630090  
тел.: (383) 330-87-16  
[evs@isp.nsc.ru](mailto:evs@isp.nsc.ru)

**Степихова Маргарита Владимировна**  
Институт физики микроструктур РАН  
ГСП-105, г. Нижний Новгород, 603950  
(831) 417-94-82  
[mst@ipmras.ru](mailto:mst@ipmras.ru)

**Сы Чжунбинь**  
Новосибирский государственный  
университет  
ул. Пирогова, 1,  
г. Новосибирск, 630090  
[amaoshihaomao@gmail.com](mailto:amaoshihaomao@gmail.com)

**Тарков Михаил Сергеевич**  
ФГБУН Институт физики полупроводников  
им. А.В. Ржанова СО РАН  
пр-т Ак. Лаврентьева, 13,  
г. Новосибирск, 630090  
[tarkov@isp.nsc.ru](mailto:tarkov@isp.nsc.ru)

**Терехов Владимир Андреевич**  
ФГБОУ ВО «Воронежский государственный  
университет»  
Университетская пл., 1,  
Воронежская обл., г. Воронеж, 394018  
тел.: (473) 220-83-63  
[terekhov@phys.vsu.ru](mailto:terekhov@phys.vsu.ru)

**Терещенко Алексей Николаевич**  
Институт физики твердого тела  
им. Ю.А. Осипьяна РАН (ИФТТ РАН)  
ул. Ак. Осипьяна, д. 2  
г. Черноголовка, 142432  
[tan@issp.ac.ru](mailto:tan@issp.ac.ru)

**Теруков Евгений Иванович**  
Физико-технический институт имени  
А.Ф. Иоффе РАН  
Политехническая ул., 26,  
г. Санкт-Петербург, 194021  
[eug.terukov@mail.ioffe.ru](mailto:eug.terukov@mail.ioffe.ru)

**Тетельбаум Давид Исаакович**  
Научно-исследовательский физико-  
технический институт Нижегородского  
государственного университета  
им. Н.И. Лобачевского  
просп. Гагарина, 23, корп.3,  
г. Нижний Новгород, 603950  
[tetelbaum@phys.unn.ru](mailto:tetelbaum@phys.unn.ru)

**Тимофеев Вячеслав Алексеевич**  
ФГБУН Институт физики полупроводников  
им. А.В. Ржанова СО РАН  
пр-т Ак. Лаврентьева, 13,  
г. Новосибирск, 630090  
тел.: (383) 330-79-34  
[vyacheslav.t@isp.nsc.ru](mailto:vyacheslav.t@isp.nsc.ru)

**Трушин Максим Валерьевич**  
НИЦ "Курчатовский Институт" – ПИЯФ  
мкр. Орлова роща, д. 1  
Ленинградская область,  
г. Гатчина, 188300  
[trushin\\_mv@pnpi.nrcki.ru](mailto:trushin_mv@pnpi.nrcki.ru)

**Тумашев Виталий Сергеевич**  
ФГБУН Институт физики полупроводников  
им. А.В. Ржанова СО РАН  
пр-т Ак. Лаврентьева, 13,  
г. Новосибирск, 630090  
тел.: (383) 333-06-99  
[avlur95@mail.ru](mailto:avlur95@mail.ru)



**Тупчая Александра Юрьевна**  
Института автоматики и процессов  
управления ДВО РАН,  
ул. Радио, 5, г. Владивосток, 690041  
тел.: (950) 281-50-14  
[tupchaya@iacp.dvo.ru](mailto:tupchaya@iacp.dvo.ru)

**Турищев Сергей Юрьевич**  
ФГБОУ ВО «Воронежский государственный  
университет»  
Университетская пл., 1, Воронежская обл.  
г. Воронеж, 394018  
тел.: (473) 240-66-53  
[tsu@phys.vsu.ru](mailto:tsu@phys.vsu.ru)

**Тысченко Ида Евгеньевна**  
ФГБУН Институт физики полупроводников  
им. А.В. Ржанова СО РАН  
пр-т Ак. Лаврентьева, 13,  
г. Новосибирск, 630090  
тел.: (383) 333-25-37  
[tys@isp.nsc.ru](mailto:tys@isp.nsc.ru)

**Услин Дмитрий Андреевич**  
ФГАОУВО «Самарский национальный  
исследовательский университет  
имени ак. С.П. Королева»  
ул. Академика Павлова, 1,  
г. Самара, 443086  
[uslin720@gmail.com](mailto:uslin720@gmail.com)

**Утас Татьяна Валерьевна**  
Института автоматики и процессов  
управления ДВО РАН,  
ул. Радио, 5, г. Владивосток, 690041  
[kasyanova@mail.dvo.ru](mailto:kasyanova@mail.dvo.ru)

**Уткин Дмитрий Евгеньевич**  
ФГБУН Институт физики полупроводников  
им. А.В. Ржанова СО РАН  
пр-т Ак. Лаврентьева, 13,  
г. Новосибирск, 630090  
тел.: (383) 330-90-82  
[utkinde@isp.nsc.ru](mailto:utkinde@isp.nsc.ru)

**Федик Иван Иванович**  
ФГУП «НИИ НПО «ЛУЧ»,  
Железнодорожная ул., 24,  
г. Подольск, Московская обл., 142100  
[npo@sialuch.ru](mailto:npo@sialuch.ru)

**Федина Людмила Ивановна**  
ФГБУН Институт физики полупроводников  
им. А.В. Ржанова СО РАН  
пр-т Ак. Лаврентьева, 13,  
г. Новосибирск, 630090  
тел.: (383) 330-90-82  
[fedina@isp.nsc.ru](mailto:fedina@isp.nsc.ru)

**Федичкин Леонид Евгеньевич**  
ФТИАН им. К.А. Валиева РАН  
Нахимовский проспект д.36 к.1,  
г. Москва, 117218  
[leonid@phystech.edu](mailto:leonid@phystech.edu)

**Федотов Александр Кириллович**  
НИУ "Институт ядерных проблем"  
Белорусского государственного университета  
ул. Бобруйская 11,  
г. Минск, Беларусь, 220030  
[akf1942@gmail.com](mailto:akf1942@gmail.com)

**Федотов Сергей Дмитриевич**  
АО "Эпиэл"  
ул. Академика Валиева, 6,  
г. Зеленоград, г. Москва 124460  
[fedotov@epiel.ru](mailto:fedotov@epiel.ru)

**Феклистов Константин Викторович**  
ФГБУН Институт физики полупроводников  
им. А.В. Ржанова СО РАН  
пр-т Ак. Лаврентьева, 13,  
г. Новосибирск, 630090  
тел.: (383) 333-25-37  
[kos@isp.nsc.ru](mailto:kos@isp.nsc.ru)

**Харитонов Сергей Александрович**  
Новосибирский государственный  
технический университет  
пр. К. Маркса, 20, г. Новосибирск, 630073  
[Kharitonov@corp.nstu.ru](mailto:Kharitonov@corp.nstu.ru)

**Харченко Вячеслав Александрович**  
ВЦ ФИЦ ИУ РАН, Москва  
Вавилова, д.44, кор.2,  
г. Москва, 119333  
[vakh41@mail.ru](mailto:vakh41@mail.ru)

**Хорошева Мария Анатольевна**  
Институт физики твердого тела  
им. Ю.А. Осипьяна РАН (ИФТТ РАН)  
ул. Ак. Осипьяна, д. 2  
г. Черноголовка, 142432  
тел.: (496) 522-19-82  
[khorosheva.m@mail.ru](mailto:khorosheva.m@mail.ru)

**Черкова Светлана Глебовна**  
ФГБУН Институт физики полупроводников  
им. А.В. Ржанова СО РАН  
пр-т Ак. Лаврентьева, 13,  
г. Новосибирск, 630090  
тел.: (383) 333-24-70  
[cherkova@isp.nsc.ru](mailto:cherkova@isp.nsc.ru)

**Чжан Жонань**  
Новосибирский государственный  
университет  
ул. Пирогова, 1,  
г. Новосибирск, 630090  
[sangexiaoshagua@gmail.com](mailto:sangexiaoshagua@gmail.com)

**Чиж Кирилл Всеволодович**  
ФГБУН ФИЦ Институт общей  
физики им. А.М. Прохорова РАН  
ул. Вавилова 38,  
г. Москва, 119991  
[chizh@kapella.gpi.ru](mailto:chizh@kapella.gpi.ru)

**Чуешова Анастасия Геннадьевна**  
Институт геохимии им.  
А.П. Виноградова СО РАН  
ул. Фаворского, 1А,  
г. Иркутск, Иркутская обл., 664033  
[trill6521@yandex.ru](mailto:trill6521@yandex.ru)

**Швец Василий Александрович**  
ФГБУН Институт физики полупроводников  
им. А.В. Ржанова СО РАН  
пр-т Ак. Лаврентьева, 13,  
г. Новосибирск, 630090  
тел.: (383) 330-87-16  
[basil5353@mail.ru](mailto:basil5353@mail.ru)

**Шепов Владимир Николаевич**  
ООО НПФ "Электрон"  
ул. Академгородок, д. 50,  
г. Красноярск 660036  
[shepov@ksc.krasn.ru](mailto:shepov@ksc.krasn.ru)

**Шкляев Александр Андреевич**  
ФГБУН Институт физики полупроводников  
им. А.В. Ржанова СО РАН  
пр-т Ак. Лаврентьева, 13,  
г. Новосибирск, 630090  
тел.: (383) 363-44-26  
[alexsan@mail.ru](mailto:alexsan@mail.ru)

**Щеглов Дмитрий Владимирович**  
ФГБУН Институт физики полупроводников  
им. А.В. Ржанова СО РАН  
пр-т Ак. Лаврентьева, 13,  
г. Новосибирск, 630090  
тел.: (383) 330-90-82  
[sheglov@isp.nsc.ru](mailto:sheglov@isp.nsc.ru)

**Эрвье Юрий Юрьевич**  
Томский государственный университет  
пр. Ленина, 36,  
г. Томск, 634050  
[ervye@mail.tsu.ru](mailto:ervye@mail.tsu.ru)

**Юрьев Владимир Артурович**  
ФГБУН ФИЦ Институт общей физики  
им. А.М. Прохорова РАН,  
ул. Вавилова, д. 38,  
ГСП-1, г. Москва, 119991  
[vyuryev@yandex.ru](mailto:vyuryev@yandex.ru)

**Якимов Андрей Иннокентьевич**

ФГБУН Институт физики полупроводников  
им. А.В. Ржанова СО РАН  
пр-т Ак. Лаврентьева, 13,  
г. Новосибирск, 630090  
тел.: (383) 333-28-32  
[yakimov@isp.nsc.ru](mailto:yakimov@isp.nsc.ru)

**Якимов Евгений Борисович**

Институт проблем технологии  
микроэлектроники и особо чистых  
материалов РАН (ИПТМ)  
ул. Академика Осипьяна, д. 6  
г. Черноголовка, 142432  
[yakimov@iptm.ru](mailto:yakimov@iptm.ru)

**Якушев Максим Витальевич**

ФГБУН Институт физики полупроводников  
им. А.В. Ржанова СО РАН  
пр-т Ак. Лаврентьева, 13,  
г. Новосибирск, 630090  
тел.: (383) 330-55-01  
[yakushev@isp.nsc.ru](mailto:yakushev@isp.nsc.ru)

**Ярыкин Николай Алексеевич**

Институт проблем технологии  
микроэлектроники и особо чистых  
материалов РАН (ИПТМ)  
ул. Академика Осипьяна, д. 6  
г. Черноголовка, 142432  
[NAU@iptm.ru](mailto:NAU@iptm.ru)

**ДЛЯ ЗАМЕТОК**









**КРЕМНИЙ 2022 :**  
**Тезисы докладов XIV Международной конференции и XIII Школы  
молодых ученых и специалистов по актуальным проблемам физики,  
материаловедения, технологии и диагностики кремния, нанометровых  
структур и приборов на его основе,  
Новосибирск, 26-30 сентября 2022 г.**

Издательство «Перо»  
109052, Москва, Нижегородская ул., д. 29-33, стр. 15, ком. 536  
Тел.: (495) 973-72-28, 665-34-36  
Подписано в печать 02.09.2022. Формат 60×90/8.  
Бумага офсетная. Усл. печ. л. 20,5. Тираж 185 экз. Заказ 703.