

**XI Конференция и X Школа молодых ученых
и специалистов по актуальным проблемам физики,
материаловедения, технологии и диагностики кремния,
нанометровых структур и приборов на его основе**

КРЕМНИЙ 2016

12-15 сентября 2016 г., Новосибирск

ТЕЗИСЫ ДОКЛАДОВ

ОРГАНИЗАТОРЫ



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

Веб-сайт: www.isp.nsc.ru



Федеральное государственное учреждение науки Институт неорганической химии им. А.В. Николаева Сибирского отделения Российской академии наук

Веб-сайт: www.niic.nsc.ru

КОНФЕРЕНЦИЯ ПРОВОДИТСЯ ПРИ СОДЕЙСТВИИ



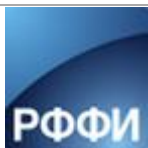
Сибирское отделение РАН

Веб-сайт: www.sbras.ru



Федеральное агентство научных организаций

Веб-сайт: fano.gov.ru



Российский фонд фундаментальных исследований

Веб-сайт: www.rfbr.ru



Национальный исследовательский новосибирский государственный университет

Веб-сайт: www.nsu.ru



Новосибирский государственный технический университет

Веб-сайт: www.nstu.ru

ПРОГРАММНЫЙ КОМИТЕТ

Со-председатели Конференции

Асеев А.Л.

Латышев А.В.

СО РАН, ИФП СО РАН, Новосибирск

ИФП СО РАН, Новосибирск

Зам. председателя

Двуреченский А.В.

ИФП СО РАН, Новосибирск

Ученый секретарь

Тысченко И.Е.

ИФП СО РАН, Новосибирск

Члены программного комитета

Аристов В.В.	ИПТМ РАН, Черноголовка
Брыкин А.В.	ОАО «Росэлектроника»
Волков Н.В.	ИФ СО РАН, Красноярск
Вяткин А.Ф.	ИПТМ РАН, Черноголовка
Гиваргизов Е.И.	ИК РАН, Москва
Грибов Б.Г.	«ФГУП «ГНИИ ОСЧМ», Зеленоград
Гуляев Ю.В.	ИРЭ РАН, Москва
Дашевский М.Я.	НИТУ МИСиС, Москва
Егоров Е.П.	ОАО ПХМЗ, Подольск
Зайцев П.А.	ФГУП «НИИ НПО «ЛУЧ», Подольск
Земсков В.С.	ИМЕТ РАН, Москва
Исюк В.И.	АО «НЗПП с ОКБ», Новосибирск
Казанский А.Г.	МГУ, Москва
Кведер В.В.	ИФТТ РАН, Черноголовка
Красильник З.Ф.	ИФМ РАН, Н.Новгород
Красников Г.Я.	ОАО «НИИМЭ и Микрон», Москва
Критская Т.В.	ЗГИА, Запорожье, Украина
Кудрявцева С.В.	ОАО НИИ «Изотерм», Брянск
Лукичев В.Ф.	ФТИАН, Москва
Неизвестный И.Г.	ИФП СО РАН, Новосибирск
Непомнящих А.И.	ИГХ СО РАН, Иркутск
Никитов С.А.	ИРЭ РАН, Москва
Орликовский А.А.	ФТИАН, Москва
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
Сибельдин Н.Н.	ФИАН, Москва
Соболев Н.А.	ФТИ им. А.Ф. Иоффе, Санкт-Петербург
Сорокин Л.М.	ФТИ им. А.Ф. Иоффе, Санкт-Петербург
Стребков Д.С.	ВИЭСХ, Москва

Адреса и контакты Программного комитета

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики полупроводников
им. А.В.Ржанова СО РАН
проспект академика Лаврентьева, 13
г. Новосибирск, 630090

Тыщенко Ида Евгеньевна – ученый секретарь Программного комитета

Телефон: +7 (383) 3332493

Электронная почта: tys@isp.nsc.ru , silicon2016@isp.nsc.ru

ОРГАНИЗАЦИОННЫЙ КОМИТЕТ

Председатель
Пчеляков О.П.

ИФП СО РАН, Новосибирск

Зам. председателя
Каламейцев А.В.
Косинова М.Л.

ИФП СО РАН, Новосибирск
ИНХ СО РАН, Новосибирск

Ученый секретарь
Тысченко И.Е.

ИФП СО РАН, Новосибирск

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
Гридчин В.А.	НГТУ, Новосибирск
Гриценко В.А.	ИФП СО РАН, Новосибирск
Ежлов В.С.	НИТУ МИСиС, Москва
Жвирблянский В.Ю.	АО ГИРЕДМЕТ, Москва
Ивонин И.В.	ТГУ, Томск
Исламов Д.Р.	ИФП СО РАН, Новосибирск
Кобелева С.П.	НИТУ МИСиС, Москва
Колович А.А.	ТУ ФАНО, Новосибирск
Косолобов С.С.	ИФП СО РАН, Новосибирск
Кучинская П.А.	ИФП СО РАН, Новосибирск
Наумова О.В.	ИФП СО РАН, Новосибирск
Никифоров А.И.	ИФП СО РАН, Новосибирск
Паршин А.С.	СибГАУ, Красноярск
Семенова О.И.	ИФП СО РАН, Новосибирск
Тимофеев В.А.	ИФП СО РАН, Новосибирск
Федик И.И.	ФГУП «НИИ НПО «ЛУЧ», Подольск
Федина Л.И.	ИФП СО РАН, Новосибирск
Федорук М.П.	НГУ, Новосибирск
Филиппов Н.С.	ИФП СО РАН, Новосибирск
Харченко В.А.	ВЦ ФИЦ ИУ РАН, Москва
Хромов В.П.	АО «НПП «Восток», Новосибирск
Якимов А.И.	ИФП СО РАН, Новосибирск
Якимов Е.Б.	ИПТМ РАН, Черноголовка

Адрес Оргкомитета Конференции

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики
полупроводников им. А.В.Ржанова СО РАН
пр. ак. Лаврентьева, 13, 630090, Новосибирск,
Факс: +7(383) 3332771; e-mail: silicon2016@isp.nsc.ru
Тыщенко Ида Евгеньевна – ученый секретарь Организационного комитета,
тел.: +7(383) 3332493;
Тычинская Светлана Анатольевна, тел.: +7(383) 3332488

Содержание

ШКОЛА МОЛОДЫХ УЧЁНЫХ ПО АКТУАЛЬНЫМ ПРОБЛЕМАМ ФИЗИКИ, МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ, ТЕХНОЛОГИИ И ДИАГНОСТИКИ КРЕМНИЯ, НАНОМЕТРОВЫХ СТРУКТУР И ПРИБОРОВ НА ЕГО ОСНОВЕ

<i>В.В. Кведер.</i> Перспективы инженерии дефектов в мультикристаллическом кремнии для солнечной энергетики.	19
<i>З.Ф. Красильник.</i> Гибридные лазеры для оптических межсоединений.	---
<i>Н.А. Соболев.</i> Физические основы инженерии люминесцентных центров в технологии кремниевых светодиодов с дислокационной люминесценцией.	20
<i>А.И. Непомнящих.</i> Кремний – базовый материал солнечной энергетики.	---
<i>Т.В. Критская, Л.Я. Шварцман.</i> Современные технологии получения кремния полупроводниковой чистоты.	21
<i>В.П. Попов, А.В. Глухов.</i> Кремниевые гетероструктуры с диэлектриками для электроники повышенной надежности.	22
<i>Ю.Н. Пархоменко, А.В. Наумов.</i> Когда закончится перепроизводство поликремния.	23
<i>А.Г. Казанский, М.В. Хенкин, R. Drevinskas, M.Beresna, P. Kazansky.</i> Фемтосекундная лазерная модификация пленок аморфного гидрированного кремния для оптоэлектроники и фотовольтаики.	24
<i>В.А. Гриценко.</i> Разработка универсальной памяти – движущая сила современной электроники.	25
<i>Н.Н. Герасименко.</i> Радиационные эффекты в кремниевых наноструктурах.	26
<i>О.Ф. Вывенко.</i> Дислокационные сетки, полученные сращиванием пластин кремния: новое понимание свойств дислокаций.	27
<i>Н.В. Волков, А.С. Тарасов, М.В. Рауцкий, Д.А.Смоляков, А. О. Густайцев, А.В. Лукьяненко, И.А. Бондарев, С.Н. Варнаков, С.Г. Овчинников.</i> Магнитозависимые транспортные явления в гибридных структурах с барьером Шоттки, сформированных на основе Si.	28
<i>А.А. Ежевский, А.В. Сухоруков, Д.В. Гусейнов, А.В.Кудрин, А.П. Деточенко, С.А. Попков, А.А.Конаков, Н.В. Абросимов, Н. Riemann.</i> Спиновые эффекты на легких и тяжелых донорах в кремнии.	29

НАУЧНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ ПО АКТУАЛЬНЫМ ПРОБЛЕМАМ ФИЗИКИ, МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ, ТЕХНОЛОГИИ И ДИАГНОСТИКИ КРЕМНИЯ, НАНОМЕТРОВЫХ СТРУКТУР И ПРИБОРОВ НА ЕГО ОСНОВЕ

Атомные процессы на поверхности, границах раздела и в объеме кремния: дефекты, примесные атомы, тонкие пленки

<i>Л.И. Федина.</i> Универсальность плоскости {113} в Si для формирования топологических дефектов связей при смешанной кластеризации вакансий и междоузельных атомов.	30
---	----

<u>Р.А. Жачук, С.А. Тийс, Ж. Кутиньо.</u> Структурные изменения на поверхностях Si(111) и Ge(111) под действием упругих деформаций.	31
<u>О.В. Феклисова, В.И. Орлов, Е.Б. Якимов.</u> Энергетические уровни дефектов в следах скольжения за дислокациями в кремнии.	32
<u>Л.К. Орлов, В.А. Боженкин, В.И. Вдовин, Н.Л.Ивина, Т.Н. Смылова.</u> Микрористаллические наноструктурированные слои кубической фазы карбида кремния, формируемые на эпитаксиальной поверхности кремния.	33
<u>Э.В. Суворов, И.А. Смирнова.</u> Изгибные интерференционные полосы в брэгговской геометрии - новый высокочувствительный метод исследования дефектов поверхности в кремнии.	34
<u>Ю.Б. Болховитянов, А.К. Гутаковский, А.С. Дерябин, Л.В. Соколов.</u> Необычное перемещение дислокаций краевого типа в гетероструктурах Ge/Ge _x Si _{1-x} /Si(001).	35
<u>К.Б. Тыныштыкбаев, Б.А. Рахыметов.</u> Особенности создания бездефектного карбида кремния на кремнии.	36
<u>А.А. Шкляев.</u> Структуры SiGe на Si, полученные при высоких температурах.	37
<u>С.Н.Филимонов, Ю.Ю.Эрвье.</u> Модель латерального роста и развития формы нитевидных нанокристаллов за счет образования и движения ступеней по боковым граням.	38
<u>В.И. Вдовин, Л.И. Федина, А.К. Гутаковский, А.Е.Калядин, Е.И. Шек, Н.А. Соболев.</u> Структурные дефекты и люминесцентные свойства Si, имплантированного ионами кислорода.	39
<u>С.В.Ситников, С.С. Косолобов, А.В. Латышев.</u> Зарождение двумерного островка на широких террасах Si(111) при высокотемпературном эпитаксиальном росте.	40
<u>Д.А. Безродный, С.Н. Филимонов.</u> Численное моделирование движения ступеней на боковых гранях 3D островков.	41
<u>Н.А. Ярыкин.</u> Никель в кремнии: Диффузия при комнатной температуре и взаимодействие с радиационными дефектами.	42
<u>Ю.Б. Болховитянов, А.К. Гутаковский, А.С. Дерябин, Л.В. Соколов.</u> Экспериментальное наблюдение дислокационных стенок в гетероструктурах с двумя границами раздела: Ge/Ge _{0,5} Si _{0,5} 10 нм/Si(001) как пример.	43
<u>В.И. Орлов, О.В. Феклисова, Н.А. Ярыкин, Е.Б.Якимов.</u> Дислокационные следы скольжения - анализ геометрии и свойств.	44
<u>К.В. Феклистов.</u> Мелкое легирование кремния эрбием методом имплантации атомов отдачи.	45
<u>Б.Г. Вайнер, А.А. Гузев, С.С. Фаст.</u> Диагностика адсорбционных свойств поверхности мелкодисперсных и наноразмерных твердотельных структур с помощью усовершенствованной тепловизионно-измерительной системы.	46
<u>С.П. Кобелева, И.М. Анфимов, Г.С. Таласбек, У.К.Абильдаева.</u> Управление дефектной структурой кремния радиационными методами.	47
<u>А.О.Белорус, Ю.М.Спивак, Е.В.Мараева, В.А.Мошников.</u> Диагностика наночастиц функционализированного пористого кремния методами тепловой десорбции и капиллярной конденсации.	48

Д.И. Роголо, Л.И. Федина, А.В. Латышев. Влияние прозрачности ступеней на двумерное зарождение и рост Si на поверхности Si(111)-(7x7). 49

Моделирование процессов роста кремния и структур на его основе, включая разработку алгоритмов и программного обеспечения

М.Н. Магомедов. Уравнение состояния различных полиморфных модификаций кремния. 50

К.А. Лозовой, А.П. Коханенко, А.В. Войцеховский. Моделирование процессов роста квантовых точек пирамидальной и клиновидной формы в системе Ge_xSi_{1-x}/Si с учетом различных энергетических факторов. 51

К.К. Сабельфельд. Стохастическое моделирование роста нановискеров. 52

С.А. Рудин, А.В. Ненашев, В.А. Зиновьев, А.Ю. Поляков, Ж.В. Смагина, А.В.Двуреченский. Моделирование зарождения и роста упорядоченных групп квантовых точек на структурированной поверхности. 53

Тонкие пленки в кремниевой микроэлектронике: эпитаксиальные слои, кремний-на-изоляторе, напряженные структуры и low и high-k диэлектрик

Д.Р. Исламов, А.Г. Черникова, М.Г. Козодаев, А.М. Маркеев, Т.В. Перевалов, В.А. Гриценко, О.М. Орлов, Г.Я. Красников. Механизм транспорта токов утечки в тонких аморфных и сегнетоэлектрических плёнках $Hf_{0.5}Zr_{0.5}O_2$. 54

П.С. Вергелес, Е.Б. Якимов. Проводимость тонких пленок окиси кремния, индуцированная электронным пучком. 55

Э.П. Домашевская, В.А. Терехов, С.Ю. Турицев, А.С. Прижимов, К.А. Барков, С.А. Ивков, Д.С. Усольцева, А.Н. Харин, А.И. Донцов, А.А. Синельников, С.В. Беленко, Ю.Л. Фоменко. Исследования фазового состава и электрических свойств пленок SIPOS. 56

А.К. Герасимова, В.Ш. Алиев, В.А. Воронковский, В.Н. Кручинин, В.А.Гриценко. Влияние атомной структуры и состава плёнок $HfO_x(x<2)$ на параметры резистивной памяти на их основе. 57

В.Р. Шаяпов, Н.С. Козлова, А.П. Козлова. Исследование поверхности кремния и тонких пленок SiO_2 на кремнии методом многоугловой спектrophотометрии отражения поляризованного света. 58

С.М. Отажонов, Н.Э. Алимов, Р. Ахмаджонов, Ш.Ш. Абдуллаев, П.И. Мовлонов, О. Туланов, Ш. Якубова. Элементы памяти на основе гетероструктур $CdTe-SiO_2-Si$, активированных серебром и медью. 59

А.О. Султанов, Г.К. Сафаралиев, Н.И. Каргин, А.С. Гусев, Н.В. Сигловая, Р.В. Рыжук, С.М. Рындя. Исследование процесса карбидизации пористого кремния. 60

И.Е. Тысченко. Структуры кремний-на-изоляторе с ионно-модифицированным встроенным диэлектриком: метод создания и свойства. 61

А.В. Новиков, Д.В. Юрасов, М.Н. Дроздов, А.В. Антонов, В.Б. Шмагин, Н.А. Байдакова, К.Е. Спирин. Технология селективного легирования донорными примесями Ge эпитаксиальных структур. 62

А.В. Колесников, Е.М. Труханов, И.Д. Лошкарев, А.П. Василенко. Анализ дислокационной структуры в гетеросистеме $CdHgTe/CdTe/Si$ (013). 63

Е.В. Спесивцев, С.В. Рыхлицкий, В.А. Швец. Эллипсометрическая диагностика кремния и тонкопленочных структур на его основе. 64

<u>Э.Г. Зайцева, О.В. Наумова, Б.И. Фомин.</u> Определение компонентов подвижности носителей заряда в полностью обедняемых пленках кремния.	65
<u>А.В. Гридчин, А.С. Черкаев, В.А. Гридчин.</u> Предварительно напряженный кремний и новые возможности построения тензорезистивных сенсоров.	66
<u>Р.В. Пушкарев, Н.И. Файнер, В.А. Шестаков, Е.А. Максимовский.</u> Зависимость химического и фазового состава пленок, осажденных из ферроцена, от материала подложки и состава газовой фазы.	67
Физика кремниевых квантово-размерных структур для нано- и оптоэлектроники, фотоники, спинтроники и логических элементов для квантовых вычислений	
<u>В.А. Зиновьев, А.Ф. Зиновьева, А.В. Двуреченский, Ж.В. Смагина, П.А. Кучинская, В.А. Армбристер, В.Д. Живулько, А.В. Мудрый.</u> Фотолюминесцентные свойства многослойных эпитаксиальных структур с упорядоченными группами квантовых точек Ge в Si.	68
<u>Х.М. Илиев, Г.Х. Мавлонов, О.Э. Сатаров, У.Х.Курбонова, К.С. Аюпов.</u> Магнитные свойства кремния легированного марганцем.	69
<u>А.Н.Терещенко, А.Н.Михайлов, А.И. Белов, Д.С. Королев, Д.И. Тетельбаум, Э.А. Штейнман.</u> Влияние примеси бора на излучательные свойства дислокационных структур в кремнии, сформированных путем имплантации ионов Si^+ .	70
<u>Н.А. Байдакова, А.Н. Яблонский, А.В. Новиков, Д.М.Лобанов, М.В. Шалеев.</u> Пространственно прямая излучательная рекомбинация носителей заряда в структурах с Ge(Si) самоформирующимися островками.	71
<u>А.В. Герт, М.О.Нестоклон, И.Н. Ясиевич.</u> Электронная структура силицена в перпендикулярном магнитном поле.	72
<u>А.О. Замчий, С.Я. Хмель, Е.А. Баранов, Е.А. Максимовский, Д.В. Гуляев, К.С. Журавлев.</u> Синтез нанопроволок окиси кремния струйным плазмохимическим методом при использовании различных газов-разбавителей.	73
Нанотехнологии кремниевой электроники, включая, ионную имплантацию, литографию, технологии создания квантовых структур, диагностику	
<u>В.В. Воробьев, Ю.Н. Осин, В.И. Нуждин, В.Ф. Валеев, А.Л. Степанов.</u> Периодическое микроструктурирование на слоях пористого кремния с наночастицами серебра, сформированных методом ионной имплантации.	74
<u>А.И. Титов, П.А. Карасев, Н.А. Соболев, К.В.Карабешкин, М.А. Шевцов.</u> Особенности формирования светоизлучающих дефектных структур в кремнии при бомбардировке молекулярными и атомарными ионами.	75
<u>Х.Б. Ашуров, И.Х.Ашуров, С.Е.Максимов, Б.Л.Оксенгендлер.</u> Некоторые применения фрактальных идей в проблемах нанокремния.	76
<u>Л.Л. Дзюбина, А.Г. Черков, В.А. Володин, И.Е. Тыщенко.</u> Напряжения в нанокристаллах InSb, сформированных методом ионно-лучевого синтеза в термически выращенных на кремнии плёнках SiO_2 .	77
<u>Ж.В. Смагина, А.В. Зиновьев, С.А. Рудин, П.Л. Новиков, А. Атовуллаев, П.А. Кучинская, В.А. Селезнёв, А.К. Гутаковский, В.Д. Живулько, А.В. Мудрый, А.В. Двуреченский.</u> Зарождение nanoостровков Ge на структурированных подложках Si с использованием ионного облучения.	78

**Материаловедение кристаллического кремния: получение и очистка
металлургического кремния, процессы роста из расплавов, химического осаждения из
газовой фазы, аппаратура для роста**

- М.Л. Косинова.* Новые элементоорганические прекурсоры и процессы химического осаждения из газовой фазы пленок нитридов и карбонитридов кремния. 79
- Х.Б. Ашууров, Т.К. Турдиалиев, Р.Х. Ашууров, Ш.Ч. Искандаров, И.Ж. Абдусаидов.* Особенности синтеза моносилана алкоксисилановым способом. 80
- Р.В. Пресняков, С.М. Пещерова, Л.А. Павлова.* Статистический анализ распределения примесей в мультикристаллическом кремнии на основе металлургического кремния высокой чистоты. 81
- М.Ш. Курбанов, Б.М. Абдурахманов, Х.Б. Ашууров, Е.Г. Федоров.* Получение технического кремния из жильного кварца вновь открытых месторождений Республики Узбекистан. 82
- А.В. Шаверина, А.И. Сапрыкин.* Комплекс ИСП-АЭС методик анализа кремния. 83
- В.С. Бердников, А.М. Григорьева, М.С. Клещенок.* Зависимость полей температуры в кристаллах от теплопроводности штоков в методе Чохральского при теплоотдаче в режимах свободной конвекции. 84
- Ш.И. Аскарлов, Б.З. Шарипов, Ш.К. Салиева, Д.М. Шукурова.* Влияние высокотемпературной стабилизации состояния неконтролируемых быстродиффузируемых примесей в кремнии на кинетику генерации термодоноров при 450° С. 85
- В.С. Бердников, В.А. Винокуров, В.В. Винокуров, В.А. Марков.* Влияние масштабного фактора на общие закономерности свободной и смешанной конвекции расплавов в вариантах метода Чохральского. 86
- М.Ш. Курбанов, Б.М. Абдурахманов, Х.Б. Ашууров, Е.П.Ким.* Возврат мелкодисперсных отходов производства технического кремния и ферросилиция в технологический процесс. 87
- Ю.В. Попченя, А.Л. Худолей.* Применение метода магнитореологического полирования для обработки кремниевых подложек и пленок микроэлектроники. 88
- С.М. Нехамин, В.П. Ерёмин, А.Г. Лунин.* Опыт использования традиционных и перспективы создания инновационных производств, использующих карботермические восстановительные процессы, применительно к получению металлургически чистого кремния. 89
- Д.В. Смовж, И.А. Костоград, М.А. Серебрякова, С.З. Сахапов.* Электродуговой синтез наночастиц карбида кремния на графеновых плоскостях. 90
- Т.В. Критская, В.Н. Журавлёв.* Гипотеза протекания процесса выращивания монокристаллов с аналитически прогнозируемыми электрофизическими параметрами. 91
- Получение кремния солнечного качества и проблемы солнечной энергетики**
- М.Ф. Тамендаров, К.Х. Нусупов, М.А. Омаров, И.С. Невмержицкий.* Получение кремния «солнечного» качества из казахстанских кварцевых песков методом алюминотермии. 92
- Е.Б. Якимов, В.И. Орлов.* Наблюдение дефектов солнечных элементов методами ЭЛ и LBIC. 93
- К.Х. Нусупов, Н.Б. Бейсенханов, И.К. Бейсембетов, Б.К. Кенжалиев, Б.Ж. Сейтов, Е. Дулатулы, Д.И. Бакранова.* Синтез поликристаллических пленок нитрида титана Ti_xN_y методом магнетронного распыления. 94

<u>В.Г. Щукин, В.О. Константинов, Р.Г. Шарафутдинов.</u> Газоструйная плазмохимическая технология получения кремния солнечного качества.	95
<u>О.И. Семенова, Е.С. Юданова.</u> Тонкопленочные солнечные элементы. Новые тенденции.	96
Кремниевая электронная компонентная база для наноэлектроники, оптоэлектроники, силовой электроники, светоизлучающих структур, фотоприемников, микромеханики и сенсорики	
<u>Albert Chin, Cheng Wei Shih, Kai-Zhi Kan.</u> Present and future ultra-low power & energy-efficient electronic devices.	97
<u>О.М. Орлов, Р.А. Измайлов, Д.Д. Воронов, Е.С.Горнев, Г.Я. Красников.</u> Разработка энергонезависимой памяти FRAM на основе использования многокомпонентного оксида $Hf_{0,5}Zr_{0,5}O_2$.	98
<u>О.В. Наумова, Б.И.Фомин, Е. Дмитриенко, И.А. Пышная, Д.В. Пышный.</u> Полевые тонкопленочные транзисторы для биосенсорной электроники (РНК- детекторов).	99
<u>А.А. Краснов, С.А. Леготин, В.Н. Мурашев, Д.С. Ельников, К.А. Кузьмина, Ю.К. Омельченко, Н.А. Федулова, Б.И. Рогозов.</u> Разработка бетавольтаического элемента на основе кремния и исследование его характеристик.	100
<u>Т.А. Писаренко, В.В. Балашев, В.В. Викулов, А.А. Димитриев, К.В. Игнатович, В.В. Коробцов.</u> Тонкопленочный позиционно-чувствительный фотодетектор на основе $Fe_3O_4/SiO_2/Si$ структуры.	101
<u>А.Н. Акимов, А.Э. Климов, И.Г. Неизвестный, Н.С. Пащин, С.П. Супрун, В.Н. Шерстякова, В.Н. Шумский.</u> Пленки $PbSnTe:In$ на кремниевых подложках и структуры на их основе: получение, свойства и перспективы.	102
<u>В.А. Нагнойный, А.Ю.Красюков, Г.В. Баранов, А.С. Ключников.</u> Влияние размерного фактора на проявление короткоканальных эффектов в Tri-gate транзисторе.	103
<u>М.С. Тарков.</u> Нейроморфные кремниевые сети с мемристорными синапсами.	104
<u>П.С. Захаров.</u> Эффект обратимого переключения электрической проводимости в тонких плёнках нестехиометрического оксида кремния.	105
<u>Т.М. Махвиладзе, М.Е. Сарычев.</u> Механизмы электромиграционной неустойчивости проводящих элементов кремниевой электроники.	106
<u>М.А. Ильницкий, В.П. Попов, А.В. Леонов, В.Н. Мордкович.</u> Вклад квантовой ёмкости в эффект Лима-Фоссума в двухзатворных КНИ транзисторах с толщиной канала от 4 до 200 нм.	107
<u>Н.С. Филиппов, С.И. Романов.</u> Микрофлюидные устройства на основе кремниевых микроканальных мембран.	108
<u>А.А. Гисматуллин, Г.Н. Камаев, А.Х. Антоненко.</u> Электрофизические свойства наноструктур Si/SiO_2 , синтезированных при низких температурах.	109
<u>Д.Р. Исламов, В.А. Грищенко, Т.В. Перевалов, О.М. Орлов, Г.Я. Красников.</u> Механизм транспорта электрически-индуцированных токов утечки и природа электронных ловушек в термическом оксиде кремния.	110

Стендовая сессия – 1

Атомные процессы на поверхности, границах раздела и в объеме кремния: дефекты, примесные атомы, тонкие пленки

- Г.В. Арзумян, А.Б. Колтачев. Энергетические состояния в запрещенной зоне кристаллического кремния, обусловленные атомами замещения Титана и Бора, Титана и Фосфора. 111
- Ш.И. Аскаргов, Б.З. Шарипов, Ш.К. Салиева, Д.М. Шукурова. Влияние наноразмерных примесных скоплений на чувствительность кремневых фоторезисторов. 112
- А.С. Дерябин, А.К. Гутаковский, Л.В. Соколов. Влияние атомарного водорода на релаксацию структур $Ge_xSi_{1-x}/Si(100)$. 113
- Р.А. Жачук, Ж. Кутиньо. Механизмы диффузии Si и Ge на поверхностях (111) кремния и германия, покрытых сурфактантами. 114
- А.И. Гюрин, Т.С. Пирожкова, И.А. Шуварин. Исследование размерных эффектов в трибологических и прочностных физико-механических свойствах кремния и германия методами микро- и нанoidентирования. 115
- Н.Е. Рыбин, Д.И. Розило, А.В. Латышев. Неравновесная концентрация адатомов на экстра-широкой атомно-гладкой террасе поверхности Si(111). 116
- И.А. Смирнова, Э.В. Суворов. Применение метода траекторий в теории Лауэ дифракции рентгеновских лучей для построения изображения дислокаций в кристаллах кремния. 117
- М.А. Путьато, Д.С. Абрамкин, М.О. Петрушков, А.Б. Талочкин, Б.Р. Семягин, В.В. Преображенский, Т.С. Шамирзаев. Формирование, структура и люминесценция гибридных подложек GaP/Si. 118
- Д.В. Юрасов, М.Н. Дроздов, А.В. Новиков, М.В. Шалеев. Исследование сегрегации примесей при эпитаксиальном росте кремния на высокоиндексных подложках. 119
- А.С. Леньшин, П.В. Середин, В.М. Кашкаров, Д.А. Минаков, И.Е. Кавецкая. Особенности формирования и свойства пористого кремния с осажденным афобазолом. 120
- Р.А. Жачук, С.А. Тийс, Ж. Кутиньо. Диффузия атомов Sr по поверхности Si(111)-7X7: данные СТМ и моделирование Диффузия атомов Sr по поверхности Si(111)-7X7: данные СТМ и моделирование. 121
- Р.А. Жачук, С.А. Тийс, Ж. Кутиньо. Статические и динамические изгибы элементов реконструкции тройных ступеней на поверхности Si(111). 122
- Р.А. Жачук, Ж. Кутиньо. Природа контраста в слоях Ge/Si(111) в сканирующей туннельной микроскопии в присутствии сурфактантов Bi и Sb. 123
- Т.М. Махвиладзе, М.Е. Сарычев. Области неустойчивости формы границ соединения проводящих тонкопленочных материалов в условиях токовой нагрузки. 124

Моделирование процессов роста кремния и структур на его основе, включая разработку алгоритмов и программного обеспечения

- М.Н. Магомедов. О невозможности полиморфного фазового перехода (diamond $\rightarrow\beta$ -Sn) в нанокристалле кремния со свободной поверхностью. 125
- Н.А. Вerezуб, А.И. Простомолотов. Воздействие низкочастотных колебаний мощности нагревателя на теплоперенос при выращивании монокристаллов кремния по Чохральскому. 126

- С.В. Усенков, И.Г. Неизвестный, Н.Л. Шварц. Монте-Карло моделирование процесса формирования нанокластеров кремния при отжиге тонких слоев $\text{SiO}_2/\text{Si}/\text{SiO}_2$. 127
- Тонкие пленки в кремниевой микроэлектронике: эпитаксиальные слои, кремний-на-изоляторе, напряженные структуры и low и high-k диэлектрик**
- А.М. Гурьянов В.М. Лебедев. Неоднородность состава наноразмерных диэлектрических пленок оксидов редкоземельных элементов в кремниевых МДП-структурах. 128
- С.А. Денисов, В.Ю. Чалков, В.Г. Шенгуров, Д.О. Филатов, А.А. Ежевский, А.П. Деточенко, Д.А. Павлов, В.Н. Трушин, А.В.Зайцев, А.В.Нежданов. Эпитаксиальный рост слоев Ge на Si(100) с использованием метода «горячей проволоки». 129
- А.П. Деточенко, С.А. Денисов, М.Н. Дроздов, В.А. Гавва, А.Д. Буланов, А.В. Нежданов, А.А. Ежевский, М.В. Степихова, В.Ю. Чалков, В.Н. Трушин, Д.В. Шенгуров, В.Г. Шенгуров, N.V. Abrosimov, H. Riemanp. Получение и исследование тонких пленок моноизотопных кремния и твердого раствора $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$. 130
- А.Ю. Игуменов, А.С. Паршин, Ю.Л. Михлин, О.П. Пчеляков, А.Е. Долбак. Спектроскопия потерь энергии отраженных электронов в многослойной структуре Si/Fe/Si(100). 131
- М.А. Ильницкий, В.П. Попов, Э.Д. Жанаев, А.В. Мьяконьких, К.В. Руденко, А.В. Глухов. Чувствительность биосенсоров на нанопроволочных КНИ транзисторах с защитным слоем Al_2O_3 , нанесенным методом плазменно-стимулированного атомно-слоевого осаждения. 132
- В.Н. Кручинин, В.В. Атучин, В.А. Кочубей, Т.А. Гаврилова, Л.Д. Покровский. Оптические свойства и структура тонких пленок вольфрама, полученных на кремнии с помощью магнетронного распыления. 133
- В.Н. Кручинин, В.Ш. Алиев, В.А. Гриценко, С.В. Рыхлицкий, И.П. Просвирин. Морфология, атомная структура и оптические свойства тонких пленок нестехиометрического HfO_x , нанесенных на кремний. 134
- Т.В. Перевалов, Д.Р. Исламов. Поливакансия кислорода как проводящий филамент в TiO_2 : первопринципное моделирование. 135
- М.О. Петрушков, М.А. Путьято, А.К. Гутаковский, В.В. Преображенский, Е.А. Емельянов, Б.Р. Семягин, А.В. Васев, И.Д. Лошкорев. Влияние слоев LT-GaAs на кристаллические свойства эпитаксиальных пленок GaAs, выращенных методом МЛЭ на подложках Si(001). 136
- П.В. Середин, А.С. Леньшин, А.М. Мизеров. Гетероструктуры GaN/por-Si/Si полученные методом молекулярно-пучковой эпитаксии. 137
- В.А. Тимофеев, А.И.Никифоров, А.Р.Туктамышев, В.И. Машанов, А.К. Гутаковский, Н.А. Байдакова, Д.С. Абрамкин. Морфология, структура и оптические свойства псевдоморфных пленок GeSiSn. 138
- К.К. Сабельфельд. Стохастический проекционный метод решения обратной задачи по восстановлению структуры эпитаксиальных слоев на основе рентгеновской дифракции. 139
- Т.В. Перевалов, В.А. Гриценко, Д.Р. Исламов. Электронная структура вакансий кислорода в сегнетоэлектрической фазе. 140
- И.Е. Тыщенко, Э.Д. Жанаев, В.П. Попов. Увеличение энергии связи поверхностей кремния и сапфира при повышенных температурах прямого соединения. 141
- И.Е. Тыщенко, А.Г. Черков, В.А. Володин. Диффузионно-контролируемый ростнанокристаллов Ge в пленках SiO_2 в процессе отжига при высоком давлении. 142

<u>О.И. Семенова, М.Л. Косинова.</u> Диэлектрические пленки системы Si-C-N-H для элементов кремниевой фотоники.	143
<u>М.С. Лебедев, П.И. Скрыбин.</u> Новые высокотемпературные процессы атомно-слоевого осаждения пленок диоксида гафния.	144
<u>Д.Р. Исламов, А.А. Чернов, А.А. Пильник, Т.В. Перевалов, В.А. Гриценко.</u> Трёхмерная нелинейная полностью связанная динамическая модель переключения мемристора.	145
<u>Р.В. Пушкарев, Н.И. Файнер, В.А. Шестаков.</u> Термодинамическое моделирование новых материалов для спинтроники.	146
<u>Р.И. Баталов, Р.М. Баязитов, И.А. Файзрахманов, Н.В. Курбатова, Н.М. Лядов, Г.Д. Ивлев.</u> Наносекундная лазерная обработка сильно легированных слоев n-Ge:Sb, осажденных на полупроводниковые и изолирующие подложки.	147
<u>В.В. Воробьев, Ю.Н. Осин, Р.И. Баталов, В.И. Нуждин, В.Ф. Валеев, Р.М. Баязитов, Н.М. Лядов, К.Н. Галкин, Г.Д. Ивлев, А.Л. Степанов.</u> Формирование сплава GeSi с наночастицами Ag путем ионной имплантации и лазерного отжига.	148
Физика кремниевых квантово-размерных структур для нано- и оптоэлектроники, фотоники, спинтроники и логических элементов для квантовых вычислений	
<u>С.А. Валиев, М.К. Бахадырханов, Н.Ф. Зикриллае, С.А. Тачилин, С.В. Ковешников.</u> Эффективные солнечные элементы на основе объемно наноструктурированного кремния с кластерами примесных атомов никеля.	149
<u>М.К. Бахадырханов, А.Ш. Мавлянов, У.Х. Содиков, М.К. Хаккулов, Турэди Умайэр.</u> Расширение спектральной области чувствительности кремниевых фотоэлементов с помощью формирования новых элементарных ячеек на основе элементов VI и переходных групп.	150
<u>М.К. Бахадырханов, С.Б. Исамов, М.К. Азизов, Х.У. Камалов, Ж. Боликулов, А.А. Хонбобоев.</u> Перестройка энергетических уровней атомов марганца при формировании нанокластеров в кремнии.	151
<u>А.В. Королева, А.А. Ежевский, А.В. Сухоруков, Д.В. Гусейнов, А.В. Кудрин, А.П. Деточенко, А.А. Конаков, В.А. Бурдов, Н.В. Абросимов, Н. Riemann.</u> Спиновый транспорт с участием мелких доноров в кремнии.	152
<u>Н.Ю. Кирсанов, Н.В. Латухина, М.В. Степихова.</u> Свойства люминесцентных структур на базе пористого кремния допированного ионами эрбия.	153
<u>А.С. Леньшин, П.В. Середин, В.М. Кашкаров, Д.А. Минаков, И.Е. Кавецкая.</u> Исследование оптических характеристик системы пористый кремний/Родамин Б.	154
<u>И.Е. Тыщенко, К.К. Павлова, Г.К. Кривякин, В.А. Володин.</u> Оптические свойства пленок SiO _x N _y на кремнии, имплантированных ионами Ge ⁺ и отожженных при высоком давлении.	155
<u>Г.К. Кривякин, В.А. Володин, Г.Н. Камаев, С.А. Кочубей, А.А. Шкляев, J. Stuchlik, А.В. Двуреченский.</u> Нанокристаллы кремния и германия в плёнках аморфного гидрогенизированного кремния: формирование и оптические свойства.	156
<u>М.В. Степихова, С.М. Сергеев, Е.Е. Морозова, М.В. Шалеев, А.В. Новиков, В.А. Вербус, З.Ф. Красильник.</u> Люминесцентные свойства резонаторов мод шепчущей галереи, сформированных на базе структур с самоформирующимися nanoостровками Ge(Si).	157
<u>А.Н. Терещенко, Э.А. Штейнман, О.В. Коплак, Р.Б. Моргунов.</u> Излучательные и магнитные свойства деформационных дефектов в изотопно-обогащенном ²⁹ Si.	158

А.А. Миннеханов, Е.А. Константинова, А.В. Павликов, П.К. Кашкаров. Парамагнитные свойства наночастиц кремния, полученных методом лазерно-индуцированного пиролиза. 159

Стендовая сессия - 2

Нанотехнологии кремниевой электроники, включая, ионную имплантацию, литографию, технологии создания квантовых структур, диагностику

Л.С. Басалаева, Ю.В. Настаушев, Ф.Н. Дульцев, А.В. Латышев. Формирование и исследование массивов кремниевых нанопилларов с встроенным вертикальным р-п переходом. 160

С.Б. Донаев, Х.Х. Болтаев, Ш. Бегмаматов, Д.А. Таимухамедова, Б.Е. Умирзаков. Получение упорядоченных наноразмерных структур Si на поверхности CaF₂. 161

Е.А. Гостева, В.В. Старков, Ю.Н. Пархоменко. Влияние локального фотонного отжига на удельное сопротивление солнечного кремния. 162

А.О. Замчий, С.Я. Хмель, Е.А. Баранов, М.А. Буйко. Твердофазная кристаллизация пленок аморфного гидrogenизированного субоксида кремния, синтезированных струйным плазмохимическим методом. 163

Т.В. Котерева, В.А. Гавва, А.В. Нежданов. Характеризация наноразмерных порошков кремния, полученных термическим разложением силана. 164

В.Б. Шуман, А.А. Лаврентьев, Ю.А. Астров, А.Н. Лодыгин, Л.М. Порцель. Диффузия междуузельного магния в кремнии из ионно-легированного слоя. 165

Д.Н. Нестеров, В.А. Терехов, С.Ю. Турищев, К.Г. Колтыгина, Е.В. Паринаова, Д.А. Коюда, Н.А. Румянцева, А. Schleusner, V. Sivakov, Э.П. Домашевская. Особенности электронной структуры и состава массивов нитевидного кремния, сформированного методом металл-ассистированного жидкофазного травления. 166

Н.А. Байдакова, З.Ф. Красильник, К.Е. Кудрявцев, В.Ф. Лукичев, Е.Е. Морозова, А.В. Новиков, Н.А. Орликовский, С.М. Сергеев, Е.В. Скороходов, М.В. Степихова, А.А. Татаринцев. Формирование и диагностика элементов кремниевой фотоники. 167

А.А. Лямкина, Л.С. Басалаева, С.П. Мощенко. Плазмонные волноводы на основе V-образных каналов и наноструктур в кремнии. 168

В.А. Терехов, Е.В. Паринаова, Д.Е. Спирин, С.Я. Хмель, Е.А. Баранов, А.О. Замчий, Б.В. Сеньковский, С.Ю. Турищев. Электронное строение и фазовый состав аморфных плёнок a-SiO_x:H, синтезированных методом газоструйного химического осаждения с активацией электронно-пучковой плазмой. 169

Н.В. Шикина, С.В. Лазарева, Л.Е. Татарова, А.С. Левина, М.Н. Репкова, В.Ф. Зарытова, З.Р. Исмагилов. Синтез высокочистых нанозолей кремния для различных применений. 170

Ё.С. Эргашов, А.Э. Нарбаев, А.А. Абдувойитов, Д.А. Таимухамедова, Б.Е. Умирзаков. Легирование пленок Si со стороны подложки. 171

Кремниевая электронная компонентная база для наноэлектроники, оптоэлектроники, силовой электроники, светоизлучающих структур, фотоприемников, микромеханики и сенсорики

Е.К. Багочюс, А.В. Глухов, А.М. Мясников. Моделирование и формирование прецизионного кремниевого рпн-транзистора в составе комплементарной пары. 172

<u>А.П. Коханенко, К.А. Лозовой, А.В. Войцеховский.</u> Расчет шумовых и сигнальных характеристик фотодетекторов с квантовыми точками германия на кремнии.	173
<u>В.Н. Кручинин, А.Н. Сняков, Д.В. Пышный, Е.В. Спесивцев, С.В. Рыхлицкий.</u> Эллипсометрический мониторинг в label-free кремниевых микрочиповых биотехнологиях.	174
<u>О.М. Орлов.</u> Физические и конструктивно-технологические особенности перспективных транзисторных структур в кремниевой микроэлектронике.	175
<u>О.М. Орлов.</u> Разработка энергонезависимой памяти FRAM на основе использования процессов ALD.	176
<u>П.Г. Литовченко, Ю.В. Павловский.</u> Определение степени однородности и микротвердости нитевидных кристаллов $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$.	177
<u>А.А. Пицагин, В.Ю. Серохвостов, А.В. Войцеховский, А.П. Коханенко, А.И. Никифоров, В.А. Тимофеев.</u> Температурные спектры проводимости гетероструктур Ge/Si с квантовыми точками Ge.	178
<u>А.Г. Плеханов, Н.И. Файнер, Ю.М. Румянцев, М.И. Рахманова.</u> Фотолюминесцентные свойства прозрачных пленок $\text{SiC}_x\text{N}_y\text{O}_z$, полученных из смесей тетраметилдисилазана с азотом и кислородом.	179
<u>А.Г. Плеханов, Н.И. Файнер, Ю.М. Румянцев, И.В. Юшина.</u> Прозрачные в УФ, видимой и ИК областях спектра тонкие пленки оксикарбонитрида кремния, полученные плазмохимическим осаждением из смеси метилтрис (диэтиламино) силана, кислорода и азота.	180
<u>К.В. Феклистов, Д.С. Абрамкин.</u> Фото- и электролюминесценция эрбия в Ta_2O_5 .	181
<u>К.Б. Фрицлер, И.Б. Чистохин, Б.И. Фомин, О.П. Пчеляков, В.В. Калинин, П.Л. Смирнов, В.М. Елисеев.</u> PIN фотодиоды на основе высокоомного БЗП кремния.	182
<u>К.А. Мальсагова, Ю.Д. Иванов, Т.О. Плевакова, А.Ф. Козлов, И.Д. Шумов, В.П. Попов, М.А. Ильницкий, О.В. Наумова, Б.И. Фомин, Д.А. Насимов, А.Л. Асеев, А.И. Арчаков.</u> Регистрация белковых маркеров с помощью нанопроволочного биосенсора.	183
<u>К.К. Сабельфельд.</u> Вероятностные численные методы для визуализации дислокаций в методах катодолуминесценции и EBCS, тока, индуцированного электронным лучом.	184
<u>Х.Б. Ашуров, Б.М. Абдурахманов, Б.Л. Оксенгендлер, М.М. Адилев.</u> Гранулированный кремний: перколяционная проводимость путем резонансного туннелирования.	185
<u>А.С. Рысбаев, Ж.Б. Хужаниязов, И.Р. Бекпулатов, Н.Ш. Шоабдурахмонова.</u> Влияние низкоэнергетической имплантации ионов Ва и щелочных элементов на электропроводность поверхности Si.	186
<u>А.С. Рысбаев, Ж.Б. Хужаниязов, И.Р. Бекпулатов, З.Р. Сайдахмедова.</u> Изменение электронной структуры приповерхностной области Si (111) в процессе имплантации низкоэнергетических ионов Ва, Р и В.	187
<u>В.Г. Еременко, Д. Ейди, Ж. Рабье.</u> Эволюция дислокационной структуры и переход пластичность-хрупкость в кремнии.	188
<u>Б.А. Ракыметов, Ю.А. Рябикин, В.Б. Глазман.</u> Зависимость интенсивности спектра ЭПР углеродный пленки, нанесенный на кремний, от времени.	189
<u>С.Ж. Ниматов, Д.С. Руми.</u> Исследование дозовой зависимости степени аморфизации поверхности Si(111) при низкоэнергетической бомбардировке ионами Na^+ .	190

<i>Л.В. Яковкина, Т.П. Смирнова, В.Р. Шаяпов, И.В. Корольков, С.В. Мутилин, В.Я. Принц.</i> Оптимизация условий роста пленок VO ₂ из газовой фазы на кремниевых подложках.	191
<i>Т.П. Смирнова, Л.В. Яковкина.</i> Химическое строение и микроструктура пленок HfO ₂ , легированных редкоземельными элементами.	192
<i>М.Ш. Курбанов, С.З. Мирзаев, О.В. Трунилина.</i> Повышение рентабельности производства технического кремния и ферросилиция.	193
<i>В.А. Вербус, А.В. Новиков, М.В. Шалеев, Д.В. Юрасов, О. Аонита, Y. Kurokawa, N. Usami.</i> Использование Ge(Si) самоформирующихся наностроек для управления светом в солнечных элементах на основе кремния.	194
<i>О.И. Мешков, А.С. Яценко.</i> Качественный метод анализа чистых веществ.	195
<i>А.Р. Велиханов.</i> Пластичность монокристаллов кремния в условиях совместного влияния температуры и электрического тока.	196
<i>А.И. Сапрыкин, В.Н. Яковлев, Г.А. Поздняков.</i> Получение нанодисперсных порошков соединений кремния адиабатическим сжатием газовых смесей.	197
Материаловедение кристаллического кремния: получение и очистка металлургического кремния, процессы роста из расплавов, химического осаждения из газовой фазы, аппарата для роста	
<i>П.В. Кошляков, Е.Н. Чесноков, П.С. Дементьев.</i> Новые химические соединения, перспективные для лазерного разделения изотопов кремния.	198
<i>К.Е. Аношин, А.В. Наумов, А.А. Гасанов, О.М. Алимов.</i> Оптимизация конструкции теплового экрана в установке «РЕДМЕТ-30» для выращивания низкодислокационных монокристаллов германия диаметром свыше 100 мм.	199
<i>А.В. Кацюба, С.А. Рудин.</i> Расчет изменения температуры гетероструктур в процессе молекулярно-лучевой эпитаксии.	200
<i>М.В. Ласица, В.В. Воронин, И.А. Кузнецов, С.Ю. Семенухин, В.В. Федоров, Я.А. Бердников.</i> Прецизионная структурная интроскопия совершенных кристаллов.	201
<i>Д.Е. Миловзоров.</i> Разрушение кристаллической фазы в пленках нанокристаллического кремния под действием электрического поля.	202
<i>В.М. Владимиров, И.В. Батуркина, В.Д. Архипов, В.В. Марков, В.Н. Шенов.</i> Расширение диапазона измерений времени жизни неравновесных носителей заряда в монокристаллическом и мульткристаллическом кремнии.	203
<i>В.С. Бердников, К.А. Митин.</i> Влияние размеров затравки и теплофизических свойств штока на поля температуры в кристалле кремния в методе Чохральского.	204
<i>В.С. Бердников, В.А. Винокуров, В.В. Винокуров.</i> Теплообмен и форма фронта кристаллизации в нестационарных режимах свободной и смешанной конвекции расплавов в методе Чохральского.	205
Получение кремния солнечного качества и проблемы солнечной энергетики	
<i>А.В. Павликов, О.В. Рахимова.</i> Оптические свойства слоев кремниевых нанонитей, выращенных на сильнолегированных подложках.	206

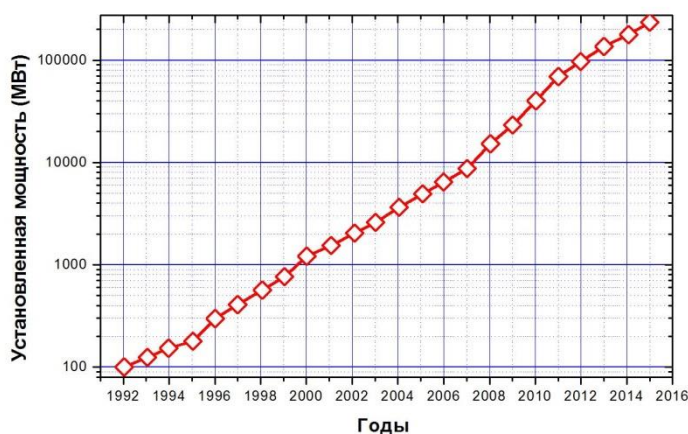
<i>Н.В. Латухина, Д.А. Лизункова, Г.А. Рогожина, И.А. Няшиев, К.В. Емцев.</i> Спектральные характеристики многослойных фоточувствительных структур на базе пористого кремния.	207
<i>К.Х. Нусупов, Н.Б. Бейсенханов, И.К. Бейсембетов, Б.К. Кенжалиев, Б.Ж. Сейтов, Е. Дулатулы.</i> Кристаллизация и окисление пленок SiC, синтезированных ионно-лучевым методом.	208
Тезисы, представленные позже установленного срока	
<i>А.К. Федотов, С.Л. Прищеп, С.В. Редько, А.Л. Долгий, В.В. Федотова, И.А. Свито.</i> Электронный транспорт в наноструктурах пористый кремний/кремний и пористый кремний/никель/кремний.	209
<i>В.Л. Кошевой, А.О. Белорус, В.С. Левицкий, Е.И. Теруков, Н.С. Пцелко, В.А. Мошников.</i> Исследование фазового состава тонких плёнок mc-Si:H и pm-Si:H полученных методом PECVD при различных технологических параметрах осаждения.	210
Авторский указатель	211
Author index	216
Список участников	217

Перспективы инженерии дефектов в мультикристаллическом кремнии для солнечной энергетики

В.В. Кведер

*Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка,
142432, Черноголовка, ул.Академика Осипьяна, 2
эл. почта: kveder@issp.ac.ru*

Производство солнечных батарей растет экспоненциально и удваивается каждые 2 года. За предыдущие 20 лет мощность установленных солнечных модулей выросла в 1000 раз и превысила 200 ГВт (см. Рис.1). Более 90% солнечных элементов изготавливаются из кремния. Это связано с большой распространенностью кремния в природе, его низкой токсичностью, достаточно большим КПД кремниевых элементов (до 24%) и их длительным сроком службы (более 40 лет), который можно относительно просто увеличить и еще.



Основная задача исследований в области солнечной энергетики связана с необходимостью дальнейшего снижения стоимости солнечных модулей в пересчете на 1 Ватт их установленной мощности. Если в 1975г. стоимость солнечных модулей превышала \$100 за 1 Вт, то в 2015г. она составила \$0.6 за 1 Вт. Именно это обстоятельство и привело к стремительному росту их производства.

Однако, для того чтобы через 40-50 лет солнечная энергетика стала основным источником электричества для людей, требуются дальнейшие исследования, направленные на дальнейшее снижение себестоимости солнечных модулей.

Одним из путей дальнейшего снижения себестоимости кремниевых солнечных элементов является совершенствование «инженерии дефектов», позволяющей изготавливать элементы с высоким КПД даже из дешевого и грязного поликристаллического кремния.

Как известно, на КПД солнечных элементов из кремния сильно влияет электрон-дырочная рекомбинация на глубоких дефектах с участием различных примесей, прежде всего примесей переходных металлов. Задачей «инженерии дефектов» является снижение средней скорости электрон-дырочной рекомбинации путем изменения состояния этих примесей и их перераспределения в процессе изготовления солнечных элементов. Обсуждению различных методов «инженерии дефектов» в применении к мультикристаллическому кремнию и посвящен настоящий доклад.

Основные подходы «инженерии дефектов» используемые в настоящее время при производстве солнечных элементов – это «фосфорное гетерирование», совмещенное с изготовлением p-n перехода путем диффузии фосфора в пластины p-Si, и водородная пассивация, совмещенная с плазменным нанесением SiN покрытия. Удивительно, что в существующих производственных процессах почти не используется алюминиевое гетерирование, которое было бы легко совместить с фабрикацией p+ контактов на обратной стороне солнечных элементов.

При этом для оптимизации гетерирования и водородной пассивации и расчетах термических режимов как правило используются компьютерные симуляторы, созданные изначально для монокристаллического кремния и почти не учитывающие такие особенности мультикристаллического кремния, как наличие дислокаций и различного типа границ зерен.

Для развития инженерии дефектов требуются исследования, направленные на улучшение понимания свойств примесей на дислокациях и влияния дислокаций и границ зерен на процессы диффузии и преципитации примесей. Требуется также поиск способов собирания вредных примесей в небольшое число больших преципитатов, а также развитие новых способов пассивирования этих преципитатов для уменьшения электрон-дырочной рекомбинации на них.

Физические основы инженерии люминесцентных центров в технологии кремниевых светодиодов с дислокационной люминесценцией

Н.А. Соболев

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе,

Санкт-Петербург, 194021, Политехническая, 26

тел: (812) 297-3885, факс: (812) 297-1017, эл. почта: nick@sobolev.ioffe.rssi.ru

Суммируются результаты, полученные при развитии физических основ технологий, основанных на ионной имплантации и облучении низкоэнергетическими электронами, для изготовления кремниевых светодиодных структур с дислокационной люминесценцией [1-7]. Развитие концепции инженерии дефектов в технологии полупроводниковых приборов позволило выявить фундаментальные особенности процессов формирования люминесцентных центров и специфические особенности спектров люминесценции, связанные с изменениями условий изготовления светодиодов, а также изготовить светодиодные структуры. Выявлена ключевая роль взаимодействия между собственными точечными и протяженными дефектами в образовании и трансформации люминесцентных центров. Установлено, что при различных технологических условиях эффективность возбуждения люминесценции образовавшихся центров изменяется более чем на два порядка величины в структурах, изготовленных с помощью имплантации ионов Si^+ и O^+ , а также облучения 8 кэВ электронами. Изготовлены и исследованы кремниевые светодиодные структуры с интенсивной дислокационной люминесценцией при комнатной температуре.

Работа частично была поддержана РФФИ (гранты №№ 14-02-00152 и 14-08-01256).

Литература

1. N.A. Sobolev et al. // *Appl. Phys. Lett.* 1998. V.72. P.3326-3328.
2. Н.А. Соболев. // *ФТП.* 2010. Т.44, вып.1. С.3-25.
3. N.A. Sobolev et al. // *Solid State Phenomena.* 2014. V.205-206. P.305-310.
4. D.I. Tetelbaum et al. // *Phys. Status Solidi C.* 2015. V.12. P.84-88.
5. Н.А. Соболев и др. // *ФТП.* 2016. Т.50, вып.2. С.241- 244.
6. Н.А. Соболев и др. // *ФТП,* 2016. Т.50, вып.2. С.254-258.
7. D.V. Danilov et al. // *Solid State Phenomena.* 2016. V.242. P.368-373.

Современные технологии получения кремния полупроводниковой чистоты

Т.В. Критская¹⁾, Л.Я. Шварцман²⁾

¹⁾ ЗГИА, 69006, Запорожье, пр. Соборный, 226. Украина, krytskaja@mail.ru

²⁾ Компания «Силидо», Амейсгассе, 65, Вена, Австрия 1140, E-mail: schv@mail.ru

Проанализированы возможности современных технологий поли- и монокристаллического кремния в части получения сырьевого продукта высокой чистоты и монокристаллов с комплексом свойств, удовлетворяющих требованиям электроники и солнечной энергетики. Показано, что технологии, созданные для решения проблемы крупнотоннажного производства дешевого кремния для солнечной энергетики (уровень чистоты 5N, 6N) утратили свою актуальность. Более 50% потребителей ориентированы на чистоту 8...9N. Невозможность очистки технического кремния (UMG-Si) металлургическими методами (Bridgman Solidification, Head Exchange Method, Ribbon Silicon), низкий выход годного продукта в кристаллизационных процессах, мультикристаллическая структура приводят к невоспроизводимости характеристик ФЭП, невысокому КПД (12...18%) и существенной деградации свойств (LID~ 20%) в процессе эксплуатации. Доли производства поликристаллического кремния различными методами в настоящее время составляют: водородное восстановление трихлорсилана - 78%, термическое разложение моносилана - 3,9%, FBR - 11 %, UMG - 7 %, прочие технологии - 0,1%. Показательными является рост объемов использования монокристаллического CZ-Si в технологиях ФЭП - с 27 % в 2009 г. до 40% в 2015 г., и потребления квази-моно Si (MonoCastTM) - с 0 до 23% за тот же период. Несмотря на некоторое замедление темпов развития фотовольтаики, мировые объемы производства поликристаллического кремния с 2014 по 2015 г. возросли с 460 до 555 тыс.т. Потребление поликристаллического кремния электронного качества на протяжении последних 4-х лет сохраняется на уровне ~ 30 тыс.т. Это объяснимо некоторым насыщением рынка высококачественной продукцией электроники и резким повышением стоимости предприятий по производству крупногабаритных монокристаллов (диаметром 300...450 мм) и интегральных схем на их основе.

Монокристаллы кремния для электроники должны иметь высокую и макро- и микрооднородность распределения электрофизических параметров, нормируемые содержания кислорода и углерода, а также гарантируемый уровень термостабильности, радиационной стойкости и механических свойств. Производство монокристаллов с перечисленными свойствами нами освоено.

В настоящее время насущна разработка новой парадигмы получения дешевого высокочистого кремния для электроники и солнечной энергетики. Стадии процесса: отказ от высокотемпературного карботермического восстановления, прямое хлорирование специально подготовленного песка (в том числе, использование сростков SiO₂-SiC-Si), низкотемпературное гидрирование SiCl₄, очистка SiHCl₃ от металлических примесей, водородное восстановление, выделение хлорсиланов из отходящих газов, исключая низкотемпературное захолаживание. При производстве поликремния моносилановым методом, возможно обеспечение его низкой газонасыщенности, при одновременном снижении концентрации твердых продуктов реакции разложения SiH₄ с 15 до 1 % и удельного расхода электроэнергии до 1,2...1,8 кВт/кг. Себестоимость поликремния электронного качества составит ~ 2...3 \$/кг (себестоимость в мире ~ 23 \$/кг). Комплекс новых качественных параметров монокристаллов достигим при использовании специального легирования и управления составом и параметрами потоков защитного газа. Проведенные нами исследования показали целесообразность электроимпульсного дробления кремния при использовании катодонаправленного стримера. В результате происходит беспылевое разрушение кремния с обеспечением заданного фракционного состава, сокращаются потери в виде мелких фракций (менее 2 мм), существенно снижаются объемы используемых кислот для очистки поверхности кремния и улучшается экология.

Кремниевые гетероструктуры с диэлектриками для электроники повышенной надежности

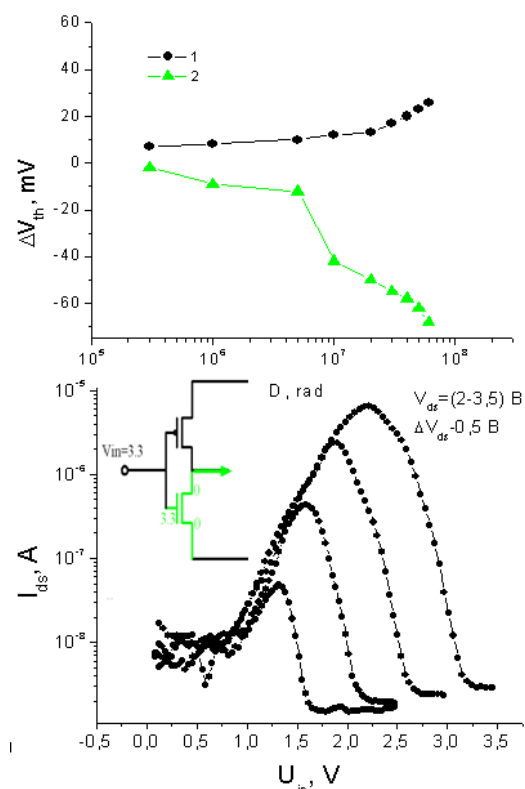
В.П. Попов¹, А.В. Глухов²,

¹ Институт физики полупроводников СО РАН, 630090, Новосибирск

² ОАО «НЗПП с ОКБ», 630082, Новосибирск

тел.: +7 (382) 330-8891, факс: +7 (383) 333-2771, эл. почта: popov@isp.nsc.ru

Более 120 тысяч наименований импортной электронной продукции, потребляемой предприятиями РФ, невозможно заместить изделиями отечественного производства по стратегически важным направлениям. Для России эти направления определены Правительством РФ – это оборона, атомная отрасль, космос и транспорт. Понятно, что такую номенклатуру никакое отечественное производство обеспечить неспособно. Даже в советской электронике из 400 материалов, необходимых для микроэлектронной промышленности, производилось всего 38, а все остальное импортировалось. Необходимо пытаться достигать результатов только в стратегически важных областях. Прежде всего, нужно наладить собственное производство интегральных схем (ИС) с высокой надежностью (класс Hi-Reliability), схем для транспорта (класс Automotive), для авиации и космоса (класс Space) и для изделий ВВСТ (класс Military по западной классификации), чтобы удовлетворить потребности стратегических отраслей в ИС двойного назначения в самых неблагоприятных внешних ситуациях. Особое место в списке подобных изделий занимают кремниевые гетероструктуры с изолирующими слоями типа кремний-на-изоляторе (КНИ) и кремний-на-сапфире (КНС), позволяющие избежать эффект тиристорного защелкивания в КМОП ИС при действии электромагнитного излучения и снижающие вероятность их отказа в тепловых и радиационных полях.



На верхнем рисунке представлены сток-затворные характеристики 100 нм n- (1) и p- канальных (2) КНИ транзисторов с частичным обеднением, изготовленных в ИФП СО РАН на собственных DeleCut КНИ пластинах, с исходным пороговым напряжением донного n-канального транзистора более 30 В. После облучения гамма-квантами дозой до 10 Мрад изменение пороговых напряжений лицевых (рабочих) транзисторов не превышает 50 мВ.

На рисунке внизу приведены ВАХ инвертора при развертке напряжения питания V_{dd} от 2.0 до 3.5 В, свидетельствующие об отсутствии после такого облучения токов утечек по гетерогранице с диэлектриками более 10 нА из-за радиационно-индуцированного положительного заряда в скрытом оксиде (ВОХ) КНИ структур. Меньшее накопление зарядов наблюдалось нами в радиационно-упрочненных слоях ВОХ, содержащих атомы N, F, кластеры атомов Si и Ge, а также в пленках кремния на скрытых диэлектрических слоях HfO_2 , Al_2O_3 .

В отличие от оксида кремния с включениями кремния и германия, эти диэлектрики не приводят к деградации подвижности из-за флуктуаций потенциала в длинноканальных транзисторах, сохраняя её на уровне 200 и 600 $см^2V^{-1}c^{-1}$ для p- и n-каналов, соответственно.

Кремниевые гетероструктуры такого типа особенно перспективны для транзисторов с полным обеднением, обеспечивающих наибольшую производительность при наименьшем энергопотреблении, а также теплоотвод от активной части ИС до 300°C. Лучший теплоотвод достигается в структурах кремний-на-сапфире (КНС), наиболее перспективных для СВЧ ИС. Слои кремния в структурах КНС, созданных в ИФП СО РАН методом водородного переноса, обладают эффективной подвижностью дырок и электронов > 100 и 500 $см^2V^{-1}c^{-1}$, соответственно, что выше, чем в эпитаксиальных слоях кремния на сапфире.

Когда закончится перепроизводство поликремния

Ю.Н. Пархоменко, А.В. Наумов

Государственный научно-исследовательский
и проектный институт редкометаллической промышленности «Гиредмет»,
119017, Москва, Большой Толмачевский пер., д.5, стр.1
тел: (495) 708-44-66, факс: (495) 708-44-66 эл. почта: E-mail: pyn@giredmet.ru

Развитие солнечной энергетики в период 2005-2015 гг привело к более, чем 10-кратному увеличению мировых производственных мощностей до ~320 000 тонн/год. [1,2] С 2010 г. возникло перепроизводство поликремния, что оказало длительное и разрушительное воздействие на цены, вызван-

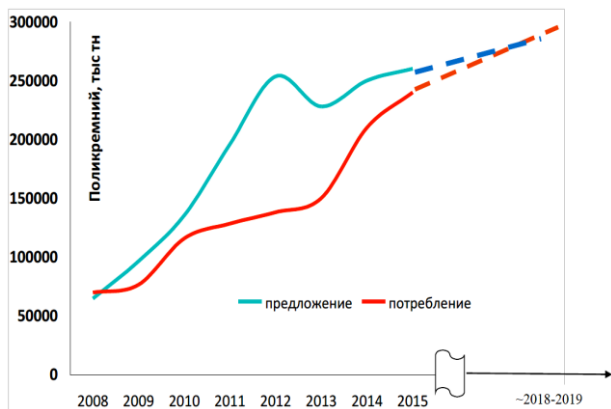


Рис. 1. Динамика цен на поликремний в 2011-2015 гг и диапазон уд операционных затрат на производство (\$/кг)

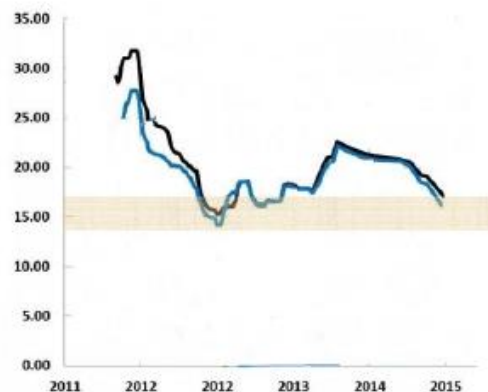


Рис. 1. Динамика «спрос-предложение» на поликремний в 2008-2016 гг и качественный прогноз до 2020 г.

ное конкуренцией. Среднее снижение цен на поликремний составило 30% в год за прошедшие шесть лет. Сложившиеся на сегодня цены на поликремний являются крайне низкими, что не способствует появлению новых участников рынка (Рис.1). Однако, при отсутствии макроэкономического замедления экономики, высока вероятность, что перепроизводство поликремния будет сбалансировано растущим потреблением в ближайшие 3-4 года. (Рис.2) [3] Сегодняшние цены на поликремний не позволят отрасли перейти в разряд инвестиционно-привлекательных, что является необходимым условием перехода к следующему этапу развития рынка поликремния [3,4]. В докладе предложены оценки уровня инвестиционно-привлекательной цены на поликремний в терминах внутренней нормы доходности (ВНД). ВНД - норма прибыли, порожденная инвестицией. Это та граничная норма прибыли, при которой дисконтированные доходы от проекта равны инвестиционным затратам. Предложение по реализации инвестиционного проекта можно принимать, если ВНД превышает процентную ставку и в нашем случае может использоваться для оценки уровня цен на поликремний, которые минимально возможны, для того, чтобы привлечь инвестора. В докладе очерчена область наиболее вероятных показателей – цена поликремния, объемы производства, удельные капитальные инвестиции и текущие удельные затраты – которые должны сложиться к моменту наступления 3 этапа развития рынка. Показано, что для того, чтобы привлечь инвестиции в данную сферу и запустить начало 3-го цикла, цена на поликремний должны вырасти против сегодняшней приблизительно в 2 раза.

Литература

1. «EPIA_Global_Market_Outlook_for_Photovoltaics_2014-2018» // <http://www.epia.org/>
2. Ю.Н. Пархоменко. «Поликристаллический кремний – технологические проблемы и перспективы» //Сб. тезисов «V Международная конференция по актуальным проблемам физики, материаловедения, технологии и диагностики кремния, нанометровых структур. Кремний-2008», Черногоровка, 1-4 июля, с. 71
3. А.В. Наумов, А.В. Некрасов «Рынок поликремния в период до 2018 г.» // Сб. тезисов «X Конференция по актуальным проблемам физики, материаловедения, технологии и диагностики кремния, нанометровых структур. Кремний-2014», Иркутск, 7-12 июля, с. 13
4. <http://www.pv-tech.org/editors-blog/is-polysilicon-heading-for-shortage>

Фемтосекундная лазерная модификация пленок аморфного гидрированного кремния для оптоэлектроники и фотовольтаики

А.Г. Казанский¹⁾, М.В. Хенкин¹⁾, R. Drevinskas²⁾, M. Beresna²⁾, P. Kazansky²⁾

¹⁾Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова,
Москва, 119991, Россия

²⁾Optoelectronics Research Centre, University of Southampton,
Southampton, SO17 1BJ, United Kingdom

тел: (495) 939-4118, факс: (495) 939-3731, эл. почта: kazanski@phys.msu.ru

Лазерные технологии широко используются для модификации структуры различных материалов, в том числе и полупроводниковых. В частности, лазерная кристаллизация пленок аморфного гидрированного кремния (a-Si:H) рассматривается в ряде случаев в качестве одного из наиболее предпочтительных методов для создания пленок нанокристаллического кремния (nc-Si:H) при формировании структур тонкопленочной электроники и фотовольтаики. В последние годы появились работы, в которых для кристаллизации a-Si:H используется интенсивное фемтосекундное лазерное излучение. В отличие от более длительных импульсов, при фемтосекундной лазерной обработке возможно многофотонное нелинейное оптическое поглощение в a-Si:H, приводящее к возникновению в полупроводнике чрезвычайно неравновесного состояния электронной подсистемы. Это не только позволяет проводить кристаллизацию однородно по всей толщине пленок, но также приводит к изменению механизмов модификации материала, в результате которой возможно формирование периодических наноструктур.

В представленном докладе рассмотрены особенности модификации структуры, оптических, электрических и фотоэлектрических свойств пленок a-Si:H в результате их облучения фемтосекундным лазерным излучением с длиной волны в диапазоне 515-1030 нм. Облучение пленок a-Si:H фемтосекундными лазерными импульсами позволяет контролируемым образом проводить их кристаллизацию. Причем объемная доля кристаллической фазы полученного материала, а так же ее распределение по толщине пленок, контролируется длиной волны и плотностью энергии лазерного излучения. Модификация структуры материала приводит к изменению его электрических и фотоэлектрических свойств. Малый вклад сформированных нанокристаллов в фотопроводимость модифицированных пленок связан с их дегидрогенизацией в процессе модификации структуры материала. Продемонстрирована возможность частичного восстановления концентрации водорода в облученных пленках путем их пост-гидрогенизации.

Облучение на воздухе пленок a-Si:H фемтосекундными лазерными импульсами с большой плотностью энергии приводит к формированию структуры состоящей из матрицы SiO₂, содержащей нанокристаллы кремния. Структура демонстрирует фотолюминесценцию при комнатной температуре в видимой области спектра, которая может быть связана с состояниями дефектов на границе раздела кремниевых нанокристаллов и SiO₂ матрицы. Данная структура может быть использована для формирования люминесцентных слоев, повышающих эффективность солнечных элементов на основе a-Si:H и nc-Si:H.

Особый интерес представляет продемонстрированная в настоящее время возможность формирования периодических поверхностных наноструктур в результате облучения пленок a-Si:H фемтосекундными лазерными импульсами с определенной плотностью энергии и длиной волны в области прозрачности материала [1]. Возможность контролируемого формирования данных наноструктур приводит к поляризационной чувствительности пленок и позволяет формировать планарные оптические элементы.

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ (Соглашение № 14.604.21.0085, идентификатор проекта RFMEFI60414X0085)

Литература

R.Drevinskas et al. // Appl. Phys. Lett. **106**, 171106 (2015).

Разработка универсальной памяти – движущая сила современной электроники

В.А. Гриценко^{1,2}

¹Институт физики полупроводников СО РАН, 630090 Новосибирск.

Факс (383) 3332771, тел. (383) 3308891, e-mail: grits@isp.nsc.ru.

²Новосибирский государственный университет, 630090 Новосибирск.

Универсальная память объединяет высокое быстродействие и бесконечное число циклов перепрограммирования оперативной памяти и энергонезависимость флэш памяти. Разработкой универсальной памяти занимаются все ведущие полупроводниковые фирмы: Intel, IBM, Micron, Samsung, Toshiba, Hitachi, Sony.

Современная флэш память основана на двухбитных SONOS (Si-SiO₂-Si₃N₄-SiO₂-Si) и TaNOS (TaN-Al₂O₃-Si₃N₄-SiO₂-Si) структурах. Увеличение информационной емкости осуществляется за счет трехмерной 3D интеграции.

Принцип действия фазовой памяти (Phase Change Random Access Memory, PCRAM) основан на изменении сопротивления халькогенидного стекла (GeSbTe) при фазовом переходе из кристаллического состояния в аморфное и обратно. Фазовая память имеет число циклов перепрограммирования 10⁸.

Перепрограммирование ферроэлектрической памяти (FeRAM) осуществляется за счет перполяризации сегнетоэлектрического поликристалла. Число циклов FeRAM лежит в диапазоне 10¹¹-10¹⁴.

Принцип действия резистивной памяти (ReRAM) основан на изменении сопротивления тонкой (10 нм) диэлектрической пленки после приложения короткого (1 нсек) импульса напряжения в структуре металл-диэлектрик-металл. В настоящее время в качестве активной среды изучается широкий круг материалов: HfO₂, TiO₂, Ta₂O₅, NiO, ZrO₂, Nb₂O₅, SiO_x, GeO_x. Число циклов перепрограммирования ReRAM для разных материалов лежит в диапазоне 10⁶-10¹².

В магнеторезистивной памяти (Magnetic RAM) сопротивление туннельно тонкого диэлектрика зависит от намагниченности ферромагнитных контактов. Недостатком магнеторезистивной памяти является большой размер ячейки памяти, и, следовательно, малый объем памяти. Принципиальным преимуществом магнеторезистивной памяти является практически неограниченное число (3*10¹⁷) циклов перепрограммирования.

Обсуждаются перспективы акустоферроэлектрической памяти (AFFeRAM).

Радиационные процессы в кремниевых наноструктурах

Н.Н. Герасименко¹⁾²⁾

¹⁾ Национальный исследовательский университет «МИЭТ»,
НИУ МИЭТ, 124498, г. Москва, г. Зеленоград, площадь Шокина, дом 1,

²⁾ Институт электрофизики Уральского отделения Российской академии наук.
тел.: +7 (499) 734-30-11, факс: +7 (499) 734-30-11, эл. почта: rmta@miee.ru

Исследование радиационных структурных перестроек в кремниевых наноструктурах и связанные с размерными параметрами этих структур свойства приборов и интегральных схем достаточно активно рассматривается в международной литературе. Это связано с тем, что структурные перестройки (образование и перестройка структурных дефектов, фазовые переходы монокристалл–аморфное состояние существенно отличаются от тех, которые хорошо изучены в приборных структурах с размерами (проектными нормами), на которых строится современная микро- и наноэлектроника.

В докладе приводятся сравнительные данные, опубликованные в мировой литературе и результаты, полученные группой исследователей под руководством автора.

Основное содержание доклада сводится к следующему:

1. Подробно рассмотрена возможность реализации повышенной радиационной стойкости кремниевых нанообъектов, включая приборные структуры. Показано, что противоречивые в приведенных литературных источниках результаты связаны не только с детальным выявлением роли размерного порога, но также с состоянием поверхности нанообъекта и проявлением роли компонентов ближних пар Френкеля. Предложена и обсуждается модель радиационной стойкости нанообъектов.

2. На основании опубликованных в мировой литературе и собственных экспериментальных данных рассматриваются особенности фазового перехода монокристалл–аморфное состояние, причем этот переход может проявляться в ряде экспериментальных и технологических результатов, в частности при использовании травления фокусированным ионным пучком, а также в случае использования кремниевых кантилеверов в технике атомно-силовой микроскопии. Особое внимание уделено свойствам аморфизированного в пределах нанообъекта кремния, которые проявляются в существовании упорядоченности наряду с пластическим течением.

3. С единых позиций рассмотрены существующие в литературе противоречия между опубликованными разными авторами работами по наблюдению и интерпретации результатов по накоплению структурных дефектов радиационно-стимулированным фазовым переходом монокристалл–аморфное состояние, а также по возможности формирования квантово-размерных структур и кристаллических включений с гексагональной структурой при реализации радиационных структурных изменений в кремниевых нанообъектах, а также по возможности их практического использования.

Дислокационные сетки, полученные сращиванием пластин кремния: новое понимание свойств дислокаций

О.Ф. Вывенко

*Санкт-Петербургский гос университет,
Санкт-Петербург, Петродворец 198504, Ульяновская 1
тел: (812) 428-4396, факс: (812) 428-4270, эл. почта: vyvenko@nano.spbu.ru*

Сращивание двух, слегка разориентированных пластин кремния с применением SmartCut® технологии позволяет получать регулярные структуры, состоящие из сетки винтовых и рядов краевых дислокаций, которые расположены на глубине около 200 нм от поверхности. Таким образом, в умеренно легированном кремнии интерфейс с большой плотностью дислокаций может быть расположен в области пространственного заряда Шоттки-диода, что значительно расширяет возможности изучения свойств дислокаций. В настоящем докладе будет сделан обзор недавно полученных результатов исследования электрофизических и оптических свойств дислокаций в кремнии.

Методами нестационарной спектроскопии глубоких уровней и изотермической релаксации емкости исследовано влияние электрического поля на скорость термоэмиссии электронов и дырок с локальных электронных состояний дислокационного происхождения. Показано, что ускорение термоэмиссии в электрическом поле подчиняется закону Пула-Френкеля с коэффициентом, который значительно превосходит таковой для кулоновского потенциала с единичным зарядом [1]. Разработана теория дислокационного эффекта Пула-Френкеля как полных, так и расщепленных дислокаций, основанная на существовании областей притягивающего деформационного потенциала вокруг дислокаций. Наличие указанного эффекта позволяет определять область локализации электронных состояний вокруг дислокаций.

Проведено сопоставление данных исследований локальных электронных уровней и дислокационной люминесцентной полосы D1 как по величинам сигналов, так и с помощью нового метода регистрации люминесценции, стимулированной электрическим заполнением локальных уровней. Показано, что мелкие дислокационные уровни, проявляющие дислокационный эффект Пула-Френкеля ответственны за полосу D1 [2]. Энергетическое положение указанных уровней было определено из экстраполяции значений энергий активации термоэмиссии к нулевому электрическому полю и оказалось равным 150 мэВ ниже дна зоны проводимости и выше потолка валентной зоны. Эти значения оказываются значительно больше, чем предсказывают прежние теории для состояний деформационного потенциала дислокаций (70-90 мэВ), но дают правильное значение энергии оптических переходов между ними 0.8 эВ.

Исследовано взаимодействие водорода, введенного из кислотного раствора, с дислокационными сетками в кремнии [3]. Определены энергии связи водорода с дислокациями. На специально приготовленных образцах методом комбинационного рассеяния света впервые удалось экспериментально показать, что водород на дислокациях существует в моноатомной форме в отличие от идеальной решетки кремния, в которой водород существует в виде молекул H₂.

Литература

1. M. Trushin, O. Vyvenko, V. Vdovin, and M. Kittler. J. Phys. Conf. Ser., 281(1)(2011).
2. A. Bondarenko, O. Vyvenko, and I. Isakov. J. Phys. Conf. Ser., 281(1)(2011).
3. N. Vysotskii, A. Loshachenko, E. Borisov, and O. Vyvenko. J. Phys. Conf. Ser., 690(1): p. 012004(2016).

Магнито­зависимые транспортные явления в гибридных структурах с барьером Шоттки, сформированных на основе Si

Н.В. Волков^{1),3)}, А.С. Тарасов^{1),2)}, М.В. Рауцкий¹⁾, Д.А. Смоляков^{1),3)}, А.О. Густайцев^{1),2)}, А.В. Лукьяненко^{1),2)}, И.А. Бондарев^{1),2)}, С.Н. Варнаков^{1),3)}, С.Г. Овчинников^{1),2)}

¹ Институт физики им. Л.В. Киренского, КИЦ СО РАН,

Красноярск, 660036, Академгородок, 50

² СФУ, Красноярск, 660041, пр. Свободный, 79

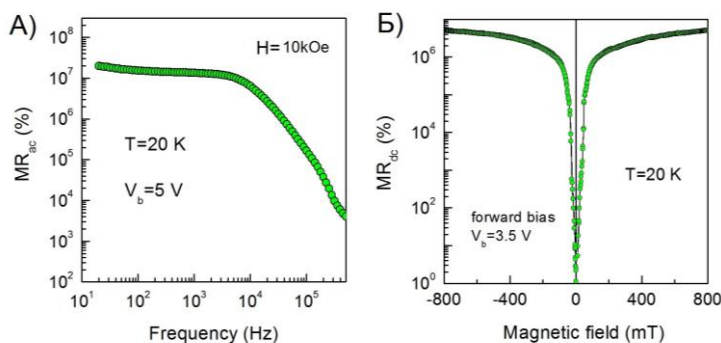
³ СибГАУ, Красноярск, 660014, пр. имени газеты «Красноярский рабочий», 31
тел.: (391) 243-2635, факс: (391) 243-8923, эл. почта: volk@iph.krasn.ru

Магнитосопротивление, магнетоимпеданс и другие магнитотранспортные явления в полупроводниковых структурах остаются привлекательной областью исследований, прежде всего, благодаря перспективам естественным образом интегрировать в существующие полупроводниковые устройства новые функциональные возможности.

Мы продемонстрировали, что гибридные структуры с барьером Шоттки $M/SiO_2/p(n)\text{-Si}$ (M – 3d металлы Fe или Mn, силициды Fe_3Si или $MnSi$) и устройства на их основе могут проявлять большое разнообразие магнитотранспортных явлений [1-3]. Среди обнаруженных эффектов: магниторезистивный эффект на постоянном токе, который возрастает в 10^4 раз при воздействии оптического излучения; гигантский магнетоимпеданс, который может достигать 600 %; магнитоуправляемый латеральный фотовольтаический эффект. Отличительная особенность наблюдаемых эффектов в структурах с барьером Шоттки – возможность эффективно управлять их величинами и даже знаком при помощи внешнего напряжения смещения. В структуре $Mn/SiO_2/p\text{-Si}$ внешним смещением оказалось возможным реализовать режим, при котором сопротивление на переменном и постоянном токах увеличивалось более чем в 10^6 раз в магнитном поле, не превышающем 0.2 Т (Рис.).

Для объяснения всего многообразия магнитотранспортных явлений в структурах $M/SiO_2/p(n)\text{-Si}$ необходимо привлекать целый ряд различных механизмов. Одна часть явлений обусловлены наличием поверхностных состояний на границе $SiO_2/p(n)\text{-Si}$, другие связаны с процессом ударной ионизации, в ряде случаев определяющим фактором является действие сил Лоренца на носители зарядов. Для оптически индуцированных эффектов необходимо учитывать особенности поведения электронов и дырок в неравновесном состоянии, их дрейфовый и диффузионный транспорт.

С нашей точки зрения, обнаружение магнито­зависимых транспортных явлений в гибридных структурах на основе Si и определение механизмов, которые ответственны за их появление, могут послужить базисом для построения новых магнито­управляемых и магнито­чувствительных элементов, совместимых с КМОП технологией.



Литература

1. N.V. Volkov, A.S. Tarasov, E.V. Eremin, et.al., J. Appl. Phys., 114, 093903 (2013).
2. N.V. Volkov, A.S. Tarasov, D.A. Smolyakov, et.al., Appl. Phys. Lett., 104, 222406 (2014).
3. N.V. Volkov, A.S. Tarasov, D.A. Smolyakov, et.al., JMMM, 383, 69 (2015).

Спиновые эффекты на легких и тяжелых донорах в кремнии

А.А. Ежевский¹, А.В. Сухоруков¹, Д.В. Гусейнов¹, А.В. Кудрин¹, А.П. Деточенко¹,
С.А. Попков¹, А.А. Конаков¹, Н.В. Абросимов², Н. Riemann²

¹ Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского,
Россия, Нижний Новгород, 603950, пр. Гагарина, 23

² Leibniz Institute for Crystal Growth, Germany, Berlin, 12489, Max-Born-Str., 2
эл. почта: ezhevski@phys.unn.ru

Спины электронов проводимости и электронов, локализованных на донорах, привлекают все большее внимание для приложений, основанных на спин-зависимых эффектах. Все мелкие доноры V группы в кремнии имеют схожие электронные свойства, но поведение их спинов существенно различается из-за различия в спин-орбитальном взаимодействии (СОВ) и сверхтонких эффектах, которые сильно зависят от химической природы примесных атомов. СОВ, вносимое донором, известно по долин-орбитальному расщеплению триплетной T_2 и дублетной E компонент основного $1s$ состояния донора. Это расщепление наблюдается для висмута и сурьмы в оптических спектрах донора [1], а для остальных косвенно определено из параметров спин-решеточной релаксации для электрона, локализованного на доноре при низких температурах. Мелкий донор лития в кремнии по оценкам должен обладать наименьшим значением спин-орбитального расщепления ($\Delta_{soLi} \sim 10^{-5} \Delta_{soBi}$). Донорное основное состояние лития в силу инверсной по отношению к другим донорам структуры уровней (T_2 и E состояния лежат ниже синглета A_1) является орбитально вырожденным и представляет особый интерес для исследований. В моноизотопном кремнии ^{28}Si [2] нам удалось детально изучить спектры ЭПР состояний T_2 и E в интервале температур 3.5-10К и из анализа параметров анизотропных спектров (g-факторов) определить константы СОВ, которые оказались в лучшем согласии с предсказываемыми значениями. Исследования скоростей спин-решеточной релаксации [3] в интервале 3.5-20К также позволили независимо определить параметры СОВ и дали хорошее согласие с [2].

СОВ ответственно за целый ряд эффектов, в числе которых спиновый эффект Холла (СЭХ) при рассеянии спина электрона проводимости на примесном спин-орбитальном потенциале. В [4] мы исследовали СЭХ в кремнии, легированном висмутом, в режиме нормального эффекта Холла, когда частично поляризованные носители в магнитном поле при $T=10-30K$ за счет рассеяния на примесном спин-орбитальном потенциале приводили к дополнительной ЭДС, компенсирующей нормальный эффект Холла. Также обсуждается получение спиновых токов и исследование СЭХ в тонких слоях кремния, легированных тяжелыми донорами, в режиме спиновой “накачки”.

Работа поддержана РФФИ: грант 15-42-02254-р_поволжье_a.

Литература

1. R.L. Aggarwal et al, Phys. Rev. V. 138 (1965) A882–A893.
2. A.A. Ezhevskii et al, Solid State Phenomena. V. 205-206, P.191-200 (2014).
3. A.A. Ezhevskii et al, Solid State Phenomena. V. 242, P. 322-326 (2016).
4. A.A. Ezhevskii et al, Solid State Phenomena. V. 242, P. 327-331 (2016).

Универсальность плоскости {113} в Si для формирования топологических дефектов связей при смешанной кластеризации вакансий и междоузельных атомов

Л.И. Федина

¹ *Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова,
Новосибирск, 630090, Лаврентьева, 13
тел.: +7 (383) 333-9082, факс: +7 (383) 333-1080, эл. почта: fedina@isp.nsc.ru*

Интерес к фундаментальным топологическим дефектам, связанным с нарушением геометрии атомных связей (ТДС) при сохранении координации атомов, обусловлен их существенным влиянием на электронные, оптические, магнитные и другие свойства кристалла. В двумерных материалах, таких как графен, ТДС отводится ключевая роль в наноинженерии свойств материала при создании различных приборов [1]. В объемных материалах ТДС являются неотъемлемой частью структуры ядра дислокаций, межзеренных границ и составляют суть структуры аморфного материала. Однако в этом случае роль ТДС в появлении/изменении оптических свойств, особенно важных для технологий солнечных элементов и светоизлучающих приборов на основе кремния, не ясна. В значительной степени это связано с трудностями исследований ТДС в объемных материалах, которые базируются, главным образом, на первопринципных расчетах и многомасштабном моделировании, требующих больших компьютерных ресурсов [2].

В докладе представлен обзор результатов, касающихся изучения протяженных топологических дефектов в плоскости {113}, возникающих в Si при генерации точечных дефектов в области температур $T < 0.5T_{пл}$ при различных технологических воздействиях (имплантация, длительные отжижки и др.). С использованием *in situ* высоковольтной и высокоразрешающей электронной микроскопии (ВЭМ, ВРЭМ), компьютерного моделирования и расчета ВРЭМ изображений показано, что в плоскости {113} реализуется смешанная кластеризация вакансий (Vs) и собственных междоузельных атомов (Is) в виде первичных (I-V) пар [3], (V_2-2I) и (V_n-nI) кластеров, с локализацией Vs и Is вдоль соседних атомных цепочек. Это предопределяет последующее образование универсального набора топологических дефектов связей (ТДС) из 5- и 8-звенных атомных колец (5-8) с низкой энергией (0.7-1эВ/атом) [4] и, таким образом, универсальность плоскости {113} для смешанной кластеризации точечных дефектов. Упорядоченный массив ТДС 5-8, в котором все атомы полностью скоординированы, обеспечивает последующую рекомбинацию дефектов или встраивание избыточных Is с сохранением координации атомов и их низкой энергии. Такой усложненный механизм рекомбинации дефектов в Si обусловлен низкой симметрией первичных дефектов, из-за чего при их любой смешанной кластеризации в плоскости {113} в области температур $T < 0.5T_{пл}$ достигается понижение энергии кристалла. Процессы рекомбинации первичных кластерных существенно ускоряются при электронном облучении, в то время как доминирующие при имплантации тяжелых ионов (Si, Er) V_2-2I кластеры стабильны вплоть до 600°C.

Литература

1. H. Terrones, R. Lv, M. Terrones, and M.S Dresselhaus, The role of defects and doping in 2D graphene sheets and 1D nanoribbons, Rep. Prog. Phys. 75 (2012) 062501- 062530.
2. S.A. Ghasemi, M. Amsler, R.G. Hennig, S. Roy, S. Goedecker, T.J. Lenosky, C.J. Umrigar, L. Genovese, T. Morishita, and K. Nishio, Energy landscape of silicon systems and its description by force fields, tight binding schemes, density functional methods, and quantum Monte Carlo methods, Phys. Rev. B 81 (2010) 214107.
3. L.I. Fedina, S.A. Song, A.L. Chuvilin, A.K. Gutakovskii, and A.V. Latyshev, The Mechanism of {113} Defect Formation in Silicon: Clustering of Interstitial-Vacancy Pairs Studied by In Situ High-Resolution Electron Microscope Irradiation, Microscopy & Microanalysis 19 (2013) 1–5.
4. J.P. Goss, P.R. Briddon and R. Jones, Calculated properties of a {113} planar vacancy aggregate in Si, J. Phys.: Condens. Matter 16 (2004) 3311–3318.

Структурные изменения на поверхностях Si(111) и Ge(111) под действием упругих деформаций

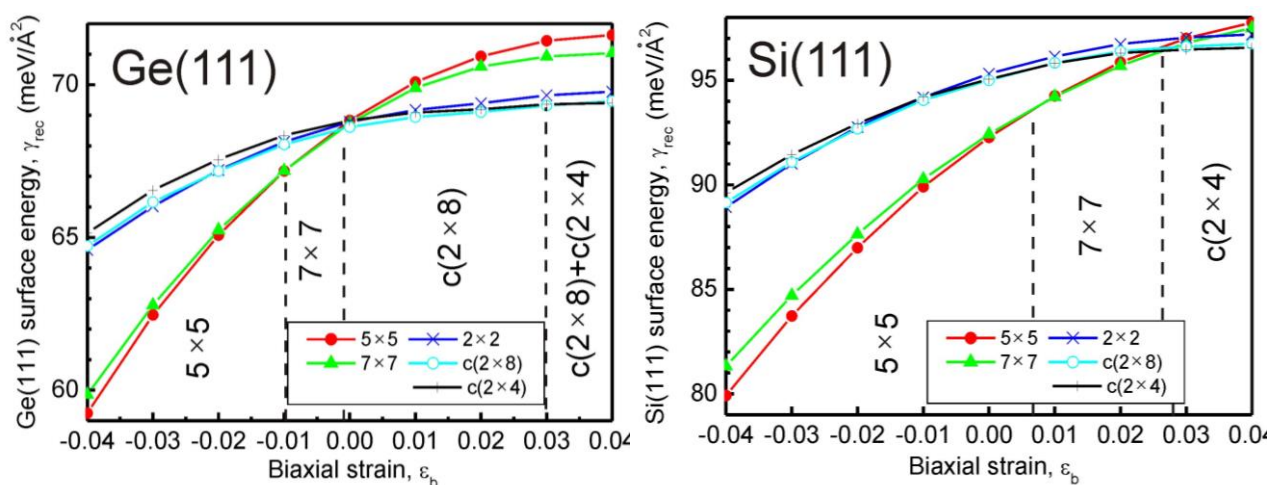
Р.А. Жачук¹, С.А. Тийс¹, Ж. Кутиньо²

¹ Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова, Новосибирск, 630090, пр. ак. Лаврентьева, 13

² I3N, Department of Physics, University of Aveiro, Campus Santiago, P-3810-193 Aveiro, Portugal

тел: 8(952)911-4450, эл. почта: zhachuk@mail.ru

Упругие деформации возникают при гетероэпитаксиальном росте, когда параметры решеток подложки и растущей пленки рассогласованы, вблизи дефектов поверхности, на ступенчатых поверхностях вблизи краев ступеней и т. д. Они влияют на структуру поверхности, диффузию адсорбированных атомов, рост тонких пленок, формирование наноструктур и стабилизацию фасеточных плоскостей. Германий на кремнии является типичным примером напряженной системы. Из-за рассогласования постоянных решеток германия и кремния, которое составляет около 4%, слой Ge на Si сжат в плоскости, параллельной границе раздела Ge/Si. Процесс роста сопровождается изменением структуры поверхности формирующихся островков Ge.



Целью настоящей работы было установить с помощью расчетов на основе теории функционала плотности соответствие между структурой поверхностей Si(111) и Ge(111) и латеральными упругими деформациями решетки. Были рассчитаны энергии формирования поверхностей Si(111) и Ge(111) для упругих деформаций в диапазоне от -4% до 4% и различных экспериментально наблюдаемых реконструкций поверхности: 5×5 , 7×7 , 2×2 , $c(2 \times 8)$, $c(2 \times 4)$ (см. рис.). Проведено сравнение результатов моделирования с экспериментальными данными, полученными с помощью сканирующей туннельной микроскопии. Показано, что структурные изменения на поверхностях согласуются с фазовыми диаграммами, описывающими связь между равновесной структурой поверхности и величиной упругих деформаций. Следовательно, структура поверхности может служить индикатором напряженного состояния верхних атомных слоев. Получены тензоры напряжений для поверхностей Si(111) и Ge(111) с различными поверхностными структурами для недеформированного состояния. Показано, что димеры, адатомы и дефекты упаковки приводят к напряжению растяжения поверхности.

Энергетические уровни дефектов в следах скольжения за дислокациями в кремнии

О.В. Феклисова¹⁾, В.И. Орлов^{1,2)}, Е.Б. Якимов^{1,3)}

¹⁾ *Институт проблем технологии микроэлектроники и особо чистых материалов,
Черноголовка, 142432, ул. Академика Осипьяна, 6*

²⁾ *Институт физики твёрдого тела, Черноголовка, 142432, ул. Академика Осипьяна, 2*

³⁾ *Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,
Москва, 119049, Ленинский проспект, 4*

тел: (496) 524-4092, факс: (496) 524-4225, эл. почта: feklisov@iptm.ru

Следы, образующиеся при движении дислокаций по кристаллу кремния, являются предметом исследований уже довольно длительное время. Одним из направлений таких исследований является изучение электрической активности этих специфических дефектов. В ряде работ было показано, что в наведенном токе (EBIC) контраст следов за дислокациями может достигать ~10%. В образцах, где плотность дислокаций была невысока и основными дефектами были следы, в спектрах DLTS было обнаружено два широких пика в верхней и нижней половине запрещённой зоны [1,2]. Из количественного сравнения данных EBIC и DLTS было сделано предположение, что глубокие уровни в нижней половине запрещённой зоны связаны со следами за дислокациями [1]. Однако далеко не все следы обладают рекомбинационной активностью, и даже один и тот же след за дислокациями может обладать весьма неоднородным контрастом, сильно различающимся по величине в пределах одной дислокационной петли [3,4]. В настоящее время нам удалось разработать методы введения дислокаций, следы за которыми обладают разной рекомбинационной активностью, что позволяет измерить спектр энергетических уровней, связанных с теми дефектами в следах, которые обладают контрастом в наведенном токе.

В работе методами EBIC и DLTS исследовалась электрическая активность следов за дислокациями со стороны растяжения и сжатия в образцах, вырезанных из промышленной пластины кремния р-типа. Обнаружено, что со стороны растяжения позади боковых сегментов дислокаций EBIC контраст от следов практически отсутствовал, и наблюдался лишь в центральной части петли вблизи царапины, служившей источником зарождения дислокаций. В спектре DLTS в этих образцах глубоких уровней не наблюдалось. Следы же со стороны сжатия давали заметный контраст за боковыми сегментами дислокационных петель, а в спектре DLTS наблюдался широкий пик. После повторной деформации образца, где сторона растяжения уже служила стороной сжатия, и дислокации двигались в обратном направлении, в режиме EBIC наблюдалось появление контраста от следов за дислокациями, значения которого достигали ~20%, а в спектре DLTS наблюдалось появление уширенного пика при температуре ~230 К, аналогичного пику от следов со стороны сжатия. Определена энергия активации наблюдаемых центров с глубокими уровнями, близкая по значению донорному уровню в деформированном кремнии, ранее измеренному с помощью эффекта Холла [5]. Из полученных результатов установлена связь измеренного методом DLTS спектра глубоких уровней с дефектами, ответственными за формирование рекомбинационного контраста в следах за дислокациями.

Литература

- 1 O.V. Feklisova, E.B. Yakimov, N. Yarykin, *Physica B* 340-342, 1005 (2003).
- 2 O.V. Feklisova, E.B. Yakimov, *Phys. Stat. Sol. (c)* 4(8), 3105 (2007).
- 3 O.V. Feklisova, V.I. Orlov, E.B. Yakimov, *Phys. Stat. Sol. (c)* 12(8), 1081 (2015).
- 4 V.I. Orlov, E.B. Yakimov, N. Yarykin, *Sol. Stat. Phenom.* 242, 155 (2016).
- 5 V.A. Grazhulis, V.V. Kveder, V.Yu. Mukhina, *Phys. Stat. Sol. (a)* 43, 407 (1977).

Микрокристаллические наноструктурированные слои кубической фазы карбида кремния, формируемые на эпитаксиальной поверхности кремния

Л.К. Орлов¹⁾, В.А. Боженкин²⁾, В.И. Вдовин³⁾, Н.Л. Ивина²⁾, Т.Н. Смыслова²⁾
^{1)ИФМ РАН, 2)НГТУ, Нижний Новгород, 3)ИФП СО РАН, Новосибирск}
orlov@ipm.sci-nnov.ru

На поверхностные текстурированные слои кубической фазы карбида кремния в последние годы обращено повышенное внимание благодаря уникальным свойствам карбидов и наметившейся перспективе их применения в устройствах кремниевой электроники, предназначенных для работы в экстремальных условиях. Представляют интерес как гетеропереходы 3С-SiC/Si, наиболее часто используемые в качестве широкозонного эмиттера для устройств быстродействующей опто- и СВЧ-электроники [1], так и карбидные слои, выращиваемые на подслое диоксида кремния [2] либо с целью защиты элементов конструкции Si микросхемы от воздействия агрессивной внешней среды, либо для введения упругой деформации в транспортный канал МОП транзистора.

Карбидные микрокристаллические структуры, выращиваемые на поверхности Si, привлекательны также своими фундаментальными свойствами, обуславливаемыми, в частности, влиянием упругих полей, возникающих в системе из-за сильного различия периодов кристаллических решеток контактирующих материалов. Вследствие этого на поверхности Si появляется возможность формирования различного рода и состава островковых и линейчатых микрокристаллических образований нанометрового масштаба [3]. Интерес, проявляемый к подобного рода системам, связан, прежде всего, с проблемой создания в объеме и на поверхности пластины упорядоченных двумерных массивов квантовых объектов, обладающих принципиально новыми свойствами и привлекательных для приложений в микро- и нанoeлектронике. Своеобразные характеристики формируемых на поверхности микрокристаллитов, при этом, могут быть обусловлены как проявлением эффектов пространственного ограничения в отдельных элементах структуры, так и свойствами межфазных и межзеренных границ в системе.

В работе рассмотрены структуры, полученные путем низкотемпературной ($T_{gr} < 800^{\circ}\text{C}$) карбидизации поверхности кремния в вакууме с последующим использованием в ростовом процессе молекулярных пучков гидридов Si и Ge, и углеводородов [4]. На базе разных диагностических методов изучен фазовый состав, морфология поверхности и кристаллическая структура наноструктурированных слоев кубической фазы карбида кремния, выращиваемых на пластинах кремния различной ориентации в разных технологических условиях. Наряду с характеристиками толстых сплошных слоев 3С-SiC, в работе значительное внимание уделено обсуждению вида и структуры островковых образований, наблюдаемых на поверхности подстилающего карбидизированного слоя Si.

Светоизлучающие характеристики выращенных гетерокомпозиций [5] в диапазоне длин волн от ближнего инфракрасного до глубокого ультрафиолета изучались методами фото- и катодолюминесценции. Спектры катодолюминесценции как от тонкого сплошного подстилающего карбидизированного слоя Si, так и от микрокристаллических островков на поверхности имели идентичный вид и характеризовались появлением дополнительной интенсивной полосы излучения, сдвинутой в область глубокого ультрафиолета (~ 3.2 эВ). Обсуждается взаимосвязь спектральных линий, полученными методами как фото-, так и катодолюминесценции, с особенностями кристаллической и электронной структуры нанотекстурированных слоев кубической фазы карбида кремния.

Литература

1. M. Konagai. // Thin Solid Films. 2008. Vol. 516. P. 490 - 495.
2. K.W. Ang, K.J. Chui, et. al. // Appl. Phys. Lett. 2005. Vol. 86. P. 093102.
3. Haitao Liu, Zhaohui Huang, et.al. // J. Crystal Growth. 2015, Vol. 419 . P. 20–24.
4. Л.К. Орлов, Ю.Н. Дроздов и др. // ФТТ. 2007. Т. 49. № 4. С. 596 – 601.
5. Л.К. Орлов, Э.А. Штейнман и др. // ФТТ. 2012. Т. 54. № 4. С.666 – 672.

Изгибные интерференционные полосы» в брэгговской геометрии – новый высокочувствительный метод исследования дефектов поверхности в кремнии

Э.В. Суворов, И.А. Смирнова

Институт физики твердого тела, РАН,

Черноголовка, ул. Академика Ю.А.Осипьяна, 2, Московская область, 142432 Россия,

Тел: (496) 522-8303, эл. почта: suvorov@issp.ac.ru

Предложен новый высокочувствительный метод для исследования локальных деформаций поверхности, обусловленных дефектами кристаллов. Метод основан на анализе формы «интерференционных деформационных полос» в геометрии брэгговской дифракции рентгеновских лучей. Метод позволяет количественно измерять локальные изгибы кристаллографических плоскостей от десятков до нескольких сотен метров. «Интерференционные деформационные полосы» в геометрии брэгговской рентгеновской дифракции впервые были обнаружены и описаны в работе [1], а затем исследованы теоретически и экспериментально [2,3]. Эти полосы возникают на секционных топограммах в геометрии Брэгга *только* при изгибе кристалла. На рис.1 приведены результаты численного моделирования волнового поля в треугольнике рассеяния. В идеальном кристалле (рис.1а) обычные маятниковые полосы быстро затухают. В случае изогнутого кристалла (рис.1б) возникает новый эффект, связанный с интерференцией старого волнового поля с новым, образованным внутри кристалла за счет межветвевое рассеяния. На рис.1б хорошо проявляется образование новых изгибных контуров в правой части рисунка на поверхности кристалла. На рис.1в показана численная секционная топограмма для этой ситуации.

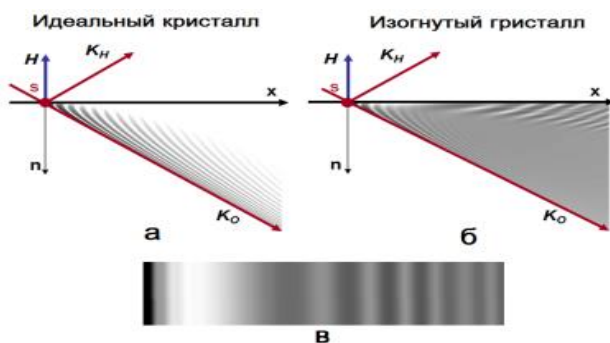


Рис.1

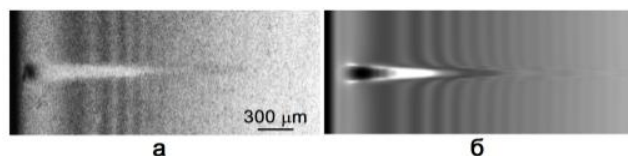


Рис.2

Возможности метода «изгибных интерференционных контуров» проиллюстрированы на примере локальных деформаций поверхности монокристаллов кремния, обусловленных «квазиточечными» дефектами. Дефекты на входной грани кристалла создавались уколом алмазного индентора при нагрузках менее 1г. На рис.2 приведены экспериментальная (а) и численная (б) секционные топограммы такого дефекта. Полученные результаты показывают, что этот метод может быть использован для измерений очень слабых деформаций поверхности [2,3]. Эксперименты показывают, что «интерференционные деформационные полосы» вблизи «квазиточечных» дефектов смещаются. Смещения изгибных интерференционных полос в поле дефекта позволяют определять величины локальных изгибов кристаллографических плоскостей с радиусами от нескольких десятков до нескольких сотен метров.

Литература

1. И.Л.Шульпина, П.В.Петрашень, Ф.Н.Чуховский, К.Т.Габриэлян Тезисы докладов IV Всесоюзного совещания «Дефекты структуры в полупроводниках» Новосибирск, Россия: Изд-во СО АН СССР. 2, 114, 1984
2. F.N.Chukhovskii, P.V.Petrashen' Acta Cryst. A.44, 8, 1988
3. Э.В.Суворов, И.А.Смирнова, А.С.Образова ПТЭ 1, 178, 2015

Необычное перемещение дислокаций краевого типа в гетероструктурах Ge/Ge_xSi_{1-x}/Si(001)

Ю.Б. Болховитянов, А.К. Гутаковский, А.С. Дерябин, Л.В. Соколов

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

Новосибирск, 630090

Тел.:(383) 333-3286, эл. почта: bolkhov@isp.nsc.ru

Гетероструктуры Ge/Ge_xSi_{1-x}10нм/Si(001), выращенные методом молекулярной эпитаксии, были исследованы методом высокоразрешающей электронной микроскопии (ВРЭМ). Показано, что такие гетероструктуры релаксируют в две стадии: в процессе роста формируется упорядоченная сетка краевых дислокаций на границе раздела

Ge/GeSi (рис. 1(а)); затем, в процессе отжига при 700 °С, часть краевых дислокаций перемещается через буферный слой GeSi к границе раздела GeSi/Si(001) (рис. 1(в)). Возникает вопрос: как краевые дислокации, считающиеся сидячими (например, [1]), переместились из границы раздела Ge/GeSi в границу GeSi/Si(001).

Отжиг образца при промежуточной температуре 600 °С показал, что перемещение краевых дислокаций осуществляется путем движения дислокационных комплексов краевого типа, представляющих комплементарные пары 60°-ных дислокаций (рис. 1 (б)), расстояние между окончаниями экстра полуплоскостей {111} которых составляет 2-12 межплоскостных промежутков (по наблюдениям нескольких образцов). Анализ литературы показал, что методом ВРЭМ были обнаружены разнообразные структурные формы дислокационных ядер краевых дислокаций, одна из характеристик которых – расстояние между окончаниями экстра полуплоскостей пары 60°-ных дислокаций, их образующих, которое может меняться (например, [2]).

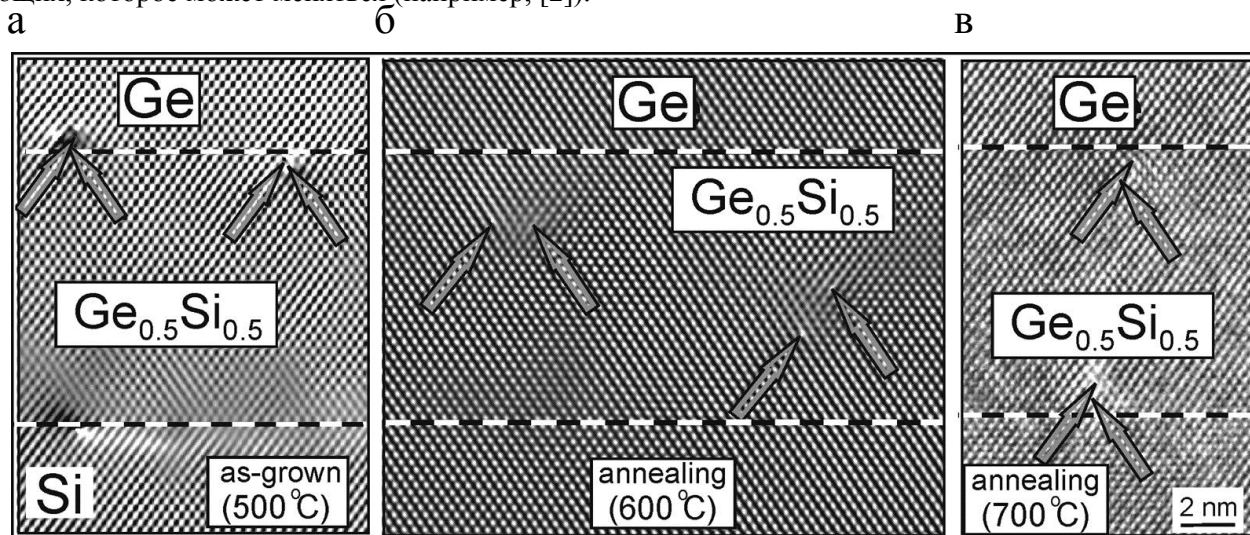


Рис. 1. Экспериментальные ВРЭМ-изображения поперечных срезов гетероструктуры Ge/Ge_{0.5}Si_{0.5}(10 nm)/Si(001), отфильтрованных в (111) и (111) рефлексах: (а) свежеращенная при 500 °С, (б) и (в) - отожженная при температурах 600 °С и 700 °С, соответственно. Стрелками отмечены окончания экстра полуплоскостей {111} в дислокационных парах.

Литература

1. W. M. Lomer, Phil. Mag. Ser. 7 **42** (1951) 1327-1331.
2. S. Oktyabrskhy, H. Wu, R. D. Vispute, and J. Narayan, Phil. Mag. **71** (1995) 537-551.

Особенности создания бездефектного карбида кремния на кремнии

К.Б. Тыныштыкбаев, Б.А. Рақыметов

[†] *Физико-технический институт,*

Алматы, Казахстан, 050032, Ибрагимова, 11

тел: +7 (327) 3865536, факс: +7 (327) 3865378, эл. почта: kt011@sci.kz, kt011@mail.ru

Обычно гетероэпитаксиальные пленки карбида кремния выращивают на кремнии методом химического осаждения из газовой фазы в температурном диапазоне от 800°C до 2500°C [1]. При этом скорость осаждения карбида кремния зависит от температуры синтеза и от концентрации источников углеродного компонента в парогазовой смеси. Например [2] известен способ изготовления бездефектной пленки карбида кремния (SiC) на кремнии (Si) путем проведения высокотемпературной ($T = 1100 - 1400$)°C реакции монокристаллического кремния с газообразным оксидом углерода, в результате которой на межграничной области образуются поры, которые способствуют релаксации упругих напряжений несоответствия параметров кристаллических решеток Si и SiC и образованию бездефектной пленки SiC на кремнии. Однако при росте SiC с одновременным образованием пор в кремнии [3], на границе раздела Si/SiC в результате высокотемпературной химической реакции кремния с газообразным оксидом углерода помимо SiC образуется закись кремния SiO в виде остаточной примеси.

Образование промежуточного слоя SiO можно исключить путем использования создания скрытого пористого слоя, расположенного в приповерхностной области кристалла [4], когда поверхность остается монокристаллической [5]. В результате наличия скрытого пористого слоя происходит релаксации упругого напряжения несоответствия решеток на ГР SiC/Si и образование бездефектного карбида кремния. Глубина залегания скрытого пористого слоя зависит от омности исходного образца кремния, величины падения напряжения на электродах электрохимической ячейки и времени травления и регулируется изменением плотности тока травления [6]. В этом случае отпадает необходимость применения сложной реакции взаимодействия монокристаллического кремния с газообразным оксидом углерода и образования закиси кремния SiO, в результате которой на межграничной области образуются поры.

В работе приводятся примеры создания бездефектного карбида кремния с использованием скрытого пористого слоя монокристаллического кремния с ненарушенной поверхностью.

Литература

1. Синельников Б.М., Тарала В.А., Митченко И.С. Патент RU 2394117, заявка № 2008110877/15 от 24.03.2008, опубликовано 10.07.2010.
2. Кукушкин С.А., Осипов А.В., Феоктистов Н.А. Патент РФ № 2363067, приоритет от 22.01.2008. Опубликовано 27.07.2009. БИ № 21.
3. С.А.Кукушкин, А.В.Осипов. ФТТ, 2008, т.50, № 7, с. 1188 – 1195.
4. Тыныштыкбаев К.Б., Рябикин Ю.А., Токмолдин С.Ж. Патент РК №65010, заявка 2009/0316.1 от 06.03.2009, изобрет. № 22831, БИ №8, 2010.
5. К.Б.Тыныштыкбаев, Ю.А. Рябикин, С.Ж. Токмолдин, Б.А. Рақыметов, Т.Айтмуқан. Материалы электронной техники. Изв.вузов. 2012, №4, с.40 – 44.
6. Н.Н.Герасименко, К.Б.Тыныштыкбаев, В.В.Старков, С.Ж.Токмолдин, Н.А.Медетов, Е.А.Гостева. ФТП, 2014, т.48, № 8, с. 1117 – 1122.

Структуры SiGe на Si, полученные при высоких температурах

А.А. Шкляев

Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова, СО РАН, Новосибирск, 630090

Новосибирский государственный университет, Новосибирск, 630090

тел.: +7 (913) 001-0085, эл. почта: shklyaev@isp.nsc.ru

Гетероструктуры Si/Ge обычно обладают недостатками, которые ухудшают их характеристики и существенно ограничивают области их практического применения. Недостатки гетероструктур обусловлены неравномерным распределением в них сильных упругих напряжений и химического состава, а также наличием в них дефектов упаковки и дислокаций. Это приводит к значительному уширению спектра электронных состояний и, как следствие, к нечётким характеристикам. Уменьшение перечисленных недостатков может быть достигнуто посредством воздействия высоких температур. Основной движущей силой самоорганизации в процессе роста полупроводниковых гетероструктур являются релаксация упругих напряжений кристаллической решётки, которая проявляется посредством нескольких эффектов. Наиболее важным из них является переход от двумерного к трехмерному (3D) росту, который обычно приводит к формированию различных морфологий поверхности. Однако это не обеспечивает полной релаксации упругих напряжений. Их дальнейшее ослабление может быть достигнуто за счет высокотемпературных отжигов, которые для слоёв Ge, осаждённых на Si (111), приводят к сегрегации SiGe в гребни (Рис. 1а) [1,2].

Существенно другая морфология поверхности образуется при осаждении Ge непосредственно при высоких температурах (~ 800 °С) (Рис. 1б). Морфология поверхности в этом случае формируется в условиях несмачиваемости поверхности Si(111) материалом состава близкого к Si_{0.7}Ge_{0.3}. Несмачиваемость обеспечивает значительный выигрыш в энергии за счёт резкого сокращения размеров границ раздела между 3D-структурами и подложкой и образованием больших участков поверхности Si(111) не покрытых германием. Интересно, что минимизация энергии границы раздела и энергии упругих напряжений происходит посредством анизотропного латерального роста 3D-структур, которые принимают форму дендритов [3].

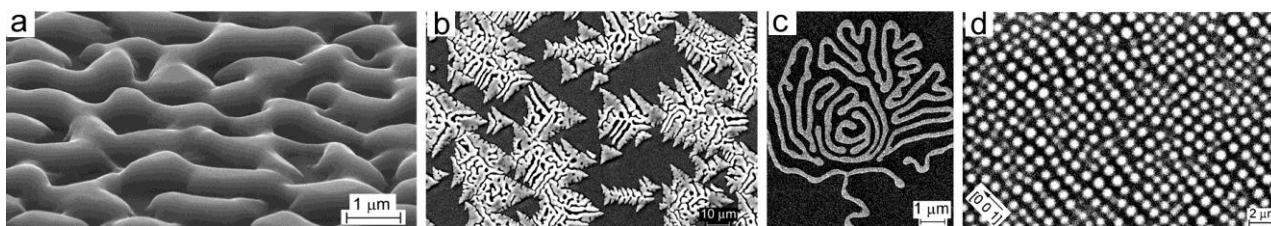


Рисунок 1. Изображения 3D-структур, полученных в результате осаждения Ge (а-с) на Si(111) и (d) на Si (100) с использованием высоких температур.

Образование необычных 3D-структур наблюдается при осаждении Ge на поверхность Si(111) при температурах около 850 °С в условиях близких к динамическому равновесию между скоростью осаждения Ge и скоростью его диффузии в подложку в результате перемешивания кремния и германия. Их образование начинается с зарождения островков в форме дисков, которые затем вырастают в длинные прямые, либо извилистые нанопроволоки (Рис. 1с) [4]. Аналогичные условия роста вблизи динамического равновесия приводят к образованию упорядоченных островков SiGe на Si(100) при температуре в диапазоне 850 – 950 °С (Рис. 1d) [5].

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда, грант № 14-22-00143.

Литература

1. A.A.Shklyaev, K.N.Romanyuk, S.S.Kosolobov, Surf. Sci. 2014. V.625. P.50.
2. A.A.Shklyaev, K.E.Ponomarev, J. Cryst. Growth. 2015. V.413. P.94.
3. A.Shklyaev, L.Bolotov, V.Poborchii, T.Tada, J. Appl. Phys. 2015. V.117, P.205303.
4. A.A.Shklyaev, A.V.Latyshev, J. Cryst. Growth. 2016. V.441. P.84.
5. A.A.Shklyaev, A.E.Budazhapova, Appl. Surf. Sci. 2016. V.360. P.1023.

Модель латерального роста и развития формы нитевидных нанокристаллов за счет образования и движения ступеней по боковым граням

С.Н. Филимонов¹⁾, Ю.Ю. Эрвье¹⁾

¹⁾ *Национальный исследовательский Томский государственный университет,*

Томск, 634050, пр. Ленина, 36

тел: (3822)423493, факс: (3822)233034, эл. почта: ervye@mail.tsu.ru

Разработана согласованная модель вертикального и латерального роста нитевидных нанокристаллов (ННК), учитывающая особенности диффузионного транспорта адатомов и послойный механизм роста кристаллических слоев на гранях нанокристалла. Полагается, что латеральный рост ННК связан с последовательным образованием элементарных ступеней у основания ННК и их движением в сторону вершины ННК. Распределение адатомов на поверхности подложки и на боковой грани ННК (на террасах ступеней) определяется путем решения диффузионных уравнений с соответствующими краевыми условиями [1,2]. Образование зародыша ступени рассматривается в рамках классической теории нуклеации с учетом зависимости пересыщения от времени (от текущей конфигурации ступеней). Получены аналитические выражения для скорости удлинения ННК, скоростей перемещения ступеней и времени ожидания появления зародыша ступени. Проведено численное моделирование роста ННК InAs и InP, инициированных каплями золота, и самокаталитического роста ННК GaN на кремнии.

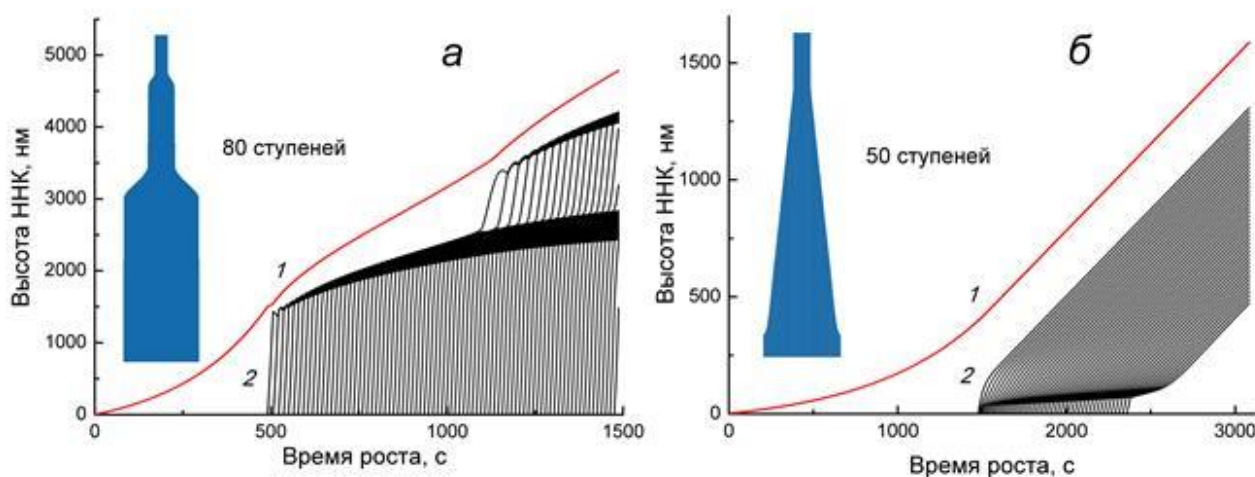


Рис. 1. Зависимость высоты ННК от времени (кривая 1) и траектории ступеней на боковой грани ННК (кривые 2) при различных значениях барьера Эрлиха-Швебеля: (а) 0 эВ, (б) 0.4 эВ.

Моделирование позволяет воспроизвести наблюдаемые в эксперименте формы ННК с резким изменением диаметра и отсутствием утолщения вблизи вершины (рис. 1). Резкое изменение диаметра связано с образованием эшелона ступеней, движущегося в сторону вершины ННК. Образование эшелона происходит при наличии пересыщения на ступени относительно вершины ННК [2]. Скорость движения эшелона уменьшается по мере увеличения числа ступеней в эшелоне. При этом расстояние между эшелонами и вершиной ННК увеличивается, что приводит к отрыву ведущей ступени от эшелона. В результате образуется система эшелонов и ННК принимает характерную форму “заточенного карандаша” (рис. 1а). Наличие достаточно большого потенциального барьера для присоединения адатома к ступени с верхней террасы (барьер Эрлиха-Швебеля) способствует раннему отрыву ступени от эшелона и препятствует образованию эшелонов оторвавшихся ступеней. В этом случае формируются ННК с равномерно расположенными ступенями в средней части ННК и без ступеней в верхней части (рис. 1б).

Литература

1. Dubrovskii V.G., Hervieu Yu.Yu. // J. Cryst. Growth. 2014, V.401, P.431-440.
2. Filimonov S.N., Hervieu Yu.Yu. // J. Cryst. Growth. 2015, V.427, P.60-66.

Структурные дефекты и люминесцентные свойства Si, имплантированного ионами кислорода

В.И. Вдовин¹⁾, Л.И. Федина¹⁾, А.К. Гутаковский¹⁾,
А.Е. Калядин²⁾, Е.И. Шек²⁾, Н.А. Соболев²⁾

¹⁾ *Институт физики полупроводников СО РАН, Новосибирск, 630090 пр. Лаврентьева, 13*

²⁾ *Физико-технический институт им. А.Ф.Иоффе РАН, С.-Петербург, 194021, Политехническая, 26
тел.: (383) 330-9082; эл. почта: vivdovin@isp.nsc.ru*

Фундаментальная задача установления природы излучательных центров, обеспечивающих дислокационную фотолюминесценцию (ФЛ) в кремнии, до сих пор остается до конца нерешенной. Накопленный значительный объем данных указывает на то, что источники такой люминесценции связаны с ядром дислокаций и наноразмерными агломератами собственных межузельных и примесных атомов [1,2]. Одним интересным и одновременно наиболее противоречиво объясняемым аспектом дислокационной ФЛ является ФЛ кремния, содержащего кислородные преципитаты (КП). Интенсивность D-линий в спектрах ФЛ таких образцов может на порядок превышать интенсивность люминесценции пластически деформированных образцов. Существенным моментом в данном случае является взаимодействие КП с дислокациями: приводит ли оно к усилению или подавлению ФЛ. В настоящей работе мы представляем результаты экспериментальных исследований структурных дефектов и люминесценции имплантированного кислородом кремния, в котором термообработками достигался специфический ансамбль КП и дефектов кристаллической решетки.

Пластины n- и p-Cz-Si(100) имплантировались ионами кислорода с энергиями 150-350 кэВ и дозами $(0,7-1,5) \times 10^{15} \text{ см}^{-2}$ для получения постоянной концентрации кислорода на уровне $5 \times 10^{19} \text{ ат/см}^3$ по глубине до 1 мкм. Отжиги образцов проводились по многоступенчатой схеме, используемой для получения КП в монокристаллах кремния. Исследования проводились с помощью методов дифракционной просвечивающей электронной микроскопии, микроскопии высокого разрешения, а также фотолюминесценции в широком диапазоне температур.

Созданная серия образцов позволила идентифицировать характерные пики ФЛ, связанные с КП (1,479 мкм), <113>-дефектами (1,37 мкм) и собственно дислокациями (1,424 и 1,535 мкм). Прослежена эволюция спектров ФЛ по мере изменения системы структурных дефектов, происходящего на каждой последующей стадии низко- (650, 800 °С) и высокотемпературного (1000 °С) отжига. В результате проведенного исследования установлено:

❖ Кислородные преципитаты, декорирующие дислокации, не проявляют собственной люминесценции.

❖ Декорирование дислокаций кислородными преципитатами приводит к снижению интенсивности D1 и D2 линий, вплоть до полного их погасания по мере развития процесса декорирования.

❖ Линии D1/D2 дислокационной ФЛ связаны с чистыми от кислородных преципитатов участками ядра дислокации и кластерами собственных межузельных атомов, формирующихся вблизи дислокации.

Работа выполнена при частичной поддержке РФФИ (грант 14-02-00152).

Литература

1. Н.А. Соболев. // ФТП. 2010. Т.44, вып.1. С.3-25.
2. L.I. Fedina et al, Proc. of 2nd Int. Congr. Radiation physics, high current electronics, and modification of materials, Tomsk, Russia, 2006, paper-18.

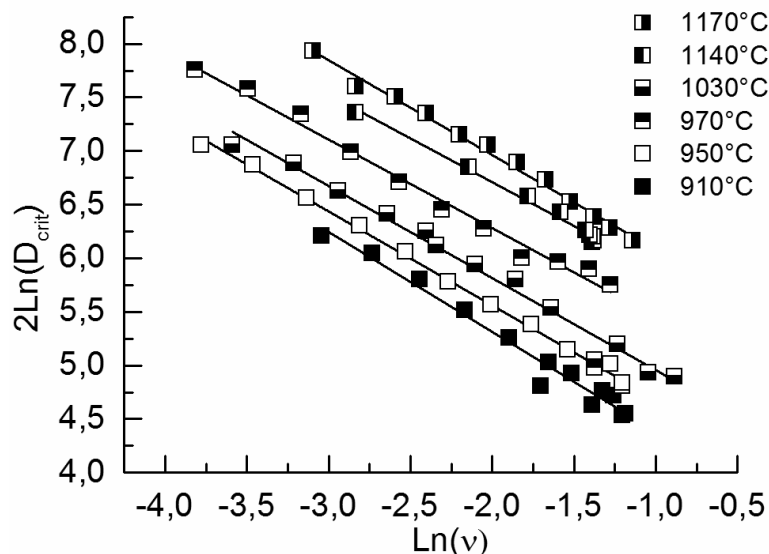
Зарождение двумерного островка на широких террасах Si(111) при высокотемпературном эпитаксиальном росте

С.В. Ситников¹⁾, С.С. Косолобов¹⁾, А.В. Латышев^{1),2)}

¹⁾ Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова, Новосибирск, 630090, пр. Лаврентьева, 13

²⁾ Новосибирский государственный университет, Новосибирск, 630090, Пирогова, 2
тел: +7 (383) 330-90-82, эл. почта: sitnikov@isp.nsc.ru

Атомные механизмы формирования морфологии поверхности кристаллов в процессах гомо- и гетроэпитаксиального роста интенсивно исследуются в связи с широким применением молекулярно-лучевой эпитаксии современных нанотехнологиях. В данной работе с применением уникального *in situ* метода сверхвысоковакуумной отражательной электронной микроскопии проведены исследования процессов гомоэпитаксиального роста на поверхности Si(111) при высоких температурах (900-1180°C). Предварительно, на поверхности образцов методами оптической литографии и плазмохимического травления создавались области поверхности, содержащие пьедесталы квадратной формы с размером стороны 200 мкм. Очистка поверхности образца осуществлялась высокотемпературным



отжигом в сверхвысоковакуумной камере электронного микроскопа. Далее с помощью специально разработанной испарительной ячейки проводился высокотемпературный эпитаксиальный рост в процессе которого на вершинах пьедесталов формировалась система концентрических атомных ступеней, разделенных широкими террасами. При осаждении кремния на поверхность структуры верхняя терраса увеличивалась в размере и при достижении критической величины в центре зарождался новый двумерный островок.

На рисунке 1 представлена зависимость квадрата критического размера террасы от потока материала на поверхность при различных температурах образца. Полученные зависимости подчиняются классической степенной

Рис.1. Зависимость квадрата критического размера террасы от потока материала на поверхность при различных температурах образца.

зависимости с показателем экспоненты $\chi=0,9\pm 0,05$, а предстепенной показатель имеет Арениусовскую зависимость с энергией активации $1,5\pm 0,1$ эВ. Теоретическое описание полученных экспериментальных результатов проводилось с применением подхода, представленного в работе [1]. Показано, что массоперенос по поверхности кремния при температурах около 1000°C определяется диффузией адсорбированных атомов кремния по поверхности, размер критического зародыша лежит в пределах 12-38 атомов. На основании полученных экспериментальных данных и теоретического рассмотрения оценена удельная энергия диссоциации критического зародыша $E_i/i=0,25\pm 0,1$ эВ.

Литература

1. Ranguelov B., Altman M. S., Markov I., Phys. Rev. B. 2007. Vol. 75. P. 245419.

Численное моделирование движения ступеней на боковых гранях 3D островков

Д.А. Безродный¹⁾, С.Н. Филимонов¹⁾

¹⁾ *Национальный исследовательский Томский государственный университет,
Томск, 634050, пр. Ленина 36
тел: 8 (3822) 529-651, эл. почта: dmitriy.bezrodnyu@yandex.ru*

В процессе роста трёхмерные островки Ge/Si(001) меняют свою форму с пирамидальной на куполообразную по мере увеличения их размера [1]. Изменение формы островка сопровождается появлением новых граней, которые возникают в результате сближения (эшелонирования) ступеней роста на гранях островка. При этом установлено, что рост новых слоёв в основном идет в направлении от вершины островка к его основанию, а смена формы происходит как при наличии потока атомов на поверхность, так и в процессе отжига.

Для изучения механизмов смены формы островка была разработана дискретная численная модель, позволяющая описывать зарождение и рост новых слоев на грани островка. Состояние системы на j -том шаге моделирования описывалась вектором вероятности V_j , элементы которого соответствуют концентрации адатомов в каждом узле грани. Матрица перехода M_j , задающая вероятность системы перейти из текущего состояния в одно из разрешённых состояний на следующем шаге моделирования, определяется расположением ступеней на поверхности. Вектор вероятности, определяющий концентрацию адатомов на следующем шаге, связан с вектором вероятности на предыдущем шаге как $V_{j+1} = V_j M_j^q$ [2]. Здесь q – целое число, достаточно большое, чтобы результирующий вектор V_{j+1} соответствовал стационарному состоянию системы $V_{j+1} M_j = V_{j+1}$. Скорость появления зародышей новых слоёв зависит от концентрации адатомов у вершины грани как n_j^{r+1} , где r – размер критического зародыша. При моделировании учитывалась проницаемость p ступеней для адатомов, т.е. способность переходить с одной террасы на другую без встраивания в излом. Возможность растворения ступеней не рассматривалась.

Из рис. 1а) видно, что меньшая проницаемость верхних ступеней увеличивает скорость их движения и приводит к сближению ступеней. При этом значительно увеличивается время ожидания появления зародыша нового слоя, и рост грани идёт преимущественно послойно. Релаксация упругих напряжений вблизи вершины островка может приводить к возникновению более глубокой потенциальной ямы для атомов на верхних террасах. В этом случае скорость образования зародышей увеличивается с числом одновременно растущих слоев, рис. 1б). Однако форма островка отличается от наблюдаемой экспериментально, что указывает на необходимость учета дополнительных процессов, например, частичного растворения нижних ступеней.

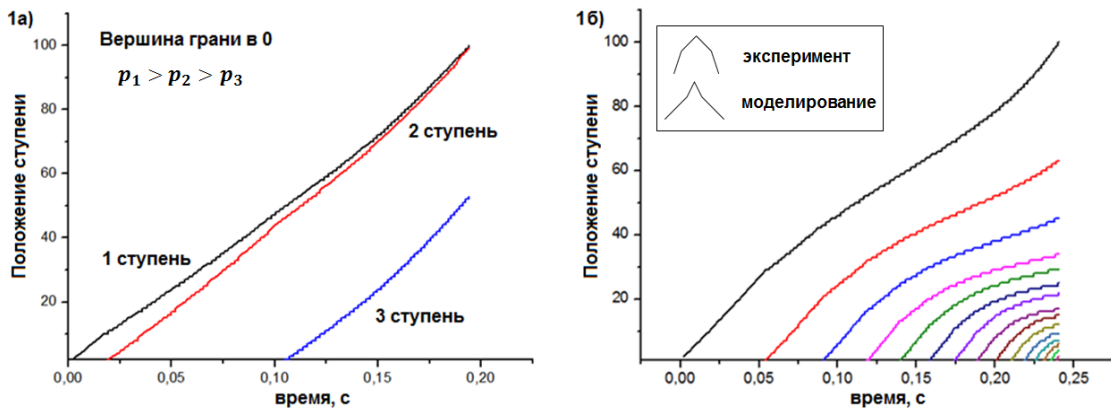


Рис. 1. Рост слоёв на грани островка. 1а) для различной проницаемости ступеней. 1б) при наличии дополнительной потенциальной ямы на верхних террасах.

Литература

1. F. Montalenti et al. Phys. Rev. B. 2004. V.70. P.245315.
2. C. Schuette, P. Metzner. Markov Chains and Jump Processes. Berlin, 2009, 96 P.

Никель в кремнии: Диффузия при комнатной температуре и взаимодействие с радиационными дефектами

Н.А. Ярыкин

Институт Проблем Технологии Микроэлектроники РАН,
Черноголовка, 142432 Академика Осипьяна, 6
тел: (496) 524-4092, факс: (496) 524-4225, эл. почта: NAY@iptm.ru

Примеси переходных металлов в кремнии вносят центры с глубокими уровнями, что уменьшает время жизни неосновных носителей заряда и обычно ухудшает параметры полупроводниковых приборов. Известно, что никель и медь являются наиболее быстрыми диффузантами в кремнии при высоких температурах. До недавнего времени считалось, что коэффициент диффузии никеля, в отличие от меди, быстро падает с понижением температуры. Однако, последние измерения [1] при промежуточных температурах ($> 665^{\circ}\text{C}$) показали, что энергии активации диффузии междоузельных атомов никеля и меди близки, и можно ожидать, что никель, как и медь, может проникать в пластины кремния даже при комнатной температуре. В докладе сообщается о новом способе введения никеля в пластины кремния и методе его детектирования. Показано, что никель действительно проникает в кремний на десятки микрометров при комнатной температуре, и сделана оценка его коэффициента диффузии.

Никель вводился в монокристаллы кремния n-типа в процессе травления при температуре $25-50^{\circ}\text{C}$ в загрязненном никелем щелочном растворе. Такой раствор моделирует суспензию, используемую при химико-механической полировке пластин кремния. С целью создания условий для детектирования атомов никеля электрическими методами, образцы были предварительно облучены быстрыми электронами. Установлено, что в результате взаимодействия междоузельных атомов никеля и А-центров (комплекс вакансия-кислород) образуется новый электрически активный дефект с акцепторным уровнем 0.37 эВ ниже дна зоны проводимости. Распределение никеля по глубине определялось путем измерения концентрационных профилей этого дефекта методом нестационарной емкостной спектроскопии (DLTS). Установлено, что коэффициент диффузии никеля при 35°C превышает 10^{-9} см²/с.

В заключение будет представлен сравнительный анализ поведения никеля и меди в бездефектных и облученных кристаллах кремния, а также взаимовлияния этих примесей в случае совместного легирования.

Литература

1. J. Lindroos, D. P. Fenning, D. J. Backlund, E. Verlage, A. Gorgulla, S. K. Estreicher, H. Savin, T. Buonassisi, J. Appl. Phys. 113, 204906 (2013).

Экспериментальное наблюдение дислокационных стенок в гетероструктурах с двумя границами раздела: Ge/Ge_{0.5}Si_{0.5} 10 нм/Si(001) как пример.

Ю.Б. Болховитянов, А.К. Гутаковский, А.С. Дерябин, **Л.В. Соколов**

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

Новосибирск, 630090

Тел.:(383) 333-3286, эл. почта: bolkhov@isp.nsc.ru

Для изучения распределения краевых дислокаций между границами раздела в гетероструктуре Ge/Ge_{0.5}Si_{0.5}/Si(001) использовалась высокоразрешающая электронная микроскопия (ВРЭМ). Показано, что краевые дислокации после отжига указанной гетероструктуры формируют дислокационные стенки, располагаясь друг под другом в верхней и нижней границах раздела (см. рисунок 1). Полученное обработкой ВРЭМ картин распределение растягивающих и сжимающих деформаций в направлении [001] свидетельствует о наложении полей деформации от дислокаций в верхней и нижней границах. При этом поля растяжения от дислокаций в нижней границе частично компенсируются полями сжатия от дислокаций в верхней границе, что и является движущим фактором наблюдаемого упорядочения.

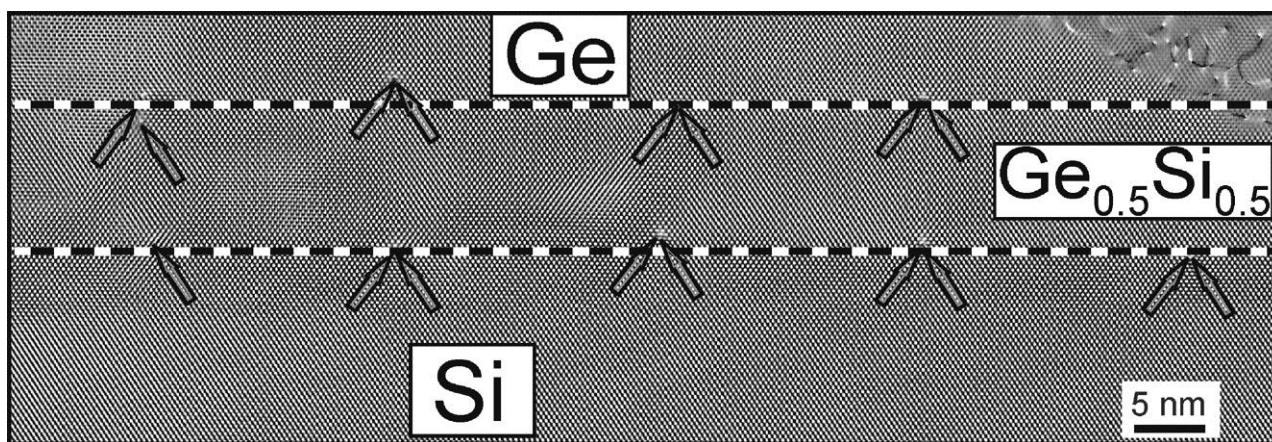


Рис.1. Экспериментальное ВРЭМ-изображение поперечного среза гетероструктуры Ge/Ge_{0.5}Si_{0.5}(10 nm)/Si(001), отфильтрованное в (111) и (111) рефлексах: распределение краевых дислокаций в отожженной гетероструктуре Ge/Ge_{0.5}Si_{0.5}/Si(001). Стрелками отмечены окончания экстра плоскостей {111} в дислокационных парах.

Дислокационные следы скольжения - анализ геометрии и свойств

В.И. Орлов^{1,2)}, О.В. Феклисова¹⁾, Н.А. Ярыкин¹⁾, Е.Б. Якимов^{1,3)}

¹ *Институт проблем технологии микроэлектроники и особочистых материалов РАН, г. Черноголовка, Московская обл., Россия*

² *Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка, Московская обл., Россия*

³ *Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва, Россия
тел: +7 (495) 962-80-74, факс: +7 (495) 962-80-47, эл. почта: orlov@issp.ac.ru*

В докладе будет представлен краткий исторический обзор проблем, связанных с образованием дефектов в результате скольжения дислокаций в полупроводниках - так называемых дислокационных следов, природа и даже условия образования которых до сих пор не выяснены. Интерес к этим исследованиям вызван тем, что в последние годы для изготовления солнечных элементов широко используется поликристаллический кремний, где дислокации и связанные с ними дефекты являются основными причинами низкого КПД.

В работе использовались методы тока, наведенного электронным пучком (EBIC) и лазерным излучением (LBIC). Существенное отличие методов заключается в разной форме и размере областей, в которых генерируются электрон-дырочные пары. В случае LBIC глубина проникновения света может варьироваться в широких пределах путем изменения длины волны и достигать десятков и сотен микрометров. Именно большая глубина возбуждения позволила получить в данной работе квази-3D LBIC изображения дефектов в плоскости скольжения.

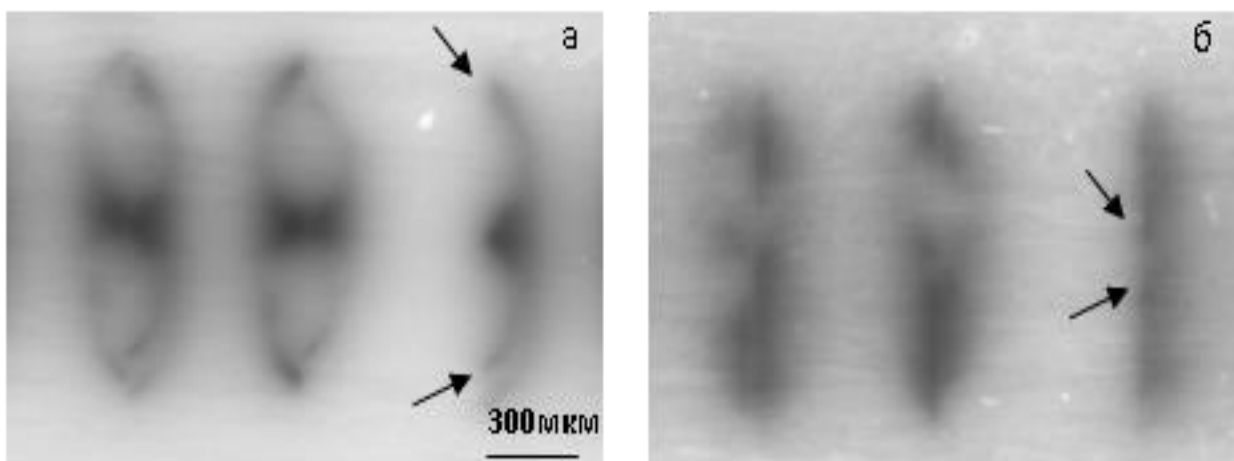


Рис. 1 LBIC изображение дислокационных полупетель, полученных при расширении (а) и после обратного движения дислокаций (б). Плоскость наблюдения (100), стрелками указаны места выхода дислокаций на поверхность наблюдения.

Анализ EBIC и LBIC изображений индивидуальных дислокационных полупетель позволил установить, что рекомбинационно активные дефекты (дислокационные следы) всегда формируются только за одним из трех сегментов дислокационной полупетли. Эксперименты, проведенные с использованием образцов кремния различной кристаллографической ориентации и деформированных в различных условиях, показывают, что дислокационные следы формируются только тем 60° сегментом дислокационной полупетли, у которого лидирующей является 90° частичная дислокация. Смена лидирующей частичной дислокации за счет изменения направления движения дислокации подтверждает это предположение (Рис.1).

В работе обсуждается природа образования дислокационных следов скольжения и выдвигается несколько возможных механизмов их образования.

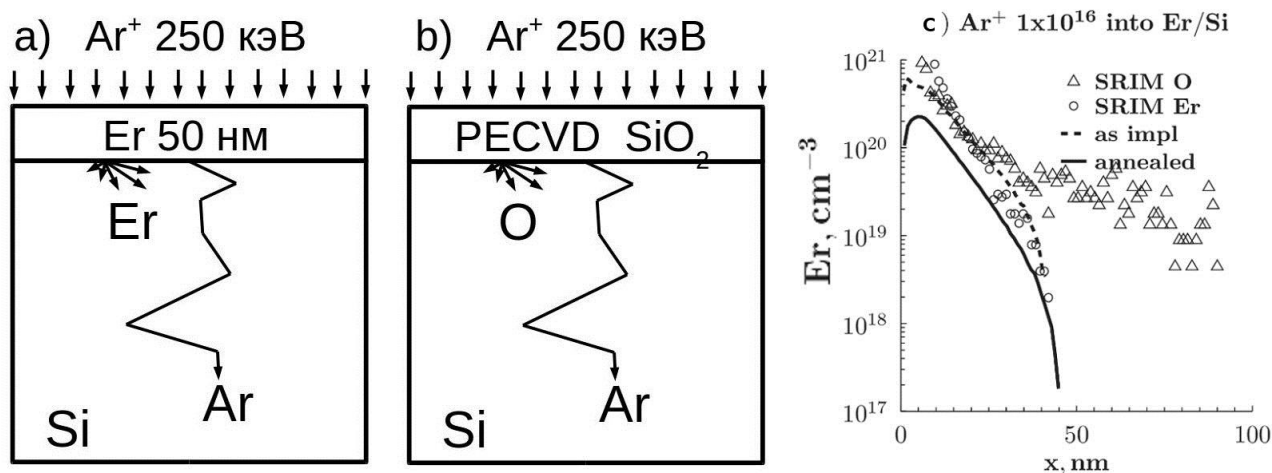
Мелкое легирование кремния эрбием методом имплантации атомов отдачи

К.В. Феклистов¹

¹ Институт физики полупроводников им. А.В.Ржанова СО РАН,
Новосибирск, 630090, пр-кт акад. Лавреньева, 13
тел: +7 (383) 333-2537, факс: +7 (383) 333-2771, эл. почта: kos@isp.nsc.ru.ru

Эрбий считается перспективным легирующим элементом для создания интегрированных опто-электронных приборов на кремнии. Его оптический переход $Er^{+3}: 4I_{13/2} \rightarrow 4I_{15/2}$ на длине волны 1.54 мкм попадает в диапазон наименьших потерь оптоволоконных линий. Несмотря на длительные и обширные исследования, представленные в обзорах [1], остается нерешенным ряд задач на этом направлении. Одной из важнейших является технологическая задача сильного легирования кремния атомами эрбия в оптически активном состоянии.

С целью достижения сильного приповерхностного легирования кремния эрбием в работе апробирован метод имплантации атомов отдачи. В этом методе через тонкую пленку эрбия на поверхности проводилась имплантация ионами аргона с энергией 250 кэВ, в результате чего выбитые из пленки атомы отдачи эрбия внедрялись в кремний. Таким способом было проведено внедрение эрбия до концентрации $5 \times 10^{20} \text{ см}^{-3}$ на глубину чуть более десяти нанометров. Для формирования стабильных и оптически активных комплексов ErO_n дополнительно было выполнено внедрение атомов отдачи кислорода. В процессе последующей термообработки около половины дозы внедренного эрбия переходит в SiO_2 на поверхности. Основная доля эрбия, оставшаяся в кремнии после термообработок, является оптически неактивной [2]. С целью прояснить причины этого, в данной работе проведено исследование методом просвечивающей электронной микроскопии включая Рентгеновскую фотоэлектронную спектроскопию. Кроме того ставится задача исследования остаточных после имплантации и отжига протяженных дефектов.



Исследование показало, что формируются две содержащие эрбий фазы: обогащенная кислородом фаза Er-Si-O прилегает к SiO_2 на поверхности и обедненная кислородом фаза Er-Si, остается глубже в кремнии. Предложенный ранее механизм сегрегации Er в SiO_2 на фронте рекристаллизации кремния, опровергается на основе установленного факта, что рекристаллизация не достигает поверхности. Предложен механизм разделения имплантированной примеси Er и O на две фазы. Классифицированы остаточные после рекристаллизации дефекты. Наблюдается большая плотность микродвойников в области среднего проецированного пробега имплантации и т.н. EOR дефекты за ней.

Литература

1. Соболев Н.А. // ФТП. 1995. Т. 29. С. 1153.; A. Polman // J. Appl. Phys. 1997. V 82. P. 1.; Kenyon A.J. // Semicond. Sci. Technol. 2005. V. 20 P. R65

Диагностика адсорбционных свойств поверхности мелкодисперсных и наноразмерных твердотельных структур с помощью усовершенствованной тепловизионно-измерительной системы

Б.Г. Вайнер^{1,2)}, А.А. Гузев¹⁾, С.С. Фаст²⁾

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

² Новосибирский государственный университет, Новосибирск, 630090, Пирогова, 2
тел: +7 (383) 330-7781, факс: +7 (383) 333-2771, эл. почта: BGV@isp.nsc.ru

Среди многочисленных способов исследования физических свойств поверхности твердотельных структур современный тепловизионный метод можно отнести к одному из наиболее предпочтительных, поскольку он является неразрушающим, высокочувствительным [1] и количественным, позволяющим проводить абсолютное сравнение физических характеристик изучаемых объектов. Экспериментальный анализ адсорбционно-десорбционных процессов, протекающих при взаимодействии молекул газа с поверхностью твердых тел, способен дать полезную информацию о физико-химических механизмах такого взаимодействия. Особый интерес при этом представляет изучение начальных стадий заполнения поверхности молекулами.

Для возможности наблюдения, регистрации и количественного анализа быстрой (порядка 1–10 мс) динамики сорбционных процессов ранее была создана измерительная система, основанная на одновременном использовании матричного тепловидения и скоростной эллипсометрии [2]. С ее помощью проведены пилотные исследования твердых тел разной природы, включая кремниевые наноканальные мембраны микронных толщин, микроканальные кремниевые структуры с разным шагом между центрами каналов (от 4 до 30 мкм), нанопористый кремний. В силу того, что измерения, реализуемые с помощью вышеупомянутой методики, обычно осуществляются на уровне предельной чувствительности аппаратуры, в пилотном проекте были вскрыты источники ряда артефактов, снижающих точность измерений и сужающих возможности этой оригинальной технологии. Также прежняя система не предполагала изучение таких интересных и практически важных объектов, как ансамбли микро- и наноразмерных твердотельных частиц (порошков). В доработанном и представленном в настоящей работе измерительном комплексе устранены все выявленные недостатки пилотной модели, а его функциональные свойства пополнены возможностью исследования массивов микрочастиц.

На рис. 1 показан пример подвешенного на несущей пленке мелкодисперсного слоя, который, как следует из измеренных термограмм, проявляет гидрофильные свойства. В работе приведены результаты количественного и сравнительного исследования аналогичных, а также тонкопленочных, твердотельных структур в динамическом режиме измерений.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке РФФИ, грант № 15-02-070680.

Литература

1. B. G. Vainer. J. Phys. D: Appl. Phys. 2008. V. 41, no. 6. P. 065102.
2. B. G. Vainer, A. A. Guzev, K. P. Mogilnikov, S. I. Romanov, V. A. Shvets. Proc. of QIRT 2014 Conference, 7-11 July 2014, Bordeaux, France – Available at QIRT Open Archives: <http://qirt.gel.ulaval.ca/archives/qirt2014/QIRT2014.html>, Paper QIRT-2014-167.

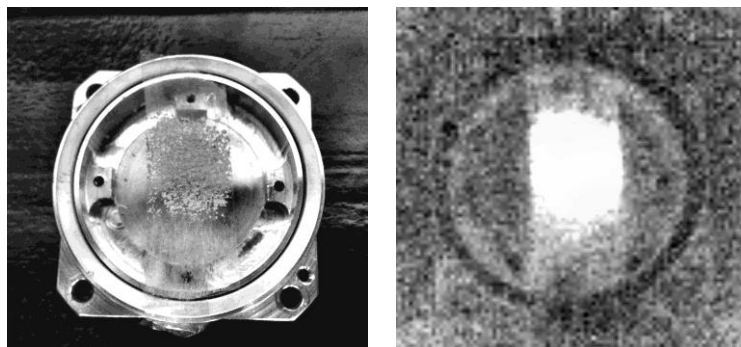


Рис. 1. Фотография порошкообразного материала на несущей пленке (слева) и его термограмма при выделении теплоты адсорбции паров воды на поверхности (справа).

Управление дефектной структурой кремния радиационными методами

С.П. Кобелева¹, И.М. Анфимов², Г.С. Таласбек¹, У.К. Абильдаева¹

¹ НИТУ «МИСиС», Москва, 119049, Ленинский пр-т, 4

² ООО «РИИС», Москва, 119049, Крымский вал, 3, корп. 1

тел: +7 (495) 955-0150, факс: +7 (499) 237-12129, эл. почта: kob@misis.ru

Дефекты в полупроводниковых материалах играют решающую роль в формировании их свойств. Не являются исключением и радиационные дефекты (РД). Помимо отрицательного влияния на свойства, РД используют также для улучшения характеристик полупроводниковых приборов на основе кремния. Несмотря на многолетний и активный интерес к изучению поведения РД в монокристаллическом кремнии, однозначной картины структуры РД и поведения их при отжигах, особенно в высокоомном БЗП кремнии, в настоящее время нет. Отсутствует также однозначная информация по влиянию отдельных типов РД на две основные характеристики полупроводникового кремния — удельного электросопротивления (ρ) и рекомбинационного времени жизни свободных носителей заряда (τ). Существует много методических проблем, связанных с определением приводящих к изменению ρ и τ температурных интервалов и энергетических характеристик процессов рекомбинации РД. Зачастую отсутствуют данные по скоростям нагрева и охлаждения образцов при проведении изотермических или изохронных отжигов. Это приводит к разбросу значений определяемых параметров формирования и распада РД.

В работе проведен анализ серий экспериментов по отжигу облученных электронами 6 МэВ пластин высокоомного БЗП кремния ($\rho \sim 800 - 1700 \text{ Ом}\cdot\text{см}$). Показано, что изменение температурных интервалов проведения отжигов, также, как и скорости нагрева и охлаждения при проведении изохронных отжигов в интервале температур $100 - 500 \text{ }^\circ\text{C}$, приводит к заметным изменениям в энергиях активации восстановления ρ и τ . Так, при снижении начальных температур отжигов от $300 \text{ }^\circ\text{C}$ до $100 \text{ }^\circ\text{C}$ энергия активации восстановления ρ снижается с $0,7 - 0,9 \text{ эВ}$ до $0,3 - 0,6 \text{ эВ}$, а τ — с $1,3 - 2,0 \text{ эВ}$ до $0,7 - 1,0 \text{ эВ}$. При этом между этими параметрами имеется заметная корреляция. Минимальная температура, достаточная для восстановления ρ после облучения, составила $100 \text{ }^\circ\text{C}$, τ — $250 \text{ }^\circ\text{C}$. Очевидно, что характер протекающих процессов зависит не только от структуры сформировавшихся при облучении РД, но и режимов их отжигов. Для анализа процессов, проходящих при отжигах, привлечены многочисленные данные по параметрам формирования точечных РД (см, например, обзор [1]), также, как и оригинальные данные наблюдения формирования РД в процессе облучения кремния в электронном микроскопе [2].

Литература

1. G. P. Gaidar // Surface engineering and applied electrochemistry. 2012. V.48. Iss. 1. P.78 — 89.
2. L.I. Fedina. // Microsc. Microanal. 2013. V.19. Iss. S5. P.38 — 42.

Диагностика наночастиц функционализованного пористого кремния методами тепловой десорбции и капиллярной конденсации

А.О. Белорус, Ю.М. Спивак, Е.В. Мараева, В.А. Мошников

Санкт-Петербургский государственный электротехнический университет «ЛЭТИ» им.

В.И. Ульянова (Ленина) (СПбГЭТУ «ЛЭТИ») 197376, ул. Проф. Попова, 5

тел: +7 (812) 234-3164, эл. почта: ymspivak@etu.ru

Создание систем адресной доставки лекарств на основе пористого кремния (por-Si) является актуальным направлением [1]. Управляя геометрическими характеристиками текстуры пористого кремния (выбором технологических условий получения, типа исходного материала), можно управлять удельной площадью поверхности por-Si [2-5]. Эта характеристика является важной, также как и степень развитости поверхности и размеры пор, т.к. контролируя размеры пор можно управлять размерами молекул лекарств или вспомогательных веществ, вводимых в пористую матрицу-контейнер; управляя развитостью поверхности и пористостью можно регулировать скорость высвобождения лекарственного препарата и скоростью рассасывания контейнера в организме и др. Кроме того, важной задачей является контроль загрузки лекарственных и вспомогательных веществ в пористый носитель (контейнер). В зависимости от того, как, в каком количестве и где на пористой частице адсорбируется целевое вещество, будет изменяться удельная площадь поверхности частиц пористого кремния. Поэтому целью данной работы является исследование удельной площади частиц функционализованного пористого кремния методами тепловой десорбции азота (по БЭТ) и капиллярной конденсации.

Частицы пористого кремния с разными характеристиками текстуры (удельная площадь поверхности, диаметр пор, пористость и т.п.) получали методом электрохимического анодного травления монокристаллического кремния различных марок. Варьируемыми технологическими параметрами являлись плотность тока анодирования, состав электролита. Слои пористого кремния подвергались обработке ультразвуком для получения порошков por-Si. Введение антибиотиков и флуорофора осуществлялось методами пассивной адсорбции и электрохимическим осаждением. В работе обсуждаются результаты исследования методом тепловой десорбции и капиллярной конденсации порошков por-Si и функционализованного por-Si (прибор СОРБИ MS (ЗАО «МЕТА», Новосибирск, ПО SoftSorbII).

Работа выполнялась в рамках проектной части госзадания Минобрнауки РФ № 16.2112.2014/К по теме «Получение и исследование пористых систем, функционализированных наноматериалами, для применения в фотонике, сенсорике и медицине».

Литература

1. Мошников В. А., Спивак Ю. М., Леньшин А.С. Гл. 4. в монограф. «Исследование, технология и использование нанопористых носителей лекарств в медицине. Под общ. ред. Акад. РАН В. Я. Шевченко, акад. РАН О. И. Киселева, проф. В. Н. Соколова. СПб: Химиздат, 2015. 367 с., с. 70-116.
2. Yu. M. Spivak, S. V. Mjakin, V. A. Moshnikov, etc. // J. of Nanomaterials, 2016. Vol. 2016, Spec. is. "Advances in Nanoporous Materials". Article ID 2629582, 8 pages. <http://dx.doi.org/10.1155/2016/2629582>.
3. A. O. Belorus, E. V. Maraeva, Y. M. Spivak, V. A. Moshnikov. J. of Physics: Conf. Series 586 (2015) 012017.
4. Yu. M. Spivak, A. O. Belorus, P. A. Somov, etc. // J. of Physics: Conf. Series, 2015. Vol. 643, 010222. 6 p.
5. Спивак Ю. М. Наноструктурированные материалы. Особенности получения и диагностики // Известия высших учебных заведений России. Радиоэлектроника. 2013. Т. 6. С. 54-64.

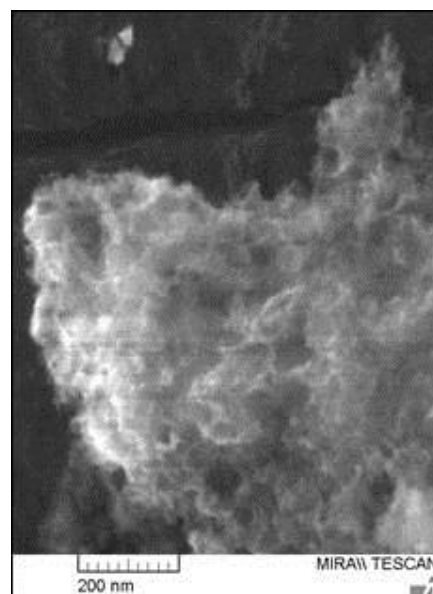


Рис. 1. Фрагмент частицы por-Si по данным РЭМ

Влияние прозрачности ступеней на двумерное зарождение и рост Si на поверхности Si(111)-(7×7)

Д.И. Рогило^{1,2)}, Л.И. Федина^{1,2)}, А.В. Латышев^{1,2)}

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

² Новосибирский государственный университет, Новосибирск, 630090, ул. Пирогова 2
тел.: +7 (383) 330-9082, эл. почта: rogilo@isp.nsc.ru

Методом *in situ* сверхвысоковакуумной отражательной электронной микроскопии изучено двумерное (2D) зарождение и рост Si на поверхности Si(111)-(7×7) с эшелонами ступеней (ширина атомно-гладких террас до 10 мкм) и на экстра-широких террасах (диаметром ~100 мкм). В обоих случаях рост начинается с классического 2D зарождения. Однако в процессе длительного осаждения Si ($\Theta \sim 100$ ML, $1 \text{ ML} = 1,56 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$) при $T < 700^\circ\text{C}$ наблюдается формирование пирамидальных волн (рис. 1а,б), а при $T > 700^\circ\text{C}$ — отдельных треугольных пирамид (рис. 1в).

Для изучения 2D зарождения на начальных стадиях и при длительном росте, получены зависимости концентрации 2D островков N_{2D} и критической ширины террасы λ от температуры подложки T , скорости осаждения R и ширины исходной террасы между эшелонами. Из анализа масштабирования $\lambda^2(T, R)$ следует, что кинетика роста лимитирована барьером 0,9 эВ для встраивания адатомов в нисходящие ступени. Показано, что данный барьер связан с зарождением кинков на прямолинейных участках ступеней с ориентацией типа $[\bar{1} \bar{1} 2]$, что обеспечивает их треугольную огранку и прозрачность. В результате сравнения $\lambda^2(R)$ и $N_{2D}(R)$ показано, что доминирующий вплоть до $T \sim 700^\circ\text{C}$ сток адатомов в прозрачные нисходящие ступени создаёт поток адатомов, который приводит к увеличению размера критического зародыша i в ~ 10 раз.

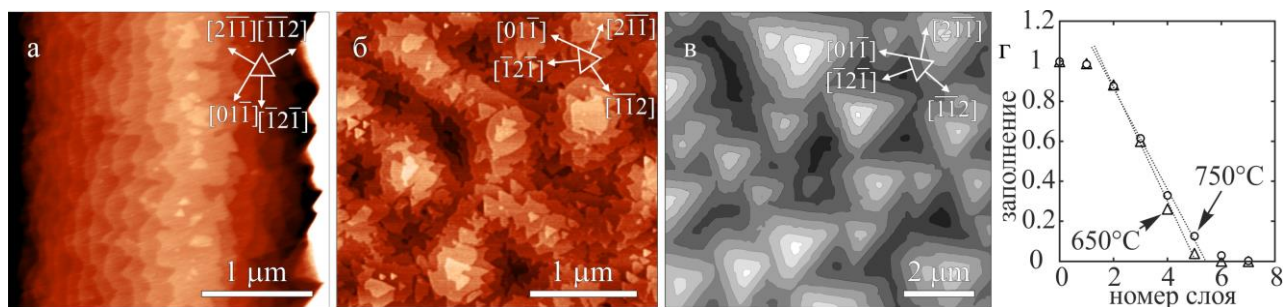


Рис. 1. Морфология поверхности Si(111)-(7×7) после длительного осаждения Si: (а) пирамидальные волны между эшелонами ступеней и (б) на экстра-широкой террасе при 650°C, (в) треугольные пирамиды на экстра-широкой террасе при 750°C. (г) распределение заполненности слоёв на (б) и (в).

Длительное осаждение Si ($\Theta \sim 300$ ML) на экстра-широкие атомно-гладкие террасы приводит также к формированию пирамидальных волн при $T < 700^\circ\text{C}$ (рис. 1б) и отдельных треугольных пирамид при $T > 700^\circ\text{C}$ (рис. 1в). В соответствии с современными теоретическими представлениями [2,3], на основе линейности распределения заполненности слоёв такой поверхности (рис. 1г) сделан вывод о ключевой роли прозрачности ступеней с огранкой типа $[\bar{1} \bar{1} 2]$ при формировании ростовых нестабильностей на поверхности Si(111)-(7×7).

Работа выполнена при поддержке РФФ (№ 14-22-00143).

Литература

1. Rogilo D. et al. // Phys. Rev. Lett. 2013. Vol.111. P.036105.
2. Hervieu Yu., Markov I. // Surf. Sci. 2014. Vol.628. P.76–81.
3. Korutcheva E., Koroutchev K., Markov I. // Eur. Phys. J. B. 2013. Vol.86. P.60.

Уравнение состояния различных полиморфных модификаций кремния

М.Н. Магомедов

Институт проблем геотермии Дагестанского научного центра РАН,
г. Махачкала, 367030, пр-т Шамиля 39-а
тел: (8722)63-42-17, факс: (8722)62-93-57, эл. почта: mahmag4@mail.ru

Методом, предложенным в [1], рассчитано уравнение состояния $P(V, T)$ кремния для следующих полиморфных модификаций: алмазная структура (cd -Si), структура β -Sn (tin -Si), ГПУ (hcp -Si) и ГЦК-структура (fcc -Si). Расчеты были выполнены для двух типов парного потенциала межатомного взаимодействия Ми-Леннард-Джонса, параметры которых были получены в [2], и апробированы в [3]. Данные потенциалы отличаются глубиной: $D_b = 5.54$ eV и $D_s = 2.32$ eV. Как было показано в [1], для ковалентных кристаллов глубина межатомного потенциала, восстановленная из модуля упругости (D_b) больше той величины, что следует из энергии атомизации кристалла при $P = 0$ и $T = 0$ K (D_s). Причем, разница: $\Delta D = D_b - D_s$, уменьшается с ростом массы атома в подгруппе углерода (IVa), и для свинца становится равной нулю: $\Delta D(Pb) \approx 0$.

Как было показано в [1, 2], при расчете решеточных свойств в области упругой (обратимой) деформации ковалентного кристалла хорошее согласие с экспериментом получаются при использовании величины D_b . Но при пластической (необратимой) деформации ковалентного кристалла лучшие результаты получаются со значением D_s .

Оказалось, что изотермическая зависимость $P(T=300$ K, $V)$ рассчитанная для cd -Si хорошо согласуется с экспериментальными данными из [4, 5] при использовании величины D_b , а для полиморфных модификаций tin -Si, hcp -Si и fcc -Si хорошее согласие с данными из [4, 5] получилось при использовании в потенциале значения D_s .

Используя методику из [1], были рассчитаны скачки решеточных свойств при фазовом переходе кремния из алмазной структуры в структуру β -Sn при $T = 300$ K и $P = 11.7$ GPa. В таблице представлены значения этих скачков (обозначения такие же, как и в [1]).

Свойство	tin -Si	cd -Si	$(tin$ -Si) – (cd -Si)	$[(tin$ -Si) – (cd -Si)]/ (cd -Si), %
V [cm ³ /mol]	8.56	11.00	– 2.44	– 22.2
Θ [K]	702.44	930.80	– 228.36	– 24.5
$\gamma = -(\partial \ln \Theta / \partial \ln V)_T$	0.9951	0.9959	– 0.0008	– 0.08
B_T [kbar]	1209.51	1420.28	– 210.77	– 14.8
$B'(P) = \partial B_T / \partial P$	3.756	3.814	– 0.058	– 1.5
α_p [10^{-6} K ⁻¹]	18.67	10.32	8.35	80.9
$C_v / (N k_B)$	2.335	1.947	0.388	19.9
$C_p / (N k_B)$	2.348	1.953	0.395	20.2
$\alpha_p \times B_T$ [kbar/K]	0.023	0.015	0.008	54.1
$S / (N k_B)$	1.669	1.063	0.606	57.0

Выводы. При барической металлизации кремния в области $P > 11.7$ GPa происходит уменьшение глубины парного межатомного потенциала. Значения $D_b = 5.54$ позволяет получить уравнение состояния для cd -Si, а для tin -Si, hcp и fcc -Si необходимо использовать $D_s = 2.32$ eV. Переход кремния в металлическое состояние при $P > 11.7$ GPa является таким же необратимым процессом, как и пластическая деформация кристалла, что и подтверждается в экспериментах [5]. Поэтому для восстановления ковалентных связей необходимо прогреть кристалл при высоких температурах.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, проект 16-03-00041 и Программы Президиума РАН (программа № I.11П(1)).

Литература

1. М.Н.Магомедов // Журнал Технической Физики. 2015. Т. **85**, № 11, С. 48-54.
2. М.Н.Магомедов // Журнал Неорганической Химии. 2004. Т. **49**, № 12. С. 2057-2067.
3. М.Н.Магомедов // Физика и Техника Полупроводников. 2010. Т. **44**, № 3. С. 289-301.
4. S.J.Duclos, Y.K.Vohra, A.L.Ruoff // Phys. Review B. 1990 V. **41**, № 17. P. 12021-12028.
5. A. Mujica, A. Rubio, A. Munoz, et al. // Rev. Modern Phys. 2003. V. **75**, № 3. P. 863-912.

Моделирование процессов роста квантовых точек пирамидальной и клиновидной формы в системе $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}/\text{Si}$ с учетом различных энергетических факторов

К.А. Лозовой¹⁾, А.П. Коханенко¹⁾, А.В. Войцеховский¹⁾

¹⁾ *Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, 634045, Ленина, 36*

тел: (3822) 413-517, факс: (3822) 412-772, эл. почта: lka@sibmail.com

Гетероструктуры с квантовыми точками получили очень широкое применение в приборах оптоэлектроники. Однако до сих пор не реализованы все их потенциальные возможности, и они остаются одними из самых многообещающих структур для создания таких устройств, как фотодетекторы и солнечные элементы. Одним из самых перспективных методов для создания подобных гетероструктур является молекулярно-лучевая эпитаксия, позволяющая создавать структуры с квантовыми точками исключительного качества [1].

Квантовые точки германия на кремнии привлекают внимание исследователей с начала 1990-х годов, когда они были впервые обнаружены в экспериментах. Но, несмотря на ведущиеся в последние два десятилетия активные теоретические и экспериментальные исследования, между ними до сих пор не достигнуто согласия, и теория пока не может надежно предсказать результаты ростового эксперимента [2].

Существует целый ряд различных теоретических описаний, позволяющих оценивать поверхностную плотность и средний размер островков в ансамбле квантовых точек. Однако среди них можно выделить кинетическую модель, развитую в работах [3–5]. Особая роль этой модели объясняется тем, что она позволяет рассчитать не только стационарные параметры массива квантовых точек, но и промоделировать их изменение в динамике, а также предсказать функцию распределения квантовых точек по размерам.

В своем классическом варианте эта модель опирается на выражение для изменения свободной энергии атомов при переходе из смачивающего слоя в островок, учитывающее изменение свободной энергии за счет образования дополнительной поверхности граней, релаксации упругих напряжений и уменьшения притяжения атомов к подложке. При этом не учитывается вклад в изменение свободной энергии за счет образования в островке дополнительных ребер и наличие в массиве островков различной формы – пирамидальной и клиновидной.

В настоящей работе сделана попытка развить указанную кинетическую модель роста квантовых точек в применении к материальной системе $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}/\text{Si}$ с учетом вклада энергии образования дополнительных ребер, зависимости поверхностных энергий граней от толщины смачивающего двумерного слоя и наличия в ансамбле островков как с квадратным, так и с прямоугольным основанием. В этом приближении получен обобщенный аналог формулы Мюллера–Керна для равновесной толщины смачивающего слоя [6] и выражения для определения скорости зарождения, поверхностной плотности и функции распределения квантовых точек по размерам. Рассмотрено влияние использования в ростовом процессе небольшого количества олова в качестве сурфактанта. Кроме того, теоретически определены зависимости критической толщины перехода по Странскому–Крастанову от двумерного к трехмерному росту от температуры синтеза и доли германия x в составе твердого раствора для материальных систем $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}/\text{Si}$ и $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}/\text{Sn}/\text{Si}$. Получено хорошее согласие рассчитанных величин с имеющимися экспериментальными данными.

Литература

1. J. Wu et al. // *Journal of Physics D: Applied Physics*. 2015. V. 48. P. 363001 (1-28).
2. J.-N. Aqua, I. Berbezier, L. Favre // *Physics Reports*. 2013. V. 522. P. 59-189.
3. A.V. Osipov et al. // *Physical Review B*. 2001. V. 64. P. 205421 (1-6).
4. V.G.Dubrovskii, G.E. Cirilin, V.M. Ustinov // *Physical Review B*. 2003. V. 68. P. 075409 (1-9).
5. K.A. Lozovoy, A.P. Kokhanenko, A.V. Voitsekhovskii // *Crystal Growth & Design*. 2015. V. 15. № 3. P. 1055-1059.
6. K.A. Lozovoy, A.P. Kokhanenko, A.V. Voitsekhovskii // *Physical Chemistry Chemical Physics*. 2015. V. 17. № 44. P. 30052-30056.

Стохастическое моделирование роста нановискеров

К.К. Сабельфельд

*Институт вычислительной математики и математической геофизики СО РАН,
Новосибирск, 630090, Лаврентьева 6
тел: (383) 3308578, эл. почта: sabelfeld.karl@yahoo.de*

В докладе представлена новая стохастическая модель роста ансамбля нановискеров (nanowires) на основе вероятностного описания и системы стохастических дифференциальных уравнений, подкрепленных прямым моделированием роста методом Монте-Карло. В модель роста нановискеров включены следующие процессы: зарождение островков на подложке, формирование стабильных нановискеров со случайным начальным распределением по радиусам и высотам, диффузия адатомов по боковой поверхности нановискеров с перескоком на верхнюю его поверхность роста, десорбция и перераспределение атомов с одного нановискера на один из окружающих нановискеров. Расчеты позволяют получить распределение нановискеров по высотам для любого момента времени. Один из интересных эффектов, обнаруженный при моделировании – это самосохранение распределения нановискеров по высотам, то есть распределение по высотам с течением времени устанавливается, формируясь вокруг своего среднего в виде двумодальной кривой. Исследован эффект затенений от соседних нановискеров, а также влияние перераспределения на ширину распределения по высотам. Оказалось, что именно перераспределение является определяющим при формировании узкой формы распределения по высотам. Другими словами, перераспределение ответственно за то, что нановискеры при своем росте оказываются близкими по высоте. Данная работа продолжает наши исследования [1,2].

Работа выполнена при поддержке Российского Научного Фонда, грант N 14-11-00083.

Литература

1. K.K. Sabelfeld, V. M. Kaganer, F. Limbach, P. Dogan, O. Brandt, L. Geelhaar, H. Riechert. Height self-equilibration during the growth of dense nanowire ensembles: Order emerging from disorder. Appl. Phys. Lett. 103, 133105 (2013)
2. Sergio Fernandez-Garrido, Vladimir M. Kaganer, Karl K. Sabelfeld, Tobias Gotschke, Javier Grandal, Enrique Calleja, Lutz Geelhaar, and Oliver Brandt. Self-regulated radius of spontaneously formed GaN nanowires in molecular beam epitaxy. Nano Letters, 2013, 13 (7), 3274–3280.

Моделирование зарождения и роста упорядоченных групп квантовых точек на структурированной поверхности

С.А. Рудин¹, А.В. Ненашев^{1,2}, В.А. Зиновьев¹, А.Ю. Поляков¹, Ж.В. Смагина¹, А.В. Двуреченский^{1,2}.

¹Институт Физики Полупроводников им. А.В. Ржанова, пр. Академика Лаврентьева, 13, Новосибирск, 630090, Россия.

²Новосибирский Государственный Университет, ул. Пирогова, 2, Новосибирск, 630090, Россия.
тел: (383) 333-2624, факс: (383) 333-2466, эл. почта: rudin@isp.nsc.ru

В гетероэпитаксиальном росте ключевую роль играют упругие деформации, возникающие вследствие несовпадения постоянных решеток осаждаемого материала и материала подложки. Нами предложен метод атомистического моделирования гетероэпитаксиального роста материалов с несоответствием постоянных решеток [1], в котором каждый шаг алгоритма локален в пространстве (за

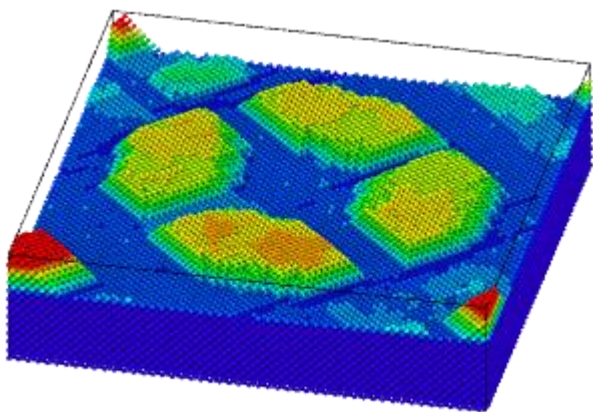


Рис. 1. Расчетная конфигурация из 4-х Ge островков, полученная осаждением 4 монослоев Ge поверх дискообразного островка Ge, закрытого тонким слоем Si.

трагивает ограниченное количество атомов), причем на каждом шаге выполняется принцип детального равновесия. Свойство локальности уменьшает требования к вычислительным ресурсам и позволяет использовать преимущества параллельных вычислений. В данной работе предложенный нами метод используется для определения механизмов формирования упорядоченных групп nanoостровков на подложках со встроенными источниками деформаций (рис.1) и на подложках с модулированным рельефом поверхности. Полученные результаты моделирования хорошо согласуются с экспериментом [2] и позволяют заключить, что наблюдаемое упорядоченное расположение островков в группах не случайно, а контролируется анизотропным характером упругого взаимодействия в системе Ge-Si.

Исследование выполнено за счет гранта

Российского научного фонда (проект № 14-12-00931).

Литература

1. С.А. Рудин, В.А. Зиновьев, А.В. Ненашев, А.Ю. Поляков, Ж.В. Смагина, А.В. Двуреченский. *Автометрия* 49, 50 (2013).
2. V.A. Zinovyev, A.V. Dvurechenskii, P.A. Kuchinskaya, V.A. Armbrister. *Phys. Rev. Lett.* 111, 265501 (2013).

Механизм транспорта токов утечки в тонких аморфных и сегнетоэлектрических плёнках $\text{Hf}_{0.5}\text{Zr}_{0.5}\text{O}_2$

Д.Р. Исламов^{1,2)}, А.Г. Черникова³⁾, М.Г. Козодаев³⁾, А.М. Маркеев³⁾,
Т.В. Перевалов^{1,2)}, В.А. Гриценко^{1,2)}, О.М. Орлов⁴⁾, Г.Я. Красников⁴⁾

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

² НГУ, Новосибирск, 630090, Пирогова 2

³ МФТИ, Долгопрудный, 141700, Институтский пер. 9

⁴ АО «НИИМЭ и Микрон», Зеленоград, Москва, 124460, 1-ый Западный проезд 12/1
тел: (383) 330-8891, факс: (383) 333-2741, эл. почта: damir@isp.nsc.ru

High-к диэлектрики (например, оксиды гафния HfO_2 и циркония ZrO_2) занимают важную нишу в современной микроэлектронике. Эти материалы на протяжении почти ста лет считались параэлектриками. В 2011 году впервые были продемонстрированы сегнетоэлектрические свойства в тонких плёнках (~10 нм) сильно легированного HfO_2 и твёрдого раствора $\text{Hf}_x\text{Zr}_{1-x}\text{O}_2$ [1]. Сегнетоэлектрические свойства в этих материалах связывают со стабилизацией нецентральносимметричной орторомбической фазы $Pbc2_1$. Плёнки $\text{Hf}_x\text{Zr}_{1-x}\text{O}_2$ уже продемонстрировали совместимость с современной кремниевой технологией, а также возможность высокой интеграции элементов памяти на их основе. Совокупность востребованных свойств (энергонезависимость, высокие скорости чтения/записи, низкое энергопотребление, высокая плотность интеграции) обеспечивает этому материалу лидирующие позиции для перспективных разработок радиационно-стойкой энергонезависимой памяти.

Одним из существенных препятствий на пути разработки новых устройств хранения информации является малое время хранения из-за спонтанной деполяризации [2]. В научных дискуссиях была выдвинута гипотеза, что одной из причин деполяризации могут быть токи утечки через дефекты сегнетоэлектрических плёнок. Целью настоящей работы является изучение механизмов транспорта заряда в структурах металл-диэлектрик-металл на основе тонких оксидных плёнок $\text{Hf}_{0.5}\text{Zr}_{0.5}\text{O}_2$.

Для проведения транспортных измерений были синтезированы структуры $\text{TiN}/\text{Hf}_{0.5}\text{Zr}_{0.5}\text{O}_2/\text{Pt}$ методом атомно-слоевого осаждения с толщиной диэлектрических плёнок 10 нм. Часть плёнок была отожжена в атмосфере N_2 при 400 °С в течение 30 сек. Анализ показал, что исходные плёнки были аморфные, отжиг приводит к стабилизации $Pbc2_1$ фазы с сегнетоэлектрическими свойствами. Электронная структура $\text{Hf}_{0.5}\text{Zr}_{0.5}\text{O}_2$ рассчитывалась в рамках спин-поляризованной теории функционала плотности с использованием программного пакета Quantum ESPRESSO [3].

Анализ вольт-амперных характеристик, измеренных в U и D режимах (без вклада сегнетоэлектрической переполяризации) PUND цикла при температурах 25-175 °С, показал, что транспорт и в аморфных, и в сегнетоэлектрических плёнках описывается фонон-облегчённым туннелированием между ловушками [4] при термической и оптической энергиях ловушки 1.25 эВ и 2.5 эВ, соответственно. Отличие заключается лишь в небольшой разнице концентрации ловушек, которых в сегнетоэлектрической плёнке не существенно меньше ($3 \times 10^{19} \text{ см}^{-3}$), чем в аморфной ($1 \times 10^{20} \text{ см}^{-3}$). Это указывает на одинаковую природу дефектов, ответственных за токи утечки в различных фазах $\text{Hf}_{0.5}\text{Zr}_{0.5}\text{O}_2$.

Несмотря на то, что первопринципные расчёты предсказывают амфотерные свойства кислородных вакансий как центров локализации заряда, сдвиг вольт-фарадных характеристик указывает на накопление преимущественно дырок при переносе заряда по ловушкам.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда, грант №14-19-00192. Численное моделирование выполнялось на вычислительном кластере ИФП СО РАН. Синтез структур проводился при поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации, проект №RFMEFI57514X0027.

Литература

1. M.H. Park, Y.H. Lee, H.J. Kim *et al.* // Adv. Mater. 2015. V.27. P.1811.
2. C.-H. Cheng, A. Chin // EDL, IEEE. 2014. V.35. P.138.
3. P. Giannozzi, S. Baroni, N. Bonini *et al.* // J. Phys. Cond Matt. 2009. V.21. P.395502.
4. К.А. Насыров, В.А. Гриценко // ЖЭТФ. 2011. Т.139, вып.6. С.1172-1181.

Проводимость тонких пленок окиси кремния, индуцированная электронным пучком

П.С. Вергелес, Е.Б. Якимов

*Институт проблем технологии микроэлектроники и особочистых материалов РАН 142432 Россия,
г. Черноголовка, ул. ак. Осипьяна 6*

тел: (496-52) 441-82, эл. почта: yakimov@iptm.ru

Поведение диэлектрических материалов под электронным пучком в настоящее время вызывает значительный интерес, обусловленный широким применением диэлектрических материалов и необходимостью учета эффектов зарядки при их характеристике в растровом электронном микроскопе. Кроме того, эффекты зарядки необходимо учитывать в электронно-лучевой литографии субмикронного разрешения. Исследования последних лет показали, что процесс зарядки диэлектриков в значительной степени зависит от пространственного перераспределения заряда, внесенного электронным пучком. Для количественного описания такого перераспределения необходимо знать размеры области, в которой при возбуждении электронным пучком индуцируется проводимость, и/или параметры носителей заряда, такие как коэффициент диффузии и диффузионная длина.

В настоящей работе проведены исследования проводимости тонких пленок окиси кремния в процессе облучения электронным пучком в зависимости от его энергии. Изучались пленки толщиной 50, 100 и 200 нм. Показано, что ток в пленке в широком интервале энергий пучка практически линейно изменяется с приложенным к пленке напряжением. Зависимость индуцированного тока от тока пучка также слабо отклоняется от линейной зависимости. Таким образом, в первом приближении можно говорить о стационарной проводимости пленки в условиях возбуждения электронным пучком.

Зависимость индуцированного тока, нормированного на ток пучка, от энергии пучка имеет максимум, положение которого зависит от толщины пленки, энергии пучка и знака приложенного напряжения. При приложении отрицательного напряжения на верхний электрод, максимум наблюдался при энергиях пучка, при которых глубина проникновения электронов на несколько десятков нм меньше толщины пленки. При приложении положительного напряжения на электрод, максимум наблюдался при энергиях пучка, при которых размеры функции генерации по глубине на несколько десятков нм больше толщины пленки. Полученные зависимости можно объяснить в предположении, что в условиях возбуждения электронным пучком формируется стационарное распределение неравновесных носителей заряда, смещенное относительно функции генерации за счет диффузии и дрейфа неравновесных носителей заряда. Величина этого смещения составляет несколько десятков нм, а его знак указывает на то, что основным типом носителей, обеспечивающих индуцированную проводимость в исследованных пленках, являются электроны. Оценки диффузионной длины для электронов дают значение порядка 5-7 нм. Поскольку при зарядке диэлектрика величина поля может достигать значений порядка киловольта, смещение неравновесных электронов от точки генерации может достигать сотен нм.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ (грант 14-29-04056).

Исследование фазового состава и электрических свойств плёнок SIPOS

Э.П. Домашевская, В.А. Терехов, С.Ю. Турищев, А.С. Прижимов, **К.А. Барков**,
С.А. Ивков, Д.С. Усольцева, А.Н. Харин, А.И. Донцов,
А.А. Синельников, С.В. Беленко*, Ю.Л. Фоменко*
Воронежский государственный университет, 394018, Университетская пл. 1,
Воронеж, Россия,
E-mail: fit@phys.vsu.ru, тел.: 8-473-2208363
*ЗАО ВЗПП «Микрон», 394033, Ленинский пр., 119-а, Воронеж, Россия

Слои полуизолирующего кремния типа SIPOS позволяют повысить стабильность зарядовых состояний пассивирующих покрытий для полупроводниковых приборов и интегральных схем, и повысить пробивные напряжения дискретных приборов и т.д. Удельное сопротивление пленок SIPOS монотонно возрастает и варьируется в диапазоне 10^8 – 10^{10} Ом·см при содержании кислорода 15–35 ат.%. Однако современная информация о фазовом составе и структуре пленок SIPOS противоречива. Поэтому в настоящей работе проведены исследования влияния состава газовой смеси в технологическом реакторе при получении слоев SIPOS методом CVD на их фазовый состав и электрические свойства.

Пленки SIPOS на подложках Si(111) и Si(100) получали методом химического осаждения из газовой фазы (CVD) при пониженном давлении ($P=20$ Па) и температуре 638°C . Расход силана составлял 8 л/ч с добавлением в различных соотношениях закиси азота к потоку силана. Кроме того, после формирования пленок SIPOS половина пластины отжигалась при 900°C в атмосфере азота N_2 в течение 30 минут, и затем на неё напылялись алюминиевые контакты для измерения электрических свойств.

Фазовый состав плёнок определялся стандартным рентгено-дифракционным методом на дифрактометре ДРОН-4 и методом просвечивающей электронной микроскопии. Метод ультрамягкой рентгеновской эмиссионной спектроскопии (УМРЭС) позволяет определять наличие и соотношение аморфных фаз $\alpha\text{-Si}$ и $\alpha\text{-SiO}_x$ в поверхностных слоях различной толщины от 10 до 120 нм без разрушения боразца путем изменения высокого напряжения на рентгеновской трубке спектрометра-монохроматора РСМ-500. Элементный состав плёнок по глубине контролировался методом Оже-спектроскопии. С помощью алюминиевых контактов различной площади, нанесенных по всей поверхности пластины, и цифрового осциллографа АКТАКОМ (АСК-3106) измерялись вольт-амперные характеристики на различных частотах.

Как показали результаты комплексных исследований, наличие кислорода приводит к формированию в слое SIPOS фазы аморфного кремния с некоторым количеством субоксидов. Увеличение содержания в газовой среде реактора закиси азота приводит к увеличению содержания оксидной фазы, но основной остается фаза аморфного кремния. Увеличение содержания оксидной фазы приводит к возрастанию электрического сопротивления пленки от сотен Ом до нескольких сотен МОм. Отжиг кремниевых структур при 900°C в атмосфере азота N_2 увеличивает содержание оксидных фаз в слоях SIPOS. Последний результат свидетельствует о наличии в полученных методом CVD слоях SIPOS, наряду со связанным, избыточного свободного кислорода, который при отжиге активно взаимодействует с материалом пленки.

Исследование выполнено при поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации, соглашение 14.574.21.0093. Уникальный идентификатор прикладных научных исследований (проекта) RFMEFI57414X0093.

Влияние атомной структуры и состава плёнок $\text{HfO}_x(x<2)$ на параметры резистивной памяти на их основе

А.К. Герасимова¹⁾, В.Ш. Алиев¹⁾, В.А. Воронковский¹⁾, В.Н. Кручинин¹⁾, В.А. Гриценко^{1), 2)}

¹⁾ *Институт физики полупроводников им. А. В. Ржанова СО РАН,
Новосибирск, 630090, пр. ак. Лаврентьева, 13*

²⁾ *Новосибирский государственный университет, Новосибирск, 630090, ул. Пирогова, 13
тел: (383)330-8591, эл. почта: 13gera@ngs.ru*

Плёнки оксида гафния получили широкое применение в качестве high-k диэлектриков в кремниевой микроэлектронике. Кроме этого в настоящее время оксиды гафния являются наиболее перспективным материалом для создания функционального слоя нового типа энергонезависимой памяти – резистивной памяти (ReRAM). Целью настоящей работы являлось исследование влияния атомной структуры и состава плёнок $\text{HfO}_x(x<2)$, выращенных методом ионно-лучевого распыления-осаждения (IBSD), на параметры МОМ структуры TaN/ HfO_x/Ni , которая являлась макетной ячейкой ReRAM памяти.

Были выращены плёнки оксида гафния различного нестехиометрического состава HfO_x ($x<2$). Методом эллипсометрии были определены спектральные зависимости оптических констант n и k плёнок в области длин волн света от 250 до 1100 нм. Методами РФЭС и электронной микроскопии были определены химический состав и структура плёнок.

Показано, что плёнки HfO_x с различной величиной $x=1.42\div 1.92$ состоят только из трёх компонентов: металлических кластеров Hf, субоксида состава Hf_4O_7 и стехиометрического оксида HfO_2 . Соотношение между компонентами в плёнке зависит от величины x . Установлено, что изменение соотношения компонентов в плёнке оксида гафния приводит к радикальному изменению оптических и электрофизических свойств плёнок. На основе плёнок HfO_x с различным составом были изготовлены ячейки ReRAM памяти. Измерены такие параметры ячеек памяти, как: напряжение формовки, напряжения SET и RESET, а также сопротивление ячеек памяти в состоянии HRS и LRS. Найдено, что экспериментальные условия роста, при которых наблюдается максимальная концентрация нестехиометрической компоненты Hf_4O_7 в плёнке, являются наиболее подходящими для создания активного слоя мемристорной структуры.

Исследование поверхности кремния и тонких пленок SiO₂ на кремнии методом многоугловой спектрофотометрии отражения поляризованного света

В.Р. Шаяпов¹, Н.С. Козлова², А.П. Козлова²

¹ ИИХ СО РАН, Новосибирск, 630090, пр. Акад. Лаврентьева, 3

² НИТУ МИСиС, Москва, 119991, Ленинский проспект, 4

тел: (383) 330-9410, факс: (383) 330-9489, эл. почта: shayapov@niic.nsc.ru

Спектрофотометрия отражения с переменным углом падения (многоугловая спектрофотометрия) является эффективным методом исследования поверхностей и тонкопленочных структур. Сочетание современных методов математической обработки спектрофотометрических данных и прецизионного оборудования придаст этому методу серьезное развитие. В случае спектрофотометрии отражения измеряемыми величинами обычно служат коэффициенты отражения света, поляризованного в плоскости падения (R_p) и перпендикулярно ей (R_s). По сущности математического аппарата и метрологическим характеристикам этот метод подобен многоугловой спектральной эллипсометрии [1]. В литературе показаны возможности одновременного определения нескольких параметров оптической системы из угловых зависимостей R_p и R_s [2]. Следует подчеркнуть, что угловые зависимости позволяют определять несколько параметров тонкопленочной структуры без использования каких-либо предварительных знаний о виде спектров оптических констант $n(\lambda)$ и $k(\lambda)$.

В данной работе исследуются поверхность кремния и оксидные пленки на кремнии разной толщины. Кремний часто применяется в качестве подложки в самых разнообразных процессах получения тонких пленок. В связи с этим возникают проблемы влияния на результаты оптических исследований сформированных тонкопленочных структур различных факторов, связанных с исходной подложкой. Оксидные пленки в настоящее время представляют интерес скорее как калибровочные образцы для изучения метрологических характеристик применяемой спектрофотометрической системы. Тем не менее, и для этой системы важна проблема однозначного восстановления толщины пленки.

Монокристаллические пластины Si (100) и структуры SiO₂/Si с различной толщиной пленок термического оксида исследованы с применением спектрофотометра Cary-5000 (Agilent), оборудованного приставкой UMA (Universal Measurement Accessory), в которой предусмотрена возможность автоматической установки произвольных углов падения света на образец и углов поляризатора. Диапазон длин волн спектрофотометрической системы – 250-2500 нм. Измерения спектров отражения R_p и R_s проведены на углах падения от 10° до 80° с шагом 5°. Образцы также изучены методом нулевой монохроматической эллипсометрии на длине волны 632,8 нм при углах падения от 45° до 80° с шагом 5° и методом спектральной эллипсометрии в диапазоне длин волн 400-700 нм (угол падения 71°). Исходные данные использовались для решения обратных задач методом прямого сеточного поиска. Определены оптические константы кремния, дисперсии показателей преломления, толщины оксидных пленок. Обнаружено хорошее согласие данных, полученных разными методами.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-32-50032 мол_нр.

Литература

1. H.G. Tompkins, W.A. McGahan. Spectroscopic Ellipsometry and Reflectometry: A User's Guide. New York: John Wiley & Sons, Inc., 1999. 248 p.
2. Д.И. Биленко, А.А. Сагайдачный, В.В. Галушка, В.П. Полянская // ЖТФ. 2010. Т. 80. Вып. 10. С. 89-94.

Элементы памяти на основе гетероструктуры CdTe-SiO₂-Si активированных серебром и медью

С.М. Отажонов¹⁾, Н.Э. Алимов¹⁾, Р. Ахмаджонов¹⁾, Ш.Ш. Абдуллаев¹⁾

П.И. Мовлонов²⁾, О. Туланов¹⁾, Ш. Якубова¹⁾

^{1) Ферганский Государственный Университет.}

<sup>2) Ташкентский университет информационных технологий Ферганский филиал
г. Фергана. Узбекистан, 150100 Мураббийлар 19. otajonov_s@mail.ru</sup>

В работе впервые продемонстрирована релаксация поверхностного потенциала в р-CdTe, полученного на поверхность SiO₂-Si с точки зрения спектральной памяти. Гетероструктура р-CdTe-SiO₂-Si формировалась путём напыления дискретным испарением с помощью метода вакуумной технологии [1] при остаточном давлении 10⁻⁵ мм.рт.ст. теллурид кадмия в виде поликристаллической плёнки с р-типом проводимости на поверхность окисленного кремния. Поликристаллические пленки CdTe активировались элементами серебром и медью, которые образуют в CdTe глубокие примесные уровни [1].

Проведенные исследования спектральных зависимостей тока короткого замыкания I_{кз}, гетероструктуры р-CdTe:Ag, показало, что эффект остаточной спектральной чувствительности длится 30 суток, что позволяет связать его с наличием ассиметричных микропотенциальных барьеров и глубоких центров в CdTe, когда у поверхности раздела в области объемного заряда образуется большое количество собственных дефектов, которые дают глубокие уровни.

При подключении внешнего напряжения между одним контактом CdTe и кремния обнаруживается остаточный характер спектральной фоточувствительности. При стационарном напряжении U_{вн} = 300 В фоточувствительность возрастает от 100 В до 1000 В. После снятия воздействия внешнего поля наблюдается остаточная фоточувствительность, которая возвращается к своему первоначальному значению в течение 30 суток. При подачи импульса обратного напряжения длительностью в несколько миллисекунд осуществляется возвращение из состояния остаточной проводимости к исходному состоянию. Такое “стирание” памяти объясняется полевым гашением остаточной проводимости. При этом максимум фоточувствительности зависит от величины и напряженности электрического поля.

Явление оптической спектральной памяти в гетероструктуре р-CdTe-SiO₂-Si выражено более ярко. Кроме этого в поликристаллических пленках CdTe с ростом концентрации глубоких примесей, возрастает не только фоточувствительность, но и коэффициент полезного действия и мощность. Если считать, что знаки ассиметрии потенциальных барьеров у фронтальной и тыловой приповерхностных областях разные. Из этого наблюдение инверсии знака I_{кз} в зависимости от эффективной глубины поглощения возбуждающего света вполне является естественным. А включение внешнего электрического поля в гетероструктуре р-CdTe-SiO₂-Si, подавляет генерацию фото ЭДС в одной из двух противоборствующих систем потенциальных барьеров. Это происходит в следствии того, что рекомбинации носителей препятствует ассиметричный потенциальный барьер, увеличивающийся по мере захвата электронов на поверхностные состояния.

Полученные результаты можно использовать в качестве элемента оптической спектральной памяти. Наличие согласованных спектральных характеристик при изготовлении источника света и фотоприемника из одного и того же материала дает хорошие перспективы применения их в оптоэлектронике и в интегральной нанооптике. Кроме этого в виде спектральной памяти пленочные гетероструктуры имеют высокие спектральные фоточувствительности вблизи инфракрасной области спектра.

Литература

1. Отажонов С.М.//Физическая инженерия поверхности. 2004. Т.2, № 1-2. С.28-31.

Исследование процесса карбидизации пористого кремния

А.О. Султанов¹⁾, Г.К. Сафаралиев¹⁾, Н.И. Каргин¹⁾, А.С. Гусев¹⁾,
Н.В. Сиглова¹⁾, Р.В. Рыжук²⁾, С.М. Рындя¹⁾

¹ Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»
Россия, 115409, г. Москва, Каширское ш., 31, e-mail: rector@mephi.ru

² НИФХИ им.Л.Я. Карпова, 105064, г.Москва, пер. Обуха, д. 3-1/12, Телефон: (495)917-32-57,
Факс: (495)917-24-90, e-mail: secretary@nifhi.ru

В работе исследовался процесс карбидизации пористого кремния с целью создания темплейтов для дальнейшего роста пленок GaN. Подложки кремния подверглись электрохимическому травлению с последующей карбидизацией при температуре 1100°C. В результате получен экспериментальный ряд структур SiC/por-Si. Выявлена реорганизация системы пор, под влиянием температурного поля. Получена зависимость квадрата высоты эпитаксиальных пленок карбида кремния от времени карбидизации.

Карбидизация подложек кремния с пористым слоем является одним из перспективных направлений в технологии буферных слоев для последующей эпитаксии пленок нитридов III-группы (GaN, AlN, InN и др.) [1].

В работе исследовался процесс диффузии атомов углерода при высоких температурах в карбидизированной пористой матрице. Подложки кремния Si (100) подвергались электрохимическому травлению в водном растворе плавиковой кислоты $\text{HF}:\text{H}_2\text{O}:\text{CH}_3\text{CN}(\text{OH})\text{CH}_3 = 1:3:1$. Далее проводилась карбидизация образцов с помощью установки EPIC CVD. Поток этилена (C_2H_4) в 15 ст. см³/мин подавался в CVD реактор при температуре подложек 1100 °C.

На рис. 1 представлены изображения торцевой поверхности образцов с пористым слоем, полученные с помощью растрового электронного микроскопа. Изображения получены после электрохимической обработки (рисунок 1-а) и после процесса карбидизации в CVD реакторе (рисунок

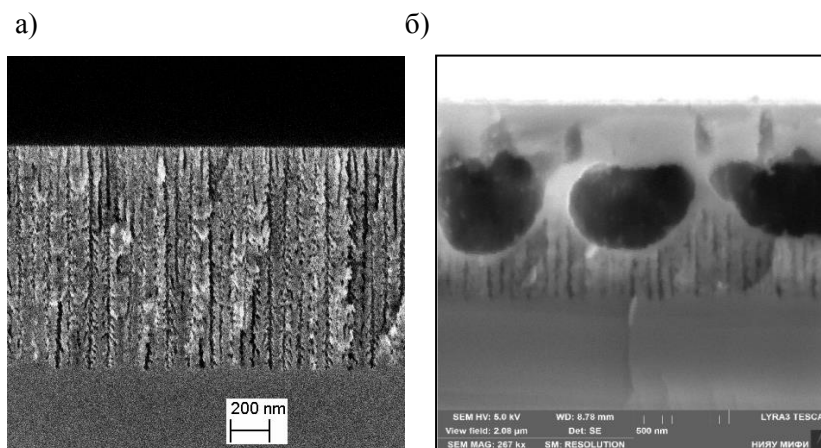


Рис. 1. Изображения профиля подложек por-Si а) до и б) после карбидизации при 1100°C.

Как видно из рисунка 1, карбидизация образцов приводит к трансформации пористой структуры в связи с потоком атомов кремния к внутренней поверхности роста слоя карбида кремния. Вследствие чего происходит зарастание пор. На границе между пористым слоем и растущим слоем карбида кремния происходит коагуляция пор в более крупные, сферической формы, диаметром до 1 мкм, что авторы [2] связывают с влиянием поля температуры.

Был синтезирован экспериментальный ряд с различным временем карбидизации. Получена зависимость квадрата высоты эпитаксиальных пленок SiC от времени карбидизации.

Работа выполнена при поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации (уникальный идентификатор прикладных научных исследований RFMEFI57814X0062).

Литература

1. V.S. Stepanyuk et al., Phys. Rev. B 68, 205410 (2003).
2. В.В. Трегулов, Пористый кремний: Технология, Свойства. Применение. Монография, (2011).

Структуры кремний-на-изоляторе с ионно-модифицированным встроенным диэлектриком: метод создания и свойства

И.Е. Тыщенко

¹ Институт физики полупроводников им А.В. Ржанова СО РАН,
Новосибирск, 630090, Академика Лаврентьева, 13
тел: +7 (383) 333-2493, факс: +7 (383) 333-2775, эл. почта: tys@isp.nsc.ru

Структуры кремний-на-изоляторе (КНИ) являются альтернативой кремниевым подложкам. Преимущества КНИ структур перед пластинами объемного кремния в первую очередь обусловлены полной изоляцией элементов ИС диэлектриком, которая более совершенна, чем изоляция p-n переходами, подавлением паразитной инжекции носителей из подложки, подавлением эффекта короткого канала, возможностью уменьшения напряжения питания и снижением рассеиваемой мощности, уменьшением паразитных емкостей и сопротивлений, повышением быстродействия ИС (до 200 ГГц) и др. КНИ структуры обладают повышенной радиационной стойкостью и более высокими рабочими температурами (до 300-400° С), что делает их привлекательными для применений специального назначения. Не смотря на все преимущества КНИ структур по сравнению с подложками объемного Si, при переходе к наноразмерному масштабированию возникает целый ряд проблем, которые ограничивают их использование в современной электронике. Эти проблемы связаны как с изменением электрофизических свойств слоя кремния с уменьшением его толщины до нанометровых размеров, так и возрастающим влиянием встроенного диэлектрика, в качестве которого обычно используется оксид кремния. В первом случае основные ограничения связаны в основном с резким падением подвижности носителей зарядов в нанометровых слоях Si. С уменьшением толщины рабочего слоя кремния возрастает и влияние встроенных зарядов в изолирующем SiO₂ на свойства отсеченного слоя кремния, что в последующем приводит к сдвигу пороговых напряжений, а также влияет на характеристики переключения. Поиск путей решения указанных проблем имеет большое значение для развития перспектив использования структур КНИ.

Метод водородно-индуцированного переноса слоев кремния DeleCut (*ion irradiated Deleted oxide Cut*), развитый в ИФП СО РАН, позволяет создавать не только КНИ структуры с нанометровой толщиной слоев, но и объединить возможности метода водородного переноса с методом ионно-лучевого синтеза. Это в свою очередь позволяет создавать КНИ структуры со встроенными полупроводниковыми слоями, а также структуры с составным или ионно-модифицированным разделительным диэлектриком.

В докладе рассматриваются основные физические подходы, использованные при создании КНИ структур как со встроенным нанометровым слоем германия на границе раздела Si/SiO₂, так и со встроенным диэлектриком, содержащем нанокристаллы германия в разделительном диэлектрике. Изучены основные свойства нанометровых слоев кремний-германий-на-изоляторе. Показано, что пленки кремний-германий нанометровой толщины, созданные с использованием разработанного метода, обладают подвижностью дырок в 2-3 раза большей ее значения в соответствующих слоях кремния. Наличие нанокристаллов германия в разделительном SiO₂ приводит к компенсации положительных встроенных зарядов, в том числе и под действием ионизирующего облучения.

Показано, что азотирование встроенного оксида кремния имплантацией низкоэнергетических ионов азота способствует, с одной стороны, увеличению энергии связи поверхностей Si и SiO₂ в процессе срачивания за счет формирования дополнительных связей на поверхности оксида кремния. Встраивание атомов азота в ослабленную Si-Si связь сопровождается снижением фиксированного положительного заряда в оксиде кремния и плотности поверхностных состояний на границе срачивания КНИ структуры. Аналогичными свойствами обладают и КНИ структуры со фторированным разделительным диэлектриком. Проанализированы основные электрические свойства КНИ структур в зависимости от дозы энергии ионов фтора и азота, имплантированных в разделительный SiO₂.

Технология селективного легирования донорными примесями Ge эпитаксиальных структур

А.В. Новиков¹, Д.В. Юрасов¹, М.Н. Дроздов¹, А.В. Антонов¹,
В.Б. Шмагин¹, Н.А. Байдакова¹, К.Е. Спирин¹

¹ *Институт физики микроструктур РАН, Нижний Новгород, 603950
тел: (831) 417-9480, факс: (831) 417-9464, эл. почта: anov@ipmras.ru*

Германий является одним из материалов, применение которого в современной кремниевой нанoeлектронике позволяет как значительно повысить быстродействие существующих кремниевых транзисторов, так и создавать новые оптоэлектронные устройства. Одной из нерешенных задач на пути практического использования Ge структур является проблема их контролируемого легирования донорными примесями, которая вызвана их низкой равновесной растворимостью, быстрой диффузией и сегрегацией [1]. В настоящей работе на основе результатов исследований сегрегационных свойств сурьмы в эпитаксиальных Ge структурах развит метод их селективного легирования донорными примесями.

Ge структуры были выращены методом МПЭ на Ge(001) и Si(001) подложках. В качестве примеси использовалась сурьма (Sb), как наиболее часто используемая донорная примесь при МПЭ SiGe гетероструктур. Распределение Sb в структурах анализировалось с помощью метода ВИМС и C-V профилирования. Для характеристики сегрегационных свойств примеси использовался безразмерный коэффициент сегрегации (R) [2].

В работе впервые в широком диапазоне температур роста экспериментально определена температурная зависимость коэффициента сегрегации Sb в Ge/Ge(001) эпитаксиальных слоях [2]. Полученная зависимость R(T) качественно совпадает с зависимостью R(T) для сегрегации Sb в Si/Si(001) структурах [3], но сдвинута в область более низких температур на ~ 200⁰С. Данные сдвиг связывается с более низкими барьерами на диффузию атомов в Ge по сравнению с диффузией в Si, что подтверждается результатами теоретического моделирования полученных зависимостей R(T) [2]. Выявленное резкое (на 4-5 порядков) увеличение коэффициента сегрегации Sb в Ge структурах при повышении температуры роста с 200⁰С до 350⁰С позволило применить для их селективного легирования метод, основанный на контролируемом использовании сегрегации [2, 3]. С использованием развитого метода были получены селективно-легированные Ge:Sb/Ge(001) структуры, изменение концентрации донорной примеси в которых на порядок достигалось на толщинах в 2-3 нм. Магнитотранспортные измерения Ge структуры с δ-слоем Sb показали проявление эффектов слабой локализации электронов, что является подтверждением двумерного характера их транспорта в легированном слое. Развитый метод селективного легирования был применен для формирования на Si(001) подложках Ge:Sb растянутых слоев, перспективных для создания на кремнии лазеров ИК диапазона. В спектрах фотолюминесценции полученных Ge:Sb/Si(001) структур наблюдалось увеличение интенсивности сигнала в области 1.55 мкм при комнатной температуре по сравнению с нелегированными Ge/Si(001) структурами.

Работа выполнена при поддержке Программ РАН и РФФИ (проект № 14-02-01116).

Литература

1. A. Chroneos and H. Bracht // Appl. Phys. Rev. 2014. V.1, P. 011301.
2. D.V. Yurasov, et. al. // J. Appl. Phys. 2015. V. 118. P. 145701.
3. D.V. Yurasov, et al. // J. Appl. Phys. 2011. V.109. P. 113533.

Анализ дислокационной структуры в гетеросистеме CdHgTe/CdTe/Si (013)

А.В. Колесников, Е.М. Труханов, И.Д. Лошкарев, А.П. Василенко

[†]Институт физики полупроводников им. А.В.Ржанова СО РАН,

Новосибирск, пр. Лаврентьева, 13

тел.: +7 (383) 333-1089, факс: +7 (383) 333-1089, эл. почта: kolesn@isp.nsc.ru

При выращивании пленок HgCdTe (КРТ) на подложках Si(013) для сохранения ориентации растущей пленки, минимизации плотности дефектов упаковки, а также создания широкозонного барьера используются буферные слои ZnTe и CdTe [1]. Структурное состояние активного (приборного) слоя HgCdTe во многом определяется характером протекания процессов пластической релаксации в границах раздела Si(013)/CdTe и CdTe/HgCdTe.

Напряжения растущей пленки снимаются введением дислокаций несоответствия. В границе раздела (013) существует двенадцать семейств дислокаций имеющих систему скольжения $\langle 110 \rangle \{111\}$. Из-за низкой симметрии границы раздела семейства дислокаций значительно отличаются эффективностью снятия напряжений и, следовательно, величиной критической толщины [2]. Поэтому сетка дислокаций, полностью снимающая несоответствие, содержит лишь несколько семейств с разными плотностями дислокаций в них, что в свою очередь приводит к возникновению поворота решетки пленки. Дифрактометрические измерения обнаруживают поворот решетки буферного слоя CdTe относительно подложки на величины порядка 0.7-2 градуса.

Граница раздела CdTe/Cd_xHg_{1-x}Te отличается от Si/CdTe заметно меньшим несоответствием. При $x=0.3$ несоответствие составляет 0.216%. В таких условиях наименьшей критической толщиной (42 нм) обладают два из 12-ти семейств (обозначим их 1 и 2). Моделирование процесса релаксации в рамках силовой модели с учетом полного тензора напряжений предсказывает начало введения еще двух семейств (3 и 4) на толщине пленки 68 нм. На основании расчетов можно предположить, что для завершения процесса релаксации достаточно участия только четыре дислокационных семейства.

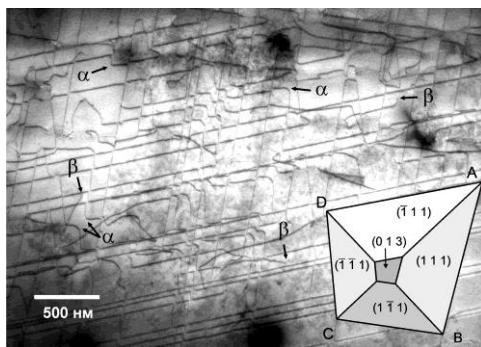


Рис. 1. Электронно-микроскопическое изображение (на просвет) сетки дислокаций несоответствия на границе слоя CdTe ориентации (310) и пленки Cd_{0,3}Hg_{0,7}Te [2].

Критическая толщина прочих восьми семейств оказывается минимум в полтора раза больше. Описанные теоретические заключения хорошо отражают экспериментальную картину, представленную на рис.1. На нем изображен снимок просвечивающим электронным микроскопом сетки дислокаций несоответствия в границе раздела CdTe/Hg_xCd_{1-x}Te. Во врезке рисунка дана схема залегания плоскостей скольжения дислокаций и направлений дислокационных линий различных семейств. Направления являются пересечением показанных на рисунке плоскостей $\{111\}$ с плоскостью границы раздела (013). Отрезок АВ соответствует направлению семейств 1 и 3, а отрезок AD – направлению семейств 2 и 4. Видно, что сетка дислокаций практически полностью исчерпывается указанными направлениями. Лишь в верхнем правом углу изображения видно несколько дислокаций, параллельных отрезку СВ на схеме. Символом α на рисунке отмечены Г-образные дислокации, которые формируются в результате реакции двух пересекающихся дислокаций с одинаковыми вектором Бюргера. Символом β обозначен характерный контраст прорастающих дислокаций.

Работа поддержана РФФИ, грант № 14-02-00677.

Литература

1. J.E. Ayers, Heteroepitaxy of semiconductors : theory, growth, and characterization. CRC Press, Taylor & Francis Group. 2007.
2. Ю.Г. Сидоров и др. // Физика твердого тела. 2015. Т.57. С.2095.

Эллипсометрическая диагностика кремния и тонкопленочных структур на его основе

Е.В. Спесивцев, С.В. Рыхлицкий, В.А. Швец
Институт физики полупроводников СО РАН,
630090, просп. ак. Лаврентьева 13, Новосибирск,
тел: (+7) 383 330 87 16, факс: (+7) 383 333 27 71 e-mail: evs@isp.nsc.ru

Эллипсометрия по праву является одним из основных методов диагностики в кремниевых технологиях благодаря своим уникальным свойствам. Это высокоинформативный, безконтактный и неразрушающий метод, обеспечивающий быстрое получение данных в широком интервале температур и давлений.

Эллипсометрия позволяет решать широкий спектр задач при исследовании физических свойств поверхности кремния и структур на его основе.

Диагностика поверхности кремния. Метод позволяет контролировать различные процессы воздействия на поверхность кремния: химико-механическую обработку, плазменную очистку, термическую обработку, оценивать шероховатость, дефектность поверхности и глубину нарушенного слоя.

Характеризация структурных свойства кремния. Так как физические свойства материала напрямую влияют на его оптические свойства, эллипсометрия позволяет оценивать структурное совершенство кремния, степень кристалличности *p*-Si, наличие и степень включений, а также очень точно контролировать изменение свойств материала в результате различных воздействий, например, в процессе термического отжига.

Характеризация параметров тонкопленочных кремниевых структур и межфазных границ. Метод эллипсометрии позволяет измерять толщины пленок в интервале от единиц до тысяч нанометров и их оптические постоянные, получать информацию о таких свойствах структур, как химический состав, степень пористости, наличие инородных включений и механических напряжений в слоях и т.д.

Метод эллипсометрии широко применяется для контроля процессов получения многих материалов на основе кремния, например, таких как *a*-Si:H, *p*-Si, SiO₂, Si₃N₄.

Для приборного обеспечения метода эллипсометрии в Институте физики полупроводников СО РАН создан целый ряд моделей современных высокоточных эллипсометров, в том числе, спектральные эллипсометры, сканирующие эллипсометры высокого пространственного разрешения, быстросействующие "in-situ" эллипсометры.

Спектральный эллипсометр предназначен для исследований в спектральном диапазоне 250-1050 нм спектров оптических постоянных широкого класса кремниевых материалов: *c*-Si, *a*-Si, *p*-Si и их окислов, измерения параметров тонкопленочных структур КНИ, КНС, поверхностных легированных слоев и др.

Сканирующий микроэллипсометр высокого пространственного разрешения "МИКРОСКАН" позволяет проводить микроизмерения поверхности с разрешением 10 мкм по площади 150×150 мм. осуществлять графическое представление результатов измерений в виде карты распределения оптических параметров (показателей преломления и поглощения, толщины пленки и др.) по площади измеряемого образца и 3-х мерного образа.

"In-situ" эллипсометр высокого временного разрешения предназначен для измерений параметров тонкопленочных слоев в процессе их роста в реальном масштабе времени. Прибор позволяет проводить измерения с быстросействием 1 мс.

Приведены результаты экспериментальных измерений, проведенных на действующих представленных приборах, иллюстрирующие широкие возможности метода эллипсометрии в области исследований физических свойств поверхности кремния и структур на его основе.

Определение компонентов подвижности носителей заряда в полностью обедняемых пленках кремния.

Э.Г. Зайцева, О.В. Наумова, Б.И. Фомин

Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова,

г. Новосибирск, 630090, пр. ак. Лаврентьева, 13

тел: +7(383)330-67-68, факс: +7(383)333-27-71, эл. почта: ZaytsevaElza@yandex.ru

В настоящее время полностью обедняемые (ПО) пленки кремния являются основой микро- и нанoeлектроники. Для тонких ПО пленок характерны две границы раздела (ГР) полупроводник/диэлектрик. Фундаментальной особенностью таких структур является взаимосвязь потенциалов ГР пленки с окружающими ее диэлектриками (так называемый coupling-эффект) [1]. В результате этого, в приборах на основе тонких пленок электрические параметры, в том числе и подвижность носителей заряда, зависят от потенциалов на обоих ГР. С уменьшением толщины пленки кремния поверхностный активный слой, где формируется прибор, приближается ко второй ГР полупроводник/ скрытый диэлектрик. В результате обе ГР в тонкопленочных структурах становятся приборно-значимыми.

Подвижность носителей заряда в тонкопленочных структурах является многокомпонентной функцией, зависящей от рассеяния на фононах (объемных, поверхностных), микро-рельефе ГР и кулоновского рассеяния [2]. Целью работы являлось определение компонентов подвижности электронов μ_{eff} вблизи ГР Si/скрытый SiO₂ в полностью обедняемых пленках КНИ. Для этого использовались двух-затворные (G1, G2) ПО КНИ МОП транзисторы, позволяющие напряжением на одном из затворов перераспределять носители заряда по толщине пленки. Измерялись температурные зависимости подвижности электронов $\mu_{\text{eff}}(T)$ в индуцированных каналах проводимости вблизи ГР со скрытым диэлектриком (со стороны затвора G1) при разных режимах пленки Si, варьируемых от инверсии до обогащения, со стороны поверхности (затвора G2).

Показано, что температурные зависимости подвижности электронов $\mu_{\text{eff}}(T)$ в ПО пленках КНИ описываются степенным законом $\mu_{\text{eff}} \sim B_i \cdot T^{-1.75}$ с коэффициентом B_i , зависящим от температурного диапазона – (300-160) К и (160-78) К. Полученные результаты позволяют определять компоненты μ_{eff} , обусловленные рассеянием на поверхностных фононах и на микро-рельефе внутренней ГР тонкопленочных МОП транзисторов.

Литература

1. T. Rudenko, A. Nazarov, V. Kilchytska, *and all.*// Solid-State Electronics.2016. Vol. 117. Pp. 66-76.
2. M.H. Darwish, J.L. Lentz, M.R. Pinto, *and all.*// IEEE Trans. On El. Dev. 1997. Vol. 44. Pp. 1529-1538.

Предварительно напряженный кремний и новые возможности построения тензорезистивных сенсоров

А.В. Гридчин, А.С. Черкаев, В.А. Гридчин

¹Новосибирский государственный технический университет,
Новосибирск, 630092, пр-т К. Маркса, 20

Тел. +7 (383) 346-0875, факс +7 (383) 346-0209, эл. почта: gridchin@corp.nstu.ru

В современной микроэлектронике широко применяется напряженный кремний для повышения частоты работы процессоров. Встроенные механические напряжения возникают из-за различия постоянных решеток кремния и материала подложки. Деформации, возникающие при этом, коренным образом меняют энергетический спектр краев зоны проводимости и валентной зоны, и соответствуют условию $\frac{d\varepsilon}{kT} \gg 1$, где d – потенциал деформации, а ε – предварительная деформация.

Для сенсоров механических величин, работающих на тензорезистивном эффекте, применение напряженного кремния имеет практический интерес, как средство повышения их чувствительности и управления нелинейностью преобразовательной характеристикой. В работе с теоретических позиций рассмотрен случай одноосно напряженного кремниевого тензорезистора n и p типов, при $\frac{d\varepsilon}{kT} \cong 1$. Описание ведется в линейном по механическому воздействию приближении, используя коэффициенты пьезосопротивления π_{\parallel} и π_{\perp} в диапазоне концентрации примеси $1 \cdot 10^{16} \leq N \leq 1 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$.

В рамках выбранной теории моделей пьезосопротивления, в работе показано:

1. Предварительное напряжение оказывает существенное влияние на продольный π_{\parallel} и поперечный π_{\perp} коэффициенты пьезосопротивления и преобразовательную характеристику сенсора.
2. В n – кремнии предварительное сжатие увеличивает продольную компоненту π_{\parallel} и, как следствие, тензочувствительность. Максимальное возрастание π_{\parallel} наблюдается для слаболегированных тензорезисторов и может достигать 60% для слаболегированного кремния.
3. Роль предварительной деформации уменьшается по мере увеличения степени легирования кремния.
4. В зависимости от знака предварительной деформации поперечное пьезосопротивление π_{\perp} может как увеличиваться, так и уменьшаться.
5. В кремнии n – типа гидростатическая компонента ($\pi_{\parallel} + 2\pi_{\perp}$) возрастает по величине как при деформации предварительного сжатия, так и предварительного растяжения. Наибольший эффект достигается при предварительном сжатии $\varepsilon_{\parallel} = -4 \cdot 10^{-3}$ для не вырожденного кремния, для которого $\pi_{\parallel} + 2\pi_{\perp} = -100 \cdot 10^{-11} \text{ Па}^{-1}$.

В не напряженном кремнии гидростатическая компонента существенно меньше, $\pi_{\parallel} + 2\pi_{\perp} \cong 5.7 \cdot 10^{-11} \text{ Па}^{-1}$. Высокая чувствительность к гидростатическому давлению напряженного кремния открывает возможность его применения в недорогих сенсорах.

Зависимость химического и фазового состава пленок, осажденных из ферроцена, от материала подложки и состава газовой фазы

Р.В. Пушкарёв, Н.И. Файнер, В.А. Шестаков, Е.А. Максимовский
Институт неорганической химии им. А.В. Николаева СОРАН,
Новосибирск, 630090, пр. Лаврентьева, 3,
эл.почта: pushkarev@niic.nsc.ru

Исследование явлений, происходящих на границе раздела двух фаз, является обязательным условием для создания устройств современной микроэлектроники. Развивающаяся в настоящее время область «спинтроники», которая представляет собой будущее микроэлектроники, находится в поиске материала, наилучшим образом соответствующего выдвигаемым требованиям. Нами получены пленки ферромагнитного материала $\text{SiC}_x\text{N}_y\text{Fe}_z$ на основе карбонитрида кремния, электрофизические свойства которого можно варьировать в зависимости от условий синтеза. Важным преимуществом данного материала является его совместимость с существующей кремниевой технологией, однако, необходимо провести изучение характера взаимодействия этого материала с материалом подложки. В данной работе проведено изучение взаимодействия продуктов разложения ферроцена, который использовался нами в качестве источника железа, с различными материалами, а также исследована зависимость состава получаемого материала от состава газовой фазы. Предварительно было проведено термодинамическое моделирование процесса осаждения ферроцена на поверхности подложек Si(100), плавленого кварца и Al_2O_3 (Рис. 1).

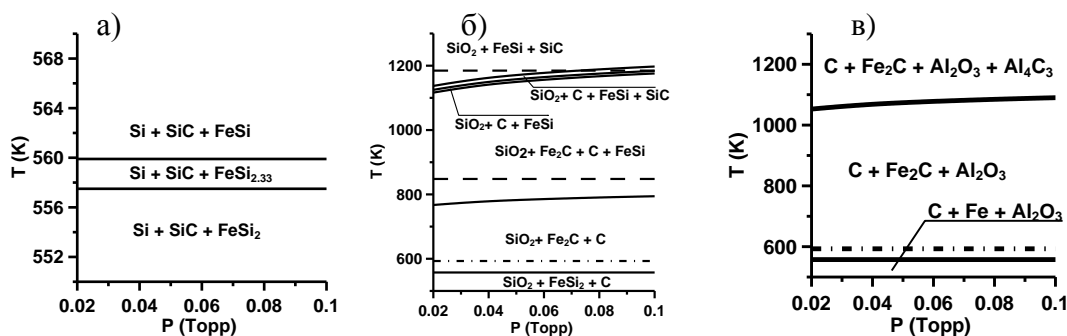


Рис. 1. CVD – диаграммы процессов осаждения пленок SiC_xFe_y на подложки:

(а) – Si(100), (б) – плавленого кварца, (в) – Al_2O_3

Пленки SiC_xFe_y осаждались на подложки Si(100), плавленого кварца и Al_2O_3 методом химического осаждения из газовой фазы путем разложения двух газовых смесей: 1 – ферроцена и гелия, и 2 – ферроцена и водорода в области температур 800-1000 °С при пониженном давлении. Гелий и водород были выбраны в качестве газа-носителя и восстановителя, соответственно. Анализ химического состава полученных пленок проводился с помощью комплекса современных аналитических методик, а именно: ИК – Фурье спектроскопии, спектроскопии комбинационного рассеяния света, а также энергодисперсионной спектроскопии. Для изучения морфологии получаемых пленок использовался метод растровой электронной микроскопии (РЭМ). Рентгенофазовый анализ с использованием синхротронного излучения (РФА-СИ) пленок позволил провести фазовый анализ полученных образцов в зависимости от материала подложки.

В зависимости от используемого материала подложек изменялся и состав поверхностных фаз. В случае использования подложек из кремния на поверхности наблюдался ориентированный рост кристаллов дисилицида железа. Использование же в качестве подложки плавленого кварца приводит к росту углеродных наноструктур, таких как углеродные волокна и нанотрубки, что подтверждается данными РЭМ и спектроскопии КРС. Наконец, использование подложек корунда приводит к росту кристаллов карбида железа на ее поверхности. Представленные результаты в значительной степени согласуются с данными термодинамического моделирования этого процесса.

Фотолюминесцентные свойства многослойных эпитаксиальных структур с упорядоченными группами квантовых точек Ge в Si

В.А. Зиновьев¹, А.Ф. Зиновьева¹, А.В. Двуреченский^{1,2}, Ж.В. Смагина¹, П.А. Кучинская²,
В.А. Армбристер¹, В.Д. Живулько³, А.В. Мудрый³

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

² Новосибирский государственный университет, Новосибирск, 630090

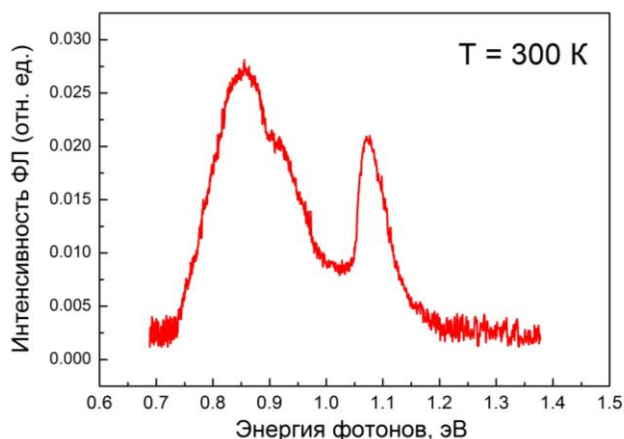
³ ГНПО «Научно-практический центр НАН Беларуси по материаловедению»,

Минск, 220072 Белоруссия, ул. П. Бровки, 19

тел: (383) 333-2245, факс: (383) 333-2519,

эл. почта: zinoviev@isp.nsc.ru

В настоящее время в мире существует значительный интерес к поиску возможных путей создания светоизлучательных приборов на основе кремниевой технологии. Кремний является непрямозонным материалом и одним из путей преодоления этой проблемы является обращение к структурам с квантовыми точками, в которых благодаря возникающей неопределенности по импульсу ослабляется запрет на прямые оптические переходы. Основной идеей, лежащей в основе данной работы, является использование встроенных деформационных полей для управления местом локализации носителей заряда, их энергетическим спектром, перекрытием волновых функций и, в конечном счете, эффективностью излучательной рекомбинации. Результаты недавних исследований показывают, что деформационное поле в системе Ge/Si может быть усилено не только за счёт увеличения числа слоёв квантовых точек в многослойных структурах, но и за счёт создания комбинированных структур, представляющих собой комбинацию из больших квантовых точек в форме нанодисков и выращенных на их поверхности упорядоченных групп квантовых точек меньшего размера [1]. Наличие больших квантовых точек обеспечивает значительную деформацию в окружающем кремнии, формируя широкую потенциальную яму и, тем самым, эффективно понижая уровень зоны проводимости в их окрестности. Малые кванто-



вые точки, имеющие большее содержание Ge, обеспечивают пиковые деформации, формируя узкие и глубокие потенциальные ямы как для электронов в кремнии, так и для дырок в Ge. В данной работе было продемонстрировано, что усиление локализирующего потенциала для электронов даёт возможность наблюдения фотолюминесценции (ФЛ) от упорядоченных групп квантовых точек Ge в области от 0.8 до 0.9 эВ вплоть до комнатной температуры (рис.1). Анализ зависимости интегральной интенсивности ФЛ от температуры позволил определить характерную энергию активации гашения ФЛ от квантовых точек, которая составила около 200 мэВ. Результаты теоретических расчётов энергетического спектра носителей заряда для структур данного типа позволили заключить, что полученное значение энергии активации соответствует термически- активированному переходу дырок из основного состояния в квантовых точках в состояние в смачивающем слое Ge. Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ и Белорусского республиканского фонда фундаментальных исследований (проект Ф14Р-110).

Литература

1. В.А. Зиновьев, А.В. Двуреченский, П.А. Кучинская, В.А. Армбристер, С.А. Тийс,
2. А.А. Шкляев, А.В. Мудрый. // ФТП. 2015. т. 49, вып. 2, С. 155-159.

Магнитные свойства кремния легированного марганцем

Х.М. Идиев, Г.Х. Мавлонов, О.Э. Сатаров, У.Х. Курбонова, К.С. Аюпов
Ташкентский государственный технический университет им. А.Р. Беруни,
Ташкент, 100095 Университетская, 2, тел: +99871 246- 04- 98,
факс: (1099871) 246-42-01, эл. Почта: giyosiddin-m@rambler.ru

В данной работе приводятся оригинальные и очень интересные результаты по исследованию магнитных свойств кремния, легированного марганцем. Показано, что в зависимости от типа и соотношения концентрации исходных примесных атомов и концентрации атомов марганца, свойства кремния не только отличаются по значению, но и существенно отличаются по природе и температурной зависимости магнетосопротивления (МС).

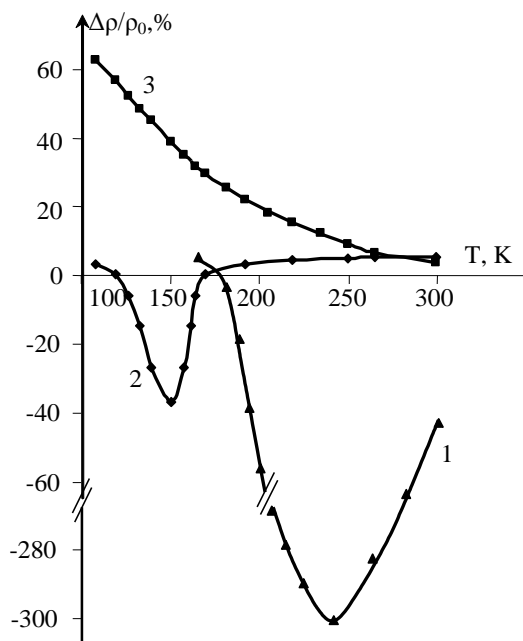


Рис.1 Магнетосопротивления в кремнии легированном марганцем

Были изготовлены три партии образцов: I партия - на основе исходного материала *p*-типа с $\rho=10$ Ом·см, которые после легирования марганцем остались *p*-типа с $\rho=10^3 \div 10^4$ Ом·см, II партия - на основе такого материала которые после легирования марганцем, стали *n*-типа с $\rho=10^3 \div 10^2$ Ом·см, III партия - образцов на основе *n*-типа с $\rho=100$ Ом·см, которые после легирования марганцем стали *n*-типа с $\rho=10 \div 12$ Ом·см. Магнитные свойства всех образцов исследовали в одинаковых условиях. В образцах I-партии, при комнатной температуре наблюдается anomalно большое отрицательное магнетосопротивление (ОМС) [1], значение которого существенно увеличивается с понижением температуры и достигает своего максимального значения при $T=240 \div 250$ К, далее понижение температуры приводит к уменьшению ОМС и при $T=180$ К оно меняет знак и наблюдается небольшое положительное магнетосопротивление (ПМС) (Рис. 1 крив.1). В перекомпенсированных образцах (II-партия) при $T=300$ К, имеет место небольшое ПМС, с понижением температуры значение ПМС уменьшается и при $T=170$ К оно меняется знак и наблюдается ОМС, значения которого увеличивается и достигает максимального значения при $T=150$ К, дальше с понижением температуры ОМС уменьшается и при $T=110$ К наблюдается инверсия знака МС (Рис.1

крив.2). В образцах *n*-типа, легированных марганцем (III-партия) при $T=300$ К наблюдается небольшое ПМС и с понижением температуры значение ПМС непрерывно увеличивается и при $T=80$ К имеет место anomalно большое значение $\frac{\Delta\rho}{\rho} \geq 60$ % (Рис.1 крив. 3).

Эти результаты показывают, что изменяя температуру легирования и тип проводимости исходного материала можно существенно управлять магнитными свойствами кремния, легированного марганцем. Таким образом, кремний легированный марганцем может быть использован в качестве хорошего материала для спинтроники.

Литература

1. М.К. Бахадырханов и др. // ФТП. 2010. Т.44, вып.9. С.1181-1184.

Влияние примеси бора на излучательные свойства дислокационных структур в кремнии, сформированных путем имплантации ионов Si⁺

А.Н. Терещенко¹⁾, А.Н. Михайлов²⁾, А.И. Белов²⁾, Д.С. Королев²⁾,
Д.И. Тетельбаум²⁾, Э.А. Штейнман¹⁾

^{1) Институт физики твердого тела РАН,}

Черноголовка, 142432, ул. Академика Осипьяна, 2

^{2) Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского,}

Нижний Новгород, 603950, пр. Гагарина, 23

тел: +7 (49652) 28201, факс: +7(496) 522 8160, эл. почта: tan@issp.ac.ru

Для успешного применения дислокационной люминесценции (ДЛ) в целях оптоэлектроники требуется решение двух основных задач: выяснение природы излучательных центров, ответственных за длинноволновую часть ДЛ, и нахождение технологичного способа введения дислокаций. Одним из таких способов является генерация дислокаций методом имплантации ионов Si⁺ в кристалл кремния с последующей термообработкой. При этом было установлено [1, 2], что дополнительная имплантация ионов В⁺ в такие дислокационные структуры может существенно повышать интенсивность длинноволновой части ДЛ.

В данной работе приводятся результаты экспериментального исследования влияния имплантированного бора на особенности спектров низкотемпературной фотолюминесценции дислокационных структур, а также на температурную зависимость спектров ДЛ. Обсуждаются возможные механизмы обнаруженного в таких образцах аномального увеличения интенсивности линии D1 (0.81 eV) с ростом температуры в интервале 6-80 К (рис.1).

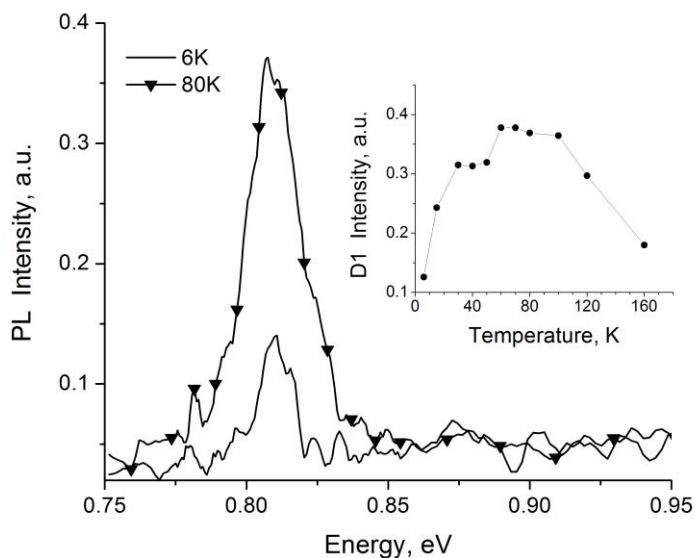


Рис. 1. Сравнение интенсивности линии D1 ДЛ при температурах 6К и 80К в образце с концентрацией имплантированного В⁺ 1·10¹⁶ см⁻². На вставке показана температурная зависимость интенсивности линии D1 этого же образца в интервале 6-160 К.

Работа частично выполнена при поддержке Минобрнауки России в рамках государственного задания (№ 3.285.2014/К).

Литература

1. А.Н. Михайлов и др., ФТП, т.48, вып. 2, стр.212-216, (2014).
2. D.I. Tetelbaum et.al., Phys. Stat. Sol. C 12, No. 1-2, 84- 88 (2015)

Пространственно прямая излучательная рекомбинация носителей заряда в структурах с Ge(Si) самоформирующимися островками

Н.А. Байдакова, А.Н. Яблонский, А.В. Новиков, Д.М. Лобанов, М.В. Шалеев
ИФМ РАН, Нижний Новгород, 603950, ГСП-105
тел: +7 (831) 417-9473, факс: +7 (831) 417-9464, эл. почта: banatale@ipmras.ru

Согласно общепринятым представлениям [1], основной вклад в люминесценцию Ge(Si) островков в области длин волн 1.3-1.7 мкм дает пространственно непрямая излучательная рекомбинация носителей заряда через гетерограницу II-рода между Ge(Si) островком и Si. В то же время, при определенных условиях в высокоэнергетической части сигнала фотолюминесценции (ФЛ) островков может наблюдаться сигнал, связываемый с пространственно прямой излучательной рекомбинацией электронов и дырок, локализованных в островках [2]. Настоящая работа посвящена исследованию спектральных и кинетических характеристик сигнала ФЛ, связанного с пространственно прямой излучательной рекомбинацией в островках, и определению условий, при которых данный сигнал становится доминирующим.

В работе исследовались многослойные структуры с Ge(Si) островками, выращенные методом МПЭ на подложках Si(001) при температурах 600-700°C. Для возбуждения ФЛ использовалось импульсное излучение параметрического генератора света MOPO-SL (430-2500 нм) и непрерывное излучение Nd:YAG лазера (532 нм). Сигнал ФЛ регистрировался с помощью решеточного монохроматора Acton 2300i и многоканального фотоприемника OMA-V на основе линейки светодиодов InGaAs или ФЭУ Hamamatsu на основе InP/InGaAs (930-1700 нм).

В спектрах ФЛ SiGe/Si структур с Ge(Si) островками, выращенными при температурах 600-650°C, наряду с сигналом в области длин волн 1450-1700 нм, связанным с пространственно непрямой излучательной рекомбинацией носителей заряда в островках и наблюдающимся в течение десятков миллисекунд после возбуждающего импульса, был зарегистрирован сигнал ФЛ в области длин волн 1300-1450 нм. Данный сигнал ФЛ обладает рядом характеристик, позволяющих связать его с пространственно прямой излучательной рекомбинацией носителей заряда в островках: коротким временем спада (0.1-1 мкс), существенным увеличением интенсивности с ростом накачки, наличием в спектре ФЛ двух компонент, разнесенных на величину энергии TO_{Si-Ge} фонона в SiGe. Спектральное положение «быстрого» сигнала ФЛ соответствует энергии перехода между тяжелыми дырками и электронами в 4Δ -долинах в островке, полученной из расчёта зонной диаграммы окрестностей Ge(Si) островков в многослойных структурах. Увеличение температуры роста структур приводит к уменьшению разницы энергий пространственно прямой и пространственно непрямой излучательной рекомбинации в островках из-за снижения содержания Ge в островках и уменьшения деформации разделительных Si слоев. Поэтому в структурах, выращенных при 700°C, линии ФЛ, соответствующие пространственно прямым и пространственно непрямым переходам, спектрально не разделены: «быстрый» сигнал ФЛ представляет собой высокоэнергетическое крыло в спектре ФЛ островков, наблюдаемое в течение нескольких сотен наносекунд после импульса возбуждения.

Сопоставление спектров ФЛ Ge(Si) островков в условиях непрерывного оптического возбуждения и спектро-кинетических зависимостей ФЛ в условиях импульсной накачки показало, что при высоких уровнях возбуждения вклад пространственно прямых переходов в интегральный сигнал ФЛ островков может являться доминирующим благодаря короткому времени и высокой эффективности пространственно прямой излучательной рекомбинации по сравнению с пространственно непрямыми переходами.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (гранты № 14-02-01157 и № 16-32-00459-мол_а).

Литература

1. S. Fukatsu, H. Sunamura, Y. Shiraki, S. Komiyama // *Thin Solid Films*. 1998. V. 321, p. 65.
2. M. Larsson et al // *Applied Physics Letters*. 2003. V 82, p. 4785.

Электронная структура силицена в перпендикулярном магнитном поле

А.В. Герт, М.О. Нестоклон, И.Н. Ясиевич

¹ *Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе,
Санкт-Петербург, 194021, Политехническая, 26*

Силицен – квазидвухмерный материал из атомов кремния с гексагональной кристаллической решеткой, состоящий из двух плоских подрешеток, перпендикулярно смещенных друг относительно друга. В отличие от графена, в силицене sp^2 гибридизация является нестабильной, что приводит к вытеснению части атомов кремния из плоскости. При этом гибридизация атомных орбиталей становится смешанной: sp^2 - sp^3 . Также важным отличием от графена является наличие существенного спин-орбитального взаимодействия. В настоящее время силицен, кремниевый аналог графена, привлекает все большее внимание в связи с совершенствованием технологии его получения и перспективами практического применения: в кремниевой электронике и спинтронике [1].

В данной работе на основе симметричного анализа построен эффективный гамильтониан силицена в окрестности дираковских точек в присутствии электрического и магнитного полей, перпендикулярных плоскости пленки. Численные коэффициенты при различных слагаемых в гамильтониане найдены с помощью метода сильной связи в базисе $sp^3d^5s^*$ с учетом взаимодействия с одним ближайшим соседом, развитого в предыдущей работе [2], для случая смещения подрешеток 0.44, что соответствует теоретическому значению смещения, полученному из первых принципов для свободной пленки силицена. Проанализировано влияние смещения подрешеток на эффекты ориентации спина и псевдоспина в силицене. Полученный гамильтониан дает возможность рассмотрения спинового и электронного транспорта для носителей заряда с энергией меньше 0.5 эВ. Подробно изучено орбитальное движение электронов во внешнем магнитном поле, перпендикулярном пленке, рассмотрены вопросы поляризации спина и псевдоспина под действием внешних полей.

Литература

1. A. Kara, H. Enriquez, A.P. Seitsonen, L.C.L.Y. Voon, S. Vizzini, B. Aufray and H. Oughaddou // Surface Science Reports. 2012. T.67, C. 1.
2. A.V. Gert, M.O. Nestoklon, and I.N. Yassievich // Zhurnal Eksperimentalnoi i Teoreticheskoi Fiziki. 2015. T.148, C.133.

Синтез нанопроволок окиси кремния струйным плазмохимическим методом при использовании различных газов-разбавителей

А.О. Замчий¹, С.Я. Хмель¹, Е.А. Баранов¹, Е.А. Максимовский², Д.В. Гуляев³, К.С. Журавлев³

¹ *Институт теплофизики им. С.С.Кутателадзе СО РАН,
Новосибирск, 630090, Академика Лаврентьева 1*

² *Институт неорганической химии им. А.В.Николаева,
Новосибирск, 630090, Академика Лаврентьева 3*

³ *Институт физики полупроводников им. А.В.Ржанова,
Новосибирск, 630090, Академика Лаврентьева 13*

тел: (383) 335-6676, факс: (383) 330-8480, эл. почта: zamchiy@gmail.com

В настоящее время одномерные наноструктуры, такие как нанопроволоки, представляют интерес, как для фундаментальных исследований, так и для практических применений из-за своих уникальных свойств [1-3]. В частности, интенсивно проводятся исследования по использованию нанопроволок для создания солнечных элементов третьего поколения.

Синтезированы нанопроволоки оксида кремния SiO_x ($x \leq 2$) из смеси моносилана с водородом (гелием, аргоном) методом газоструйного химического осаждения с активацией электронно-пучковой плазмой [4] при одновременной подаче кислорода в вакуумную камеру. Синтез осуществлялся на подложках из монокристаллического кремния и стекла, покрытых частицами оловянного катализатора микронного размера. Были получены ориентированные массивы пучков нанопроволок («микроканатов») из смеси моносилана с водородом (аргоном). Из частицы катализатора вырастает пучок аморфных нанопроволок оксида кремния, каждая из которых имеет диаметр примерно 15 нм. Скорость роста «микроканатов» около 25 нм/с при температуре синтеза 335°C. Морфология полученных наноструктур исследовалась с помощью просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии, состав – с помощью рентгеновской энергодисперсионной спектроскопии, оптические свойства – с помощью фотолюминесцентной спектроскопии. Синтез осуществляется по известному механизму «пар–жидкость–кристалл», причем одновременно много нанопроволок растет с поверхности одной частицы катализатора. Предложена модель синтеза этих наноструктур указанным выше методом, в том числе ориентированных пучков нанопроволок («микроканатов») за счет неравномерного нагрева частицы катализатора направленным потоком плазмы. Продемонстрирована интенсивная фотолюминесценция синтезированных наноструктур в видимой области спектра при комнатной температуре.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 15-08-05394.

Литература

1. R. Yu et al. // Nano Energy. 2012. Vol. 1. P. 57-72 (2012).
2. A. Kaushik et al. // Microchim Acta. 2014. Vol. 181. P 1759-1780.
3. B. Rizal et al. // Analyst. 2015. Vol. 140. P. 39-58.
4. R.G. Sharafutdinov et al. // Sol. Energy Mater. Sol. Cells. 2005. Vol. 89. P. 99-111.

Периодическое микроструктурирование на слоях пористого кремния с наночастицами серебра, сформированных методом ионной имплантации

В.В. Воробьев¹⁾, Ю.Н. Осин¹⁾, В.И. Нуждин²⁾, В.Ф. Валеев²⁾, А.Л. Степанов^{1,2)}

¹⁾ Междисциплинарный центр «Аналитическая микроскопия»,

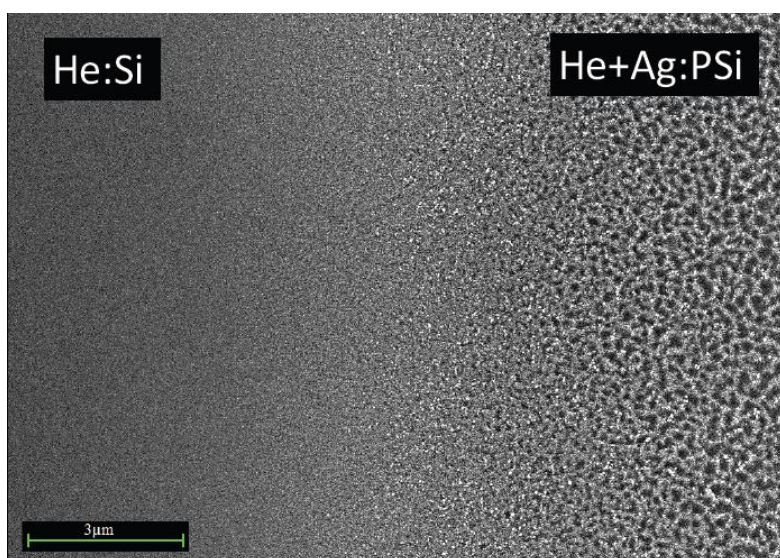
Казанский федеральный университет, Казань, 420008, Кремлевская, 18

²⁾ Казанский физико-технический институт им. Е.К. Завойского КазНЦ РАН,

Казань, 420029, Сибирский тракт, 10/7

slava.v679@gmail.com

В работе представлены результаты исследования по модификации поверхности монокристаллического c-Si методом низкоэнергетической высокодозовой имплантации ионами металлов. Относительно недавно нами была впервые продемонстрирована принципиальная возможность создания слоев пористого Si с наночастицами Ag - (Ag:PSi) при имплантации c-Si ионами Ag⁺ [1, 2]. В настоящем сообщении представлены новые результаты по образованию Ag:PSi в слое аморфного Si (a-Si), предварительно сформированном на поверхности c-Si имплантацией ионами He⁺. Для это использовался c-Si с кристаллографической ориентацией поверхности (100). Имплантация ионами He⁺ проводилась энергией 40 кэВ при дозе облучения $1.5 \cdot 10^{17}$ ион/см² и плотности тока в ионном пучке 8 мкА/см² на ионном ускорителе ИЛУ-3. Затем образец с поверхностным слоем a-Si был имплантирован ионами Ag⁺ с энергией 30 кэВ при дозе облучения $1.5 \cdot 10^{17}$ ион/см² и при той же плотности ионного тока.



Контроль за морфологией поверхности образца на различных этапах его изготовления осуществлялся на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) Merlin (Carl Zeiss), оснащенным детектором дифракции отраженных электронов (ДОЭ) HKL NordLys (Oxford Instruments) и энергодисперсионным спектрометром AZtec X-Max (Oxford Instruments). Оценки профилей распределения имплантированных ионов He⁺ и Ag⁺ по программе SRIM-2013 показали, что толщина аморфного слоя a-Si заметно превышает длину пробега для ионов Ag⁺. Как следует из СЭМ наблюдений (см. пример на рисунке), после

имплантации ионами He⁺ поверхность Si остается гладкой (участок слева - He:Si), тогда как имплантация ионами Ag⁺ ведет к образованию Ag:PSi в a-Si (участок справа - He:Ag:PSi). На ДОЭ-картинах обоих участков образца присутствует суперпозиция изображений линий Кикучи от кристаллического слоя подложки c-Si и диффузных колец от сформированного a-Si. СЭМ-изображения, полученные при большем увеличении отчетливо демонстрируют образование PSi структуру со средним размером пор 150-180 нм при толщине стенок между ними 30-60 нм и глубиной пор порядка 60 нм. При этом по всей площади образца располагаются наночастицы Ag с размерами в интервале от 5 до 40 нм. С целью формирования периодических микроструктур на поверхности образца, содержащего слой Ag:PSi, имплантация c-Si и a-Si ионами Ag⁺ проводилась через специальную маску – металлическую сетку с размерами ячеек 20 мкм. В результате на поверхности образца была сформированы решетки, состоящие из периодических чередующихся областей Si и Ag:PSi, на которых наблюдается оптическая дифракция на отражение при ее зондировании гелий-неоновым лазером.

Работа поддержана грантами РФФИ № 13-02-12012_офи и 15-48-02525_поволжье, УМНИК.

Литература

1. A.L. Stepanov *et al.* // Reviews on advanced materials science. 2015 V. 40, P. 155-164.
2. А.Л. Степанов и др. Способ изготовления пористого кремния. Патент РФ на изобретение № 2547515, 2015.

Особенности формирования светоизлучающих дефектных структур в кремнии при бомбардировке молекулярными и атомарными ионами

А.И. Титов¹, **П.А. Карасев¹**, Н.А. Соболев², К.В. Карабешкин¹, М.А. Шевцов¹

¹ *Политехнический университет,*

Санкт-Петербург, 195251, Политехническая 29

тел: (812) 552-7516, факс: (812) 552-9586, эл. почта: platon.karaseov@spbstu.ru

² *Физико-технический институт им. А.Ф.Иоффе,*

Санкт-Петербург, 194021, Политехническая, 26

Известно, что образование нарушений кристаллической структуры в полупроводниках при их облучении ускоренными ионами с энергиями в диапазоне от 1 кэВ до 1 МэВ является существенно неравновесным процессом, ход которого зависит от условий имплантации. В частности, при имплантации в полупроводники молекулярных ионов наблюдается эффект, называемый молекулярным (МЭ), когда созданная таким ионом приповерхностная концентрация устойчивых нарушений оказывается больше, чем при облучении атомарными компонентами подобного молекулярного иона. Такой МЭ имеет место, в частности, на начальных участках траекторий небольших молекул при облучении ими Si при комнатной температуре. С другой стороны, в настоящее время большой технологический интерес представляет реализация светоизлучающих структур на монокристалле кремния путем инженерии дефектов. Реализация этой перспективы требует понимания, как образуются и эволюционируют радиационные дефекты и к формированию каких протяженных структур приводит отжиг после того или иного облучения.

В работе исследовалось накопление структурных нарушений при внедрении в (001) n-Si, выращенном по Чохральскому, молекулярных (PF_4^+) и атомарных (F, P) ионов в широком диапазоне энергий (0.6 – 3.2 кэВ/аеи). Имплантация проводилась под углом 7° от нормали к поверхности для подавления каналирования. Степень нарушения кристаллической структуры определялась с помощью метода резерфордского обратного рассеяния в сочетании с каналированием (RBS/C). В результате мы обнаружили существенно более сильный рост поверхностного аморфного слоя при облучении молекулами, по сравнению с атомарным облучением. При энергии 0.6 кэВ/аеи он растет быстрее в ~ 7 раз, а с ростом энергии до 3.2 кэВ/аеи разница ~ 5 раз. Обнаруженный эффект вызван повышенной плотностью каскадов смещений молекулярного иона.

Для реализации излучающих структур необходимо также разработать стратегию отжига и выяснить влияние типа сформированных облучением дефектов на получаемую излучающую структуру. В частности важны, такие параметры отжига, как атмосфера, температура и время. Образцы, облученные молекулярными и атомарными ионами в различных комбинациях, были подвергнуты отжигу при температурах 1080 -1150 С в течение 2 часов в окислительной атмосфере. Спектры люминесценции снимались при температурах 10-220 К. Накачка осуществлялась лазером на длине волны 532 нм мощностью 60 мВт. На полученных спектрах определены линии, соответствующие краевой люминесценции, преципитатам фосфора, а также пики дефектов {113} и кислородных преципитатов. Природа части линий требует дальнейших исследований. Полученные результаты можно использовать при разработке технологии светоизлучающих кремниевых структур на основе направленной инженерии дефектов

Работа выполнена при частичной поддержке гранта РФФИ 14-08-01256

Некоторые применения фрактальных идей в проблемах нанокремния

Х.Б. Ашуров¹⁾, И.Х. Ашуров¹⁾, С.Е. Максимов^{1,2)}, Б.Л. Оксенгендлер^{1,2)}

¹⁾Институт ионно-плазменных и лазерных технологий АН РУз,
Узбекистан, Ташкент, 100125, Дўрмон йўли, 33
тел: (998-71) 262 -7040, факс: (998-71) 262 -8767, эл. почта: ashurov@iae.uz

²⁾Научно-исследовательский центр химии и физики полимеров
при Национальном Университете Узбекистана,
Ташкент 100128, А.Кадыри 7б

Фрактальные идеи, являющиеся одной из основных перспективных базовых идеологий в физике твёрдого тела и в материаловедении (см. напр. [1]) имеют весьма большую перспективу проникновения в нанофизику, где нанобъекты имеют некие неупорядоченности как базовые свойства. В качестве примера рассмотрим совокупность наночастиц, обладающих в электронном спектре щелью. Если в такой системе наблюдается люминесценция на ловушках, то совсем не очевидно, где эти ловушки расположены: в объёме наночастицы или на её поверхности. Если характерный размер (радиус) наночастицы есть R , а N_v и N_s – концентрация ловушек в объёме и на поверхности наночастицы, то превалирование объёмной рекомбинации над поверхностной будет при $R_0 \geq 3N_s/N_v$. Однако, если

поверхность наночастицы фрактальная, то при $\tilde{R}_0 \leq \left[S_{fr} \cdot \frac{3}{4\pi} \frac{N_s}{N_v} \right]^{\frac{1}{3}}$ будет превалировать уже поверхностная рекомбинация. Поскольку площадь фрактальной поверхности $S_{fr}(D)$, зависящей от фрактальной размерности поверхности, значительно больше $4\pi R^2$, то $\tilde{R}_0 \gg R_0$, т.е. именно при увеличении фрактальной размерности D критический размер наночастицы \tilde{R}_0 оказывается весьма большой. Учёт этого, оказывается, принципиально важным для многих задач наноматериаловедения, например, при идентификации механизма люминесценции в Si наночастицах (см. [2]).

Литература.

1. Е. Федер. Фракталы, М.: «Мир», 1991.
2. Г.А. Качурин, В.А. Володин, Д.И. Тетельбаум и др. ФТП, 2005, Т.39, вып.5, с.582-587.

Напряжения в нанокристаллах InSb, сформированных методом ионно-лучевого синтеза в термически выращенных на кремнии плёнках SiO₂

Л.Л. Дзюбина^{1),2)}, А.Г. Черков²⁾, В.А. Володин^{1),2)}, И.Е. Тыщенко¹⁾

¹⁾ *Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова,
Новосибирск, 630090, проспект Академика Лаврентьева, 13*

²⁾ *Новосибирский государственный университет,
Новосибирск, 630090, Пирогова, 2*

Тел: (383) 333-2493, факс: (383) 333-2771, эл. почта: tys@isp.nsc.ru

Разработка методов создания оптоэлектронных устройств на основе кремния является одной из перспективных задач современной полупроводниковой электроники. Возможным методом реализации таких устройств является создание наноразмерных объектов InSb на основе кремния. Большое рассогласование постоянных решётки Si и InSb, которое составляет 18%, делает практически невозможным эпитаксиальный рост таких структур молекулярно-лучевым методом. Решение этой проблемы может быть достигнуто с помощью метода ионно-лучевого синтеза [1]. Поэтому целью данной работы было установить роль различия коэффициентов термического расширения InSb и SiO₂ в процессе ионного синтеза нанокристаллов InSb в матрице оксида кремния.

В экспериментах ионы In⁺ и Sb⁺ с энергией 200 кэВ дозой 8×10^{15} см⁻² были имплантированы в пленки SiO₂, термически выращенные на подложках монокристаллического кремния. Последующий высокотемпературный отжиг проводился при температуре 500-1100 °С. С целью предотвращения выхода индия из плёнки SiO₂ при отжиге плёнки SiO₂ были закрыты слоем монокристаллического Si, созданным методом водородно-индуцированного переноса. Полученные образцы были исследованы с помощью методов комбинационного рассеяния света (КРС), высокоразрешающей электронной микроскопии и энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии.

Установлено, что формирование нанокластеров и нанокристаллов InSb в пленках SiO₂ происходит, начиная с температуры отжига 900 °С. После отжига при температуре 900 °С наблюдалось широкое пространственное распределение нанокристаллов. Их размеры в зависимости от глубины варьировались от 5 до 20 нм. С увеличением температуры отжига до 1100 °С размеры нанокристаллов практически не изменились и составляли $\sim 5 \div 26$ нм.

Начиная с температуры отжига 900 °С в спектрах КРС были обнаружены пики рассеяния на частотах 195 и ~ 186 см⁻¹. Эти значения соответствуют частотам продольного (ЛО) и поперечного (ТО) оптических фононов в InSb, но сдвинутые в высокочастотную область относительно их значений в монокристалле InSb. Величина сдвига пиков КРС была равна $6 \div 8$ см⁻¹ (ТО) и $2 \div 5$ см⁻¹ (ЛО) для температур отжига 900-1100 °С соответственно. Наблюдаемые сдвиги указывают на наличие напряжений сжатия в синтезированных нанокристаллах. С целью выяснения вклада квантово-размерного эффекта и напряжений в формирование спектров КРС был проведён расчёт частоты оптических фононов в InSb в зависимости от размера нанокристаллов, используя модель локализации фононов. Расчёт показал, что низкочастотный сдвиг пика КРС из-за размерного квантования фононов составляет $8 \div 1$ см⁻¹ для нанокристаллов с размерами $1 \div 5$ нм соответственно. Это означает, что для наблюдаемых размеров нанокристаллов сдвиги в частоте оптического фонона не превышают 1 см⁻¹. На основе полученных расчетов и экспериментальных результатов сделана оценка величины давления в синтезированных нанокристаллах, которая составила ~ 12 кбар для температуры отжига 1100 °С. Полученные значения напряжений объясняются различием коэффициентов термического расширения матриц InSb и SiO₂.

Литература

1. И.Е. Тыщенко, М.Фельсков, А.Г.Черков, В.П. Попов// ФТП, 2014, т. 48, в.9, с 1229.

Зарождение наноостровков Ge на структурированных подложках Si с использованием ионного облучения

Ж.В. Смагина¹⁾, А.В. Зиновьев¹⁾, С.А. Рудин¹⁾, П.Л. Новиков^{1,2)}, А. Атовуллаев²⁾,
П.А. Кучинская¹⁾, В.А. Селезнёв¹⁾, А.К. Гутаковский¹⁾, В.Д. Живулько³⁾,
А.В. Мудрый³⁾, А.В. Двуреченский^{1,2)}

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

² *Новосибирский государственный университет, Новосибирск, 630090,*

³ *ГНПО «Научно-практический центр НАН Беларуси по материаловедению»,
Минск, 220072 Белоруссия, ул. П. Бровки, 19*

тел: (383) 333-2519, факс: (383) 333-2832, эл. почта: smagina@isp.nsc.ru

В настоящее время массивы пространственно упорядоченных наноостровков считаются перспективными объектами для создания на их основе приборов нового поколения, в том числе элементов квантовой информатики. В связи с этим возникает необходимость создания нанообъектов с заданными структурными характеристиками и возможностью их контроля. Авторами разработан оригинальный метод создания пространственно упорядоченных структур с наноостровками, основанный на сочетании наноиmprинт-литографии и последующего ионного облучения ионами через маску [1]. Маска представляла собой канавки шириной 100 нм, повторяющиеся с периодом 180 нм. Экспериментальные и теоретические исследования роста Ge на такого типа поверхностях показали, что места зарождения наноостровков Ge в процессе гетероэпитаксии зависят от наличия/отсутствия радиационных дефектов в областях, подвергнутых ионному облучению. С помощью высокоразрешающего электронного микроскопа показано, что в областях, подвергнутых ионному облучению, происходит аморфизация слоёв Si. Установлено, что период повторения аморфных областей совпадает с периодом открытых окон в маске (канавок). Между областями аморфного и кристаллического кремния существует переходная область, насыщенная точечными дефектами, которая сохраняется также и после отжига структур при температуре 700°C.

В образцах SiO₂/Si, облученных ионами Ge⁺ и отожженных при 600-800°C, наблюдается интенсивная полоса фотолюминесценции в спектральной области 0.6-0.9 эВ. Эта полоса может быть отнесена к излучательной рекомбинации на кластерах междоузельных атомов Ge и Si. Косвенным подтверждением наличия дефектов междоузельного типа являются экспериментальные данные, полученные при использовании сильно легированных слоёв (геттера) с обратной стороны подложки для стока междоузельных атомов. Показано, что если подобрать подложки с одинаковым профилем и глубиной канавок, то плотность островков после осаждения Ge на образцах без геттера на порядок выше, чем на образцах с геттером. На основе полученных данных было сделано предположение, что в исследуемых структурах дефекты междоузельного типа оказывают определяющее влияние на места зарождения островков.

Методом молекулярной динамики рассчитаны поверхностные деформации для канавок, под которыми встроены кластеры междоузельных атомов. Для случая, когда стенки канавок ориентированы по плоскостям {112}, установлено, что с увеличением концентрации междоузельных атомов тип деформаций изменяется от растяжения до сжатия. Методом Монте-Карло проведено компьютерное моделирование зарождения и роста трёхмерных островков Ge на поверхности Si (100) с предварительно созданными канавками. Показано, что расположение островков зависит от распределения радиационных дефектов, а также от температуры подложки, при которой проводится осаждение Ge. Полученные результаты объясняются увеличением размера критического зародыша для образования трёхмерных островков на облученных участках поверхности за счёт деформации растяжения, созданной междоузельными атомами.

Работа выполнена при финансовой поддержке программы РНФ, грант №14-12-00931.

Литература

1. Zh. V. Smagina, N. P. Stepina, V. A. Zinovyev, P. L. Novikov, P. A. Kuchinskaya, and A. V. Dvurechenskii // *Appl. Phys. Lett.* 2014. 105, p. 153106.

Новые элементоорганические прекурсоры и процессы химического осаждения из газовой фазы пленок нитридов и карбонитридов кремния

М.Л. Косинова

Институт неорганической химии им. А.В. Николаева СО РАН,
Новосибирск, 630090, пр. Акад. Лаврентьева, 3,
тел: (383) 330-9605, факс: (383) 330-9489, эл. почта: marina@niic.nsc.ru

В докладе представлен круг проблем, связанных со становлением, развитием и практической реализацией научных исследований в области разработки процессов синтеза пленок функциональных материалов на основе комплексного физико-химического изучения каждой стадии приготовления материала: от предшественника к готовому элементу конкретного устройства [1]. Прогресс в этой области будет продемонстрирован на примере карбонитрида кремния, материала, сочетающего в себе широкий спектр уникальных свойств, позволяющих применять его в различных областях техники. Плазмохимическое осаждение из газовой фазы с использованием кремнийорганических предшественников различного состава и структуры, а также дополнительных газов дает возможность значительно варьировать химический и фазовый состав и структуру пленок, а значит, их функциональные характеристики.

Программа исследований на первом этапе включает выбор летучих соединений, пригодных для использования в процессах CVD. В работе рассмотрены особенности строения и свойств следующих кремнийорганических соединений: Me_3SiPh , аминсиланов общей формулы $\text{R}_x\text{Si}(\text{NR}^1\text{R}^2)_{4-x}$, $x = 1-3$, где $\text{R} = \text{Me}, \text{H}$; $\text{R}^1 = \text{Et}, \text{Ph}, \text{Al}, \text{Bz}$; $\text{R}^2 = \text{Et}$; N-органил-N,N-бис(триметилсилил)аминов $\text{R}_x\text{N}(\text{SiR}^1\text{R}^2)_{3-x}$, где $\text{R} = \text{Me}, \text{Et}, \text{Ph}, \text{PhCH}_2, \text{Et}_3\text{Ge}, \text{Et}_3\text{Sn}$. Проведена характеристика синтезированных веществ физико-химическими методами и подтверждена их индивидуальность. На основании данных КТА и тензиометрии установлены ряды летучести и термической устойчивости в зависимости от типа заместителя при атомах кремния и азота. В ряду аминсиланов наблюдается снижение летучести в зависимости от радикала: Me_3SiNHAl , $\text{Me}_3\text{SiNEt}_2$, $\text{MeSiH}(\text{NEt}_2)_2$, $\text{Me}_2\text{Si}(\text{NEt}_2)_2$, Me_3SiNHPh , $\text{HSi}(\text{NEt}_2)_3$, $\text{Si}(\text{NEt}_2)_4$. Введение фенильного радикала в молекулу кремнийорганического соединения снижает летучесть вещества в ряду: $(\text{Me}_3\text{Si})_2\text{NH}$, Me_3SiPh , Me_3SiNHPh , Me_3SiNHBz , $(\text{Me}_3\text{Si})_2\text{NPh}$. Показано, что изученные соединения обладают летучестью и термической устойчивостью, достаточными для их использования в качестве предшественников при получении пленок методом CVD. Разработаны процессы PECVD, синтезированы пленки $\text{SiC}_x\text{N}_y\text{:H}$ различного состава. Проведено изучение зависимостей состава и химического строения пленок от условий синтеза с использованием ИК-спектроскопии, спектроскопии комбинационного рассеяния света, энергодисперсионного анализа, масс-спектрометрии вторичных ионов и рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии, определение толщины пленок методом эллипсометрии, морфологии поверхности пленок с использованием методов сканирующей электронной и атомно-силовой микроскопии, а также структуры – методом просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения; исследование зависимости функциональных характеристик пленок – электрофизических, оптических и механических свойств от параметров синтеза, строения и состава пленок; изучение стабильности свойств пленок $\text{SiC}_x\text{N}_y\text{:H}$ во времени.

Литература

Кузнецов Ф.А., Воронков М.Г., Борисов В.О., Игуменов И.К., Каичев В.В., Кеслер В.Г., Кириенко В.В., Кичай В.Н., Косинова М.Л., Кривенцев В.В., Лебедев М.С., Лис А.В., Морозова Н.Б., Никулина Л.Д., Рахлин В.И., Румянцев Ю.М., Смирнова Т.П., Суляева В.С., Сысоев С.В., Титов А.А., Файнер Н.И., Цырендоржиева И.П., Чернявский Л.И., Яковкина Л.В. «Фундаментальные основы процессов химического осаждения пленок и структур для нанoeлектроники», Серия «Интеграционные проекты СО РАН». (Вып. 37) Н.: Издательство СО РАН, 2013. 175 с. ISBN 978-5-7692-1272-7.

Особенности синтеза моносилана алкоксисилановым способом

Х.Б. Ашуров, Т.К. Турдалиев, Р.Х. Ашуров, Ш.Ч. Искандаров, И.Ж. Абдусаидов

Институт ионно-плазменных и лазерных технологий,

Узбекистан, Ташкент, 100125, Дурмонйули, 33

тел: (+99871) 262-7940, факс: (+99871) 262-8767, эл. почта: ashurov@aie.uz

Одним из перспективных способов является производства поликристаллического кремния из моносилана в реакторах кипящего слоя [1]. Сразу несколько Компаний, такие как GCL (Китай), REC (Норвегия), SunEdison (США) активно внедряют моносилановую технологию в производство. Моносилан обычно получают при утилизации четыреххлористого кремния, который образуется в больших объемах в традиционном трихлорсилановом процессе. Однако при современном развитии этого метода удается получить только кремний с чистотой 7N-8N. Кроме того, такая схема производства требует наличие как моносиланового цикла, так хлорсиланового, что приводит дополнительным капитальным расходам при создании новых производств.

В качестве альтернативной технологии также рассматривается бесхлорный алкоксисилановый способ получения поликремния. Прямая реакция кремния со спиртом, особенно этиловым, имеет индукционный период, причем его продолжительность может составить от нескольких до десятки часов. Совершенно очевидно, что основной причиной появления индукционного периода является наличие окисной пленки на поверхности кремниевых частиц. Без решения этой проблемы

В настоящей работе обсуждаются особенности синтеза моносилана алкоксисилановым способом. Нами разработана новая безхлорная технология производства моносилана [2,3]. Технология основана на прямой реакции металлургического кремния и этилового спирта, синтезе триэтоксисилана в жидкой среде растворителя и его каталитическом диспропорционировании. Предложенные технические решения позволили исключить индукционный период реакции синтеза триэтоксисилана, также достигнуто упрощение технологической аппаратуры и обеспечение возможности ведения процесса синтеза алкоксисиланов и моносилана в непрерывном режиме.

Измельчение исходного металлургического кремния в среде высококипящего растворителя, а не на воздухе, позволило исключить образования на свежеиспеченных поверхностях окисных пленок.

Технология включает следующие процессы: подготовка технического кремния и катализатора, подготовка безводного спирта, прямой реакции технического кремния и этилового спирта в присутствии катализатора для синтеза этоксисиланов, выделение и очистка триэтоксисилана, каталитическое диспропорционирование триэтоксисилана получением моносилана и её очистка.

Достигнута высокая селективность (выше 95%) по целевым продуктам и высокая конверсия реагентов (около 99%). Упрощение состава технологического оборудования позволит сократить капитальные расходы на создание производства по предложенной технологии.

Литература

1. International Technology Roadmap Photovoltaics, 2015, 29 April, Shanghai, China
2. Kh. Ashurov et al., Patent US9156861 (B2), A method for preparing trialkoxysilane, Pub. Date: Oct. 13, 2015
3. Kh. Ashurov et al., Patent US9278864 (B2), A method for preparing monosilane by using trialkoxysilane, Pub. Date: March 08, 2016

Статистический анализ распределения примесей в мультикристаллическом кремнии на основе металлургического кремния высокой чистоты

Р.В. Пресняков¹, **С.М. Пещерова**¹, Л.А. Павлова²

¹ ИГХ СО РАН, Иркутск, 664033, Фаворского, 1а

² ИРНТУ, Иркутск, 664074, ул. Лермонтова 83

тел: (3952) 424601-265, факс: (3952)427050, эл. почта: ropr@igc.irk.ru

Анализ распределения примесей при выращивании кристалла подразумевает получение достаточного объема данных количественного химического анализа (КХА) и их обработку. В настоящей работе для определения содержания примесей в слитках мультикристаллического кремния (mc-Si) применяется масс-спектрометрия с индуктивно связанной плазмой (ICP MS). Концентрации примесей в различных положениях по высоте выращенных образцов mc-Si можно использовать не только в расчёте эффективных коэффициентов распределения примесей, но и в анализе влияния условий выращивания и состава исходного металлургического кремния высокой чистоты (UMG-Si) на свойства слитков. На данном этапе мы проводим обработку данных КХА с помощью пакета STATISTICA 6.1, реализующего методы кластерного и факторного анализа, способного выявлять некие признаки/факторы и распределять анализируемые участки кристалла со схожими признаками по группам/кластерам (рис. 1).

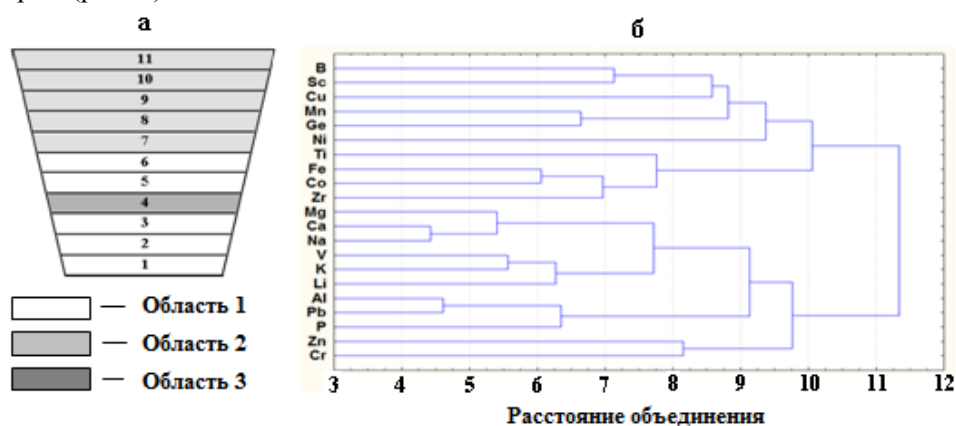


Рис. 1. а – Слои 1-11 для отбора проб в слитке мультикристаллического кремния и составляющие области (кластеры) 1-3, б – иерархическая дендрограмма для 21 элемента (метод полной связи, Евклидово расстояние).

По-видимому, разные стадии роста mc-Si (рис. 1а) характеризуются своими особенностями процессов межпримесного взаимодействия. Нами установлено, что каждый кристалл можно разделить на несколько областей (кластеров), каждый из которых связан с некоторой особенностью поведения элементов. Как видно из дендрограммы (рис. 1б), между определенными элементами и их группами есть тесные взаимосвязи (пара Ca-Na, группа V-K-Li), в соответствии с которыми элементы, вероятнее всего, образуют включения [1]. Состав и плотность распределения включений мы исследуем методами рентгеноспектрального микроанализа и сканирующей/просвечивающей микроскопии. В докладе будут обсуждаться данные анализа кристаллов, выращенных методом Бриджмена-Стокбаргера из UMG-Si чистотой менее 99,999 ат.% по содержанию основного вещества, что в физическом смысле означает близость концентраций основных примесей к областям их твёрдых растворов в кремнии [2]. Основной целью этого этапа исследования является определение критически значимых факторов состава исходного UMG-Si и параметров выращивания из него mc-Si, определяющих типологию межзёренных границ и электрофизические характеристики конечного материала.

Работа выполняется при поддержке гранта РФФИ № 16-35-00140-мол_а.

Литература

1. С.М. Пещерова и др. // ФТП. 2015. Т.49, вып. 6. С. 741-745.
2. K. Nakajima, N. Usami // Springer Berlin Heidelberg. 2009. 259 p.

Получение технического кремния из жильного кварца вновь открытых месторождений Республики Узбекистан

М.Ш. Курбанов¹, Б.М. Абдурахманов¹, Х.Б. Ашуров¹, Е.Г. Федоров²

¹Институт ионно-плазменных и лазерных технологий АН РУз, г. Ташкент,
100125, ул. Дурмон йули, 33, Узбекистан, kumir60@yandex.ru

²ГП «Центральная геолого-геофизическая экспедиция» Госкомгеологии РУз

В связи с началом работы заводов в г. Навои по производству технического кремния (ТК) для последующего изготовления моно и поликремния для солнечных батарей и в г. Ангрен - по производству ферросилиция (ФС), Государственный комитет по геологии и минеральным ресурсам РУз провел комплексные работы по оценке минерально-сырьевой базы кварцевого сырья высокой чистоты. В результате проведенных в 2013-2015гг. поисковых работ на территории Западного, Восточного и Южного Узбекистана выявлено и изучено 113 кварцевых жил и 2 горизонта кварцитов с содержанием SiO₂ более 98,0% с суммарными прогнозными ресурсами по кат. P₂ – 21,2 млн.т. Типичным примером является месторождение «Акбуйринское», расположенное в 25 км южнее г. Самарканд. Длина, например, жилы №1 этого месторождения составляет 4825 м, мощность от 2 до 58 м, видимая глубина развития по падению изменяется от 15 до 80 м, а прогнозные ресурсы по кат. P₂ составляет – 2,38 млн.тн. Химический состав кварца (%): SiO₂=98,2-99,6; Al₂O₃=0,09-0,30; CaO=0,15-0,50; Fe₂O₃=0,06-0,10; TiO₂=0,01-0,02; Na₂O=0,08-0,20;

Из разных участков жилы №1 был отобран ряд технологических проб для получения опытных образцов ТК и оценки примесной чистоты продукта. Выплавку ТК вели в Институте ионно-плазменных и лазерных технологий АН РУз с использованием электродуговой печи с оснасткой, позволяющей проводить выплавки, как с использованием стандартных режимов, так и принципиально новых технологических приемов, предусматривающих, в т.ч., частичную или полную замену твердого углеродистого восстановителя газообразным, в качестве которого успешно опробован природный газ - метан [1], как с прямой его подачей в зону горения электрической дуги, так и с предварительной ионизацией CH₄ на пути его прохождения в электродуговую печь.

Состав полученного ТК, оцененный по масс-спектрометрическому анализу, приведен в таблице.

Si	Fe	Al	Ca	K	Ti	P	Mg	Mn
99,23	0,34	0,20	0,07	0,03	0,02	0,01	0,006	0,007
99,29	0,29	0,19	0,07	0,03	0,02	0,01	0,006	0,006
99,33	0,27	0,18	0,10	0,03	0,01	0,01	0,009	0,011

Полученный ТК по чистоте соответствует согласно ГОСТ 2169-69 к марке Кр00. Особо укажем на отсутствие в продукте примеси бора, что позволяет отнести месторождение «Акбуйринское» к разряду редких по этому показателю и особо привлекательных для использования добываемого сырья в производствах кремния для микроэлектроники.

Литература

1. Abdurakhmanov B.M., Ashurov H.B., Kurbanov M.Sh., Nuraliev U.M. Modernization of the Technology for Obtaining Technical Silicon for Solar Energy. Applied Solar Energy, 2014, Vol. 50, No 4, pp. 282-286.

Комплекс ИСП-АЭС методик анализа кремния

А.В. Шаверина, А.И. Сапрыкин

*Институт неорганической химии им. А.В. Николаева,
Новосибирск, 630090, Ак. Лаврентьева, 3
тел: (383) 330-59-90, эл. почта: anastasia.shaverina@yandex.ru*

Для выполнения количественного химического анализа кремния чистоты от 2N до 6N7 разработан комплекс ИСП-АЭС. Методики удовлетворяют требованиям нормативной методики ГОСТ [1] и позволяют максимально эффективно использовать аналитические возможности метода ИСП-АЭС и различные техники пробоподготовки, что обеспечивает получение наиболее полной информации о примесном составе исследуемых материалов. Комплекс методик включает:

– Инструментальную (без предварительного концентрирования) ИСП-АЭС методику анализа кремния и его оксида чистоты 2N-4N, позволяющую определять до 29 элементов-примесей (Al, Ba, Be, Ca, Cd, Cr, Cu, Fe, Hf, In, K, La, Li, Mg, Mn, Mo, Na, Nb, Ni, Pb, Pd, Pt, Sr, Ti, Tl, V, Y, Zn, Zr) с пределами обнаружения $8 \cdot 10^{-8}$ - $3 \cdot 10^{-4}$ % мас. и внутрилабораторной прецизионностью 2-20 %. Изучено поведение аналитических сигналов элементов-примесей в присутствии кремния в растворе.

– Комбинированную ИСП-АЭС методику анализа кремния чистоты 4N-6N с предварительным концентрированием микропримесей отгонкой основы пробы после кислотного разложения, позволяющую определять до 44 элементов: Ag, Al, As, B, Ba, Be, Bi, Ca, Cd, Co, Cr, Cu, Fe, Ga, Hf, In, K, La, Li, Mg, Mn, Mo, Na, Nb, Ni, P, Pb, Pd, Pt, Rb, Re, Sb, Se, Sn, Sr, Ta, Te, Ti, Tl, V, W, Y, Zn, Zr с пределами обнаружения $1 \cdot 10^{-8}$ - $5 \cdot 10^{-6}$ % мас. и внутрилабораторной прецизионностью 5-15 %.

– Методику ИСП-АЭС анализа кремния чистоты до 6N7 с предварительным концентрированием микропримесей путем парофазного вскрытия и отгонки основы в микроволновой печи, позволяющая определять до 30 элементов (Ag, Al, Be, Bi, Ca, Cd, Co, Cr, Cu, Fe, Ga, Hf, In, K, Li, Mn, Mo, Na, Nb, Ni, P, Rb, Sb, Sn, Sr, Ta, V, W, Zn, Zr) с пределами обнаружения $2 \cdot 10^{-8}$ - $4 \cdot 10^{-6}$ % мас. и внутрилабораторной прецизионностью 2-30 %. Разработана специальная конструкция автоклава с возможностью загрузки 3-х проб и постановки контрольного опыта, обеспечивающая возможность контроля условий отгонки (температуры и давления).

Преимуществом инструментальных (прямых) методик является экспрессность и простота осуществления, методик с концентрированием примесей после кислотного разложения – информативность по количеству одновременно определяемых примесей, а предложенная методика ИСП-АЭС анализа высокочистого кремния с парофазным вскрытием и отгонкой основы в автоклавах микроволновой печи обеспечивает снижение уровня контрольного опыта по распространённым элементам-примесям и достижение наиболее низких пределов обнаружения.

Методики апробированы, внедрены в работу Аналитической лаборатории ИНХ СО РАН и используются для контроля качества прекурсоров и продуктов предприятий по получению и глубокой очистке кремния.

Работа выполнена при финансовой поддержке по проекту РФФИ № 16-03-00846.

Литература

1. ГОСТ 26239.0–84. Кремний полупроводниковый, исходные продукты для его получения и кварц. Метод определения примесей. – Введен 01.01.86. – М.: Издательство стандартов, 1985 – 118 с.

Зависимость полей температуры в кристаллах от теплопроводности штоков в методе Чохральского при теплоотдаче в режимах свободной конвекции

В.С. Бердников^{1,2)}, **А.М. Григорьева¹⁾**, М.С. Клещенок¹⁾

¹ *Институт теплофизики СО РАН,*

Новосибирск, 630090, проспект Академика Лаврентьева, 1

² *Новосибирский Государственный Технический Университет,*

Новосибирск, 630073, проспект Карла Маркса, 20

тел: +7 (383) 316-5332, факс: +7 (383) 330-8480, эл. почта: berdnikov@itp.nsc.ru

Численно исследован сопряженный конвективный теплообмен в системе «кристалл – газ – корпус ростовой камеры», подобной верхней части теплового узла установки, реализующей метод Чохральского. Исследована теплоотдача от кристаллов различной теплопроводности и при различных сочетаниях теплопроводности кристалла и штока, удерживающего кристалл. Исследования проведены в диапазоне чисел Грасгофа $100 \leq Gr \leq 2,4 \times 10^4$ при переменной геометрии расчетной области за счет роста длины кристалла. Изучена зависимость полей температуры и градиентов температуры в кристаллах от интенсивности конвекции в газе (аргоне). Результаты получены при дискретном наборе относительной длины кристалла: $H_k/R_k = 1,5; 4; 6,5; 8,8$. Методом конечных элементов решены уравнения термогравитационной конвекции в приближении Буссинеска в переменных функция тока, вихрь и температура. Сетка равномерная, прямоугольная, размерностью 81×401 .

Полученные результаты позволяют на качественном уровне увидеть основные тенденции перестройки пространственной формы течения и полей температуры в кристалле. Получены распределения радиальных и осевых градиентов температуры по мере роста кристалла при различных сочетаниях теплопроводности кристалл-газ и кристалл-шток. С ростом числа Грасгофа растет интенсивность движения и среднемассовая температура газа. Формируется устойчиво стратифицированное ядро в слое газа, все более выраженное с ростом Gr . В результате меняется пространственная форма течения и режим обтекания кристалла и затравки газом. Это приводит к изменениям условий теплоотдачи с образующих кристаллов и в зоне контактов кристалл-затравка и затравка-шток. При заданном соотношении теплопроводностей, по мере увеличения длины кристалла, увеличивается суммарная теплоотдача через боковую поверхность. Это приводит к тому, что растут осевые градиенты температуры, что характерно для любого значения числа Грасгофа. В данной геометрии, при увеличении длины кристалла, температура в верхних частях кристаллов на одних и тех же горизонтальных уровнях уменьшается.

Увеличение теплопроводности кристалла, при фиксированной теплопроводности штока и заданном значении Gr , приводит к росту его средней температуры, что, в свою очередь, интенсифицирует свободную конвекцию и увеличивает теплоотдачу. При различных сочетаниях теплопроводности кристалл-газ и кристалл-шток меняются соотношения осевых и радиальных градиентов температуры и тепловых потоков в кристаллах. Эти соотношения существенно зависят и от длины кристалла при заданной теплопроводности. При заданной теплопроводности кристалла увеличение теплопроводности штока приводит к увеличению теплового потока от затравки к штоку и понижению температуры в верхней части кристалла. Это приводит к существенному снижению теплоотдачи с боковой поверхности кристалла в верхней его части.

Работа выполнена при поддержке СО РАН (проект III.18.2.5. Гос. рег. 01201350443) и РФФИ (грант 15-08-07991).

Влияние высокотемпературной стабилизации состояния неконтролируемых быстродиффузируемых примесей в кремнии на кинетику генерации термодоноров при 450°С

Ш.И. Аскарлов, Б.З. Шарипов, Ш.К. Салиева, Д.М. Шукурова
Ташкентский государственный технический университет им. Бегунни,
Ташкент, 100095, Университетская 2.
тел: (899) 8044825, эл. почта: bashirulla@mail.ru.

В работе [1] сообщалось об усилении кинетики генерации термодоноров (ТД) в интервале температур (300-500) °С в кристаллах кремния, предварительно легированных рядом быстродиффузируемых примесей (БДП). На основе результатов исследований было сделано предположение о том, что в состав формулирующихся ТД БДП входят как активные центры, ответственные за донорные состояния, вносимые ТД в запрещенную зону кремния. Здесь возникает естественный вопрос, как изменится кинетика генерации ТД, если стабилизировать состояния БДП в кристаллической решетки кремния при температурах выше, чем температуры генерации ТД, путем связывания их электронейтральные химические комплексы с серой. Известно, что комплексы серы с БДП стабильны до температуры наиболее эффективного комплексобразования – $T_{эфф}$ [2].

Для выяснения этого вопроса, монокристаллический кремний марки КДБ с удельным сопротивлением $\rho = 10$ Ом·см выращенного по методу Чохральского с концентрацией ИК активного кислорода $\sim 5 \cdot 10^{17} \text{см}^{-3}$ последовательно диффузионно легировался серой и хромом (Si <S, Cr>) при температуре 1250°С. Для сравнения также были изготовлены контрольные кристаллы кремния легированные хромом (Si <Cr>). После чего кристаллы Si <S, Cr> и Si <Cr> подвергались термообработке при $T_{эфф} = 880$ °С. Измерения электрических параметров показали, что после термообработки параметры кристаллов Si <S, Cr> и Si <Cr> приобретали параметры исходного материала, свидетельствуя тем самым, о полной электрической нейтрализации как серы, так и хрома путем связывания их электронейтральными химическими комплексами.

Впоследствии эти кристаллы, а также исходный кремний подвергались к термоотжигу при температуре 450°С. Сравнение электрических параметров кристаллов после термообработки показали, что в кристаллах Si <S, Cr> кинетика генерации термодоноров оказалось существенно ниже, чем у контрольных образцов Si <Cr> и исходного кремния.

Эти результаты свидетельствует о том, что термодоноры генерируемые в кремнии в интервале температур (300-500)°С, повидимо несвязанны с кислородосодержащими комплексами Si O₄, так как примесные центры как серы так и хрома с концентрацией $\sim 2 \cdot 10^{16} \text{см}^{-3}$ вряд ли могут оказать существенное влияние на перераспределение кислорода с концентрацией $\sim 5 \cdot 10^{17} \text{см}^{-3}$ в объеме кристалла. Иными словами генерируемые ТД при 450°С в кремнии по-видимому связаны с повторной активацией неконтролируемых БДП в объеме материала.

Литература

1. М.К.Бахадырханов, Ш.И.Аскарлов, Н.Норкулов, С.Н.Сражев, Т.У.Тошбоев ФТП, 29, 1396 (1995).
2. М.К.Bakhadir khanov, Sh.I.Askarov, N.Norkulov, Phus.Stat.sol (a) 1423, 339 (1994).

Влияние масштабного фактора на общие закономерности свободной и смешанной конвекции расплавов в вариантах метода Чохральского

В.С. Бердников^{1,2)}, В.А. Винокуров¹⁾, В.В. Винокуров¹⁾, В.А. Марков¹⁾

¹ *Институт теплофизики СО РАН,*

Новосибирск, 630090, Академика Лаврентьева проспект, 1

² *Новосибирский Государственный Технический Университет,*

Новосибирск, 630073, Карла Маркса проспект, 20

тел: +7 (383) 316-5332, факс: +7 (383) 330-8480, эл. почта: berdnikov@itp.nsc.ru

Для выращивания кристаллов высокого структурного совершенства необходимо поддерживать поля температуры в расплаве, позволяющие вытягивать кристалл с заданной формой фронта на всех стадиях технологического процесса. Поля температуры в расплаве при заданных характерных перепадах температуры или тепловых потоков взаимосвязаны с гидродинамикой расплава и зависят от относительной высоты слоя расплава, от радиуса кристалла и от угловых скоростей вращения кристалла и тигля. При выращивании кристаллов все больших диаметров возникает проблема использования ранее накопленного эмпирического технологического опыта с использованием теории подобия. Проблема обусловлена процессами ламинарно-турбулентного перехода в конвективных течениях свободно конвективной и смешанно конвективной природы. Эти процессы имеют особенности в системах различных абсолютных размеров. Экспериментальные исследования проведены на физических моделях различных вариантов метода Чохральского с тиглями диаметром от 85 до 660 мм. На стендах с диаметрами тиглей от 85 до 300 мм исследованы процессы, характерные для классических вариантов с боковым или донно-боковым подогревом неподвижных тиглей. Модели кристаллов могут вращаться в диапазоне скоростей перекрывающем технологический. На стенде с диаметром стандартного тигля 270 мм исследуется конвективный теплообмен с дифференциальным вращением моделей кристаллов и тигля. На модели с тиглем диаметром 660 мм реализован равномерный донный подогрев. Модели кристаллов диаметром 620мм имеют прозрачный “фронт кристаллизации”, что позволяет наблюдать процессы в пограничном слое в различных режимах дифференциального вращения кристалла и тигля.

Экспериментально и численно исследованы гидродинамика расплавов с числами Прандтля в диапазоне $0,013 \leq Pr \leq 2700$ и конвективный теплообмен в широких диапазонах чисел Грасгофа и чисел Рейнольдса. Проведены экспериментальные и численные исследования гидродинамики и теплообмена в интервале относительных высот $0,1 \leq H/R_T \leq 2,5$ и в интервале относительных радиусов $1,29 \leq R_T/R_K \leq 7$. При изменении R_T/R_K и H/R_T меняется относительный вклад сил плавучести, термокапиллярного эффекта и центробежных сил в формирование течения в объеме расплава и в пограничном слое на фронте кристаллизации. В режимах смешанной конвекции при фиксированном относительном радиусе R_T/R_K и при постоянном значении Грасгофа Gr_K зависимости коэффициента теплоотдачи от H/R_T и от числа Рейнольдса Re_K имеют не монотонный характер. Это связано с изменениями пространственно-временных форм течения, характерные качественные этапы перестройки которых зависят не только от соотношений чисел Gr_K , Марангони Ma , Рейнольдса Re_K , но и от геометрических параметров H/R_T , R_T/R_K и абсолютных размеров.

Возврат мелкодисперсных отходов производства технического кремния и ферросилиция в технологический процесс

М.Ш. Курбанов¹, Б.М. Абдурахманов¹, Х.Б. Ашуров¹, Е.П. Ким²
¹Институт ионно-плазменных и лазерных технологий АН РУз,
г. Ташкент, 100125, ул. Дурмон йули, 33, Узбекистан, kumir60@yandex.ru
²СП ООО «Uz-Shindong Silicon», г. Ангрен

Необходимость разработки приемов улавливания и возврата всех видов отходов производства технического кремния (ТК) и ферросилиция (ФС), обусловлена не только тем, что пылевые отходы этих производств, в основном, в виде микрокремнезема ухудшают экологию, но и тем, что используемые при их выплавке стандартные углеродистые восстановители (УВ) являются дорогими и дефицитными и их потери уже на операции подготовки шихты отрицательно отражаются на технико-экономических показателях производства. Отметим, что на вновь организованных в Узбекистане производствах ТК в г. Навои и ФС в г. Ангрен применяют импортные виды УВ, т.к. их изготовление на месте не освоено из-за нехватки соответствующих сортов древесины и отсутствия коксующихся углей приемлемого качества.

Сущность разработанной нами технологии заключается в изготовлении шихтовых брикетов из смеси отходов производства ТК и ФС в виде микрокремнезема, улавливаемого системой очисткиходящих газов и жильного кварца и УВ, отсеиваемой при шихтовке.

Химический анализ микрокремнезема, представляющего собой пылевые отходы, например, производства ФС75 показал, что он на 92,7 % состоит из SiO₂ (см. табл. 1), что подтверждает целесообразность возврата этого вида отхода в производственный процесс.

Таблица 1. Химический состав микрокремнезема производства ФС75 завода в г. Ангрен

SiO ₂	Al ₂ O ₃	CaO	Fe ₂ O ₃	K ₂ O	MgO	Na ₂ O	MnO
92,7	1,26	1,49	1,18	0,95	0,68	0,59	0,12

Детальное изучение структуры и гранулометрического состава микрокремнезема на просвечивающем электронном микроскопе (LEO – 912 AB) показало (см. рис.), что в массиве микрокремнезема четко выявляются частицы SiO₂, размеры основной части – (91%) которых составляют 0,1-1,0 мкм при среднем гранулометрическом составе, приведенном в таблице. Гранулометрический состав (см. табл. 2) учитывался нами при определении оптимального содержания в брикетах микрокремнезема, отсеянной мелочи кварца и кокса и связующего на основе натриевого жидкого стекла.

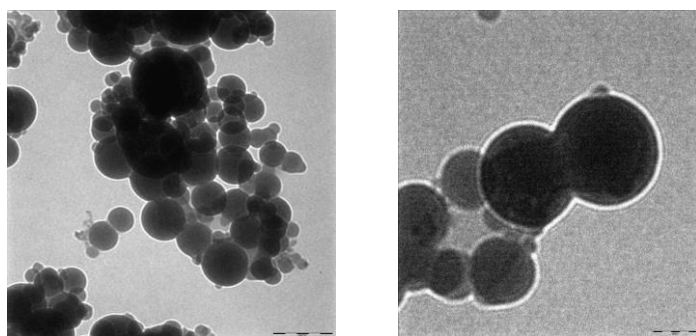


Рис. 1. Вид частиц микрокремнезема различного размера, на просвечивающем электронном микроскопе

Таблица 2. Гранулометрический состав микрокремнезема

размер частиц, мкм	менее 0.1	0.1–0.2	0.2–0.4	0.4–1.0	1.0–2.5	более 2.5
содержание, %	3.7	32.2	34.1	24.6	4.0	1.4

Изготовленные брикеты отвечают установленным требованиям по механической и термической прочностям, пористости и сопротивлению на удар. Из изготовленных брикетов проведена серия выплавов ТК и ФС65. В полученных образцах ТК и ФС65 содержание кремния находится в пределах, регламентированных ГОСТ 2169-69 и ГОСТ 1415-93.

Применение метода магнитореологического полирования для обработки кремниевых подложек и пленок микроэлектроники

Ю.В. Попченя, А.Л. Худoley

Институт тепло- и массообмена им. А.В.Лыкова НАН Беларуси,

Минск, 220072, П.Бровки, 15

тел: (+375 17) 284-1291, факс: (+375 17) 284-1362, эл. почта: popchenya@hmti.ac.by

Современное развитие полупроводниковой микроэлектроники диктует постоянный рост требований к качеству поверхности кремниевых подложек и всех элементов, формируемых в процессе фотолитографии.

На настоящее время для полирования кремниевых подложек и планаризации слоев широко используется метод химико-механического полирования (ХМП), этот метод позволяет достигать параметров шероховатости поверхности до 2Å. Однако недостатком ХМП является невозможность устранения дефектов формы подложки, которые оказывают негативное влияние на качество проведения фотолитографии.

Магнитореологическое полирование (МРП) - это новый перспективный метод сверхточной обработки поверхности, разработанный в 1980-х годах в ИТМО НАН Беларуси. В основе МРП лежит использование в качестве полировального инструмента магнитореологической жидкости, приобретающей ряд уникальных свойств во внешнем магнитном поле [1]. Важными преимуществами МРП являются: проведение суперфинишной обработки с достигаемой шероховатостью поверхности в единицы ангстрем, возможность контролируемого уноса тонких слоев материала, способность обеспечивать прецизионное формообразование изделия с точностью формы до $\lambda/150$, экологическая чистота технологии.

В работе [2] показано, что метод МРП может быть эффективно использован для корректировки формы подложки, так, например, для 300 мм кремниевой пластины этот метод позволил добиться снижения разнотолщинности с 449 нм до 95 нм и локального отклонения от плоскостности менее 20 нм для 85% участков размером 25x25 мм.

МРП используется для полирования тонких пленок. Это дает возможность применять метод для формирования пленок микроэлектроники заданной толщины. Также показана возможность использования МРП для доводки немагнитных материалов после алмазного микроточения [3].

Таким образом, можно заключить, что при переходе микроэлектроники от субмикронной к нанометровой топологии, МРП является перспективным методом обработки слоев и подложек с целью повышения точности формы и, как следствие, качества процесса фотолитографии.

Литература

1. Кордонский, В.И. Магнитореологическое полирование оптических поверхностей / В.И. Кордонский, С.Р. Городкин // Оптический журнал. - 2012. - № 79 (9). - С.81–95.
2. Hall C., Tricard M., Dumas P. **Manufacture and Metrology of 300 mm Silicon Wafers with Ultra-Low Thickness Variations** / 2007 Int. Conf. on Frontiers of Characterization and Metrology, 27-29 March 2007, USA. - AIP Conference Proceedings 931 - p.105-110.
3. Худoley, А.Л. Получение сверхгладких поверхностей, планаризация подложек и обработка тонких пленок микроэлектроники методом магнитореологического полирования / А.Л. Худoley, В.Л. Колпащиков, Г.Р. Городкин // Материалы для микроэлектроники: тез. докл. науч.-техн. конф., Н.Новгород, 17-19 ноября 2015 г. / ННГУ им. Н.И. Лобачевского; ред.: А.Э. Рассадин. – Н. Новгород, 2015. – С. 283-286.

Опыт использования традиционных и перспективы создания инновационных производств, использующих карботермические восстановительные процессы, применительно к получению металлургически чистого кремния

С.М. Нехамин¹, В.П. Ерёмин², А.Г. Лунин¹

¹ООО «НПФ КОМТЕРМ», Москва, 105275, ул.5-я Соколиной Горы, 18/1

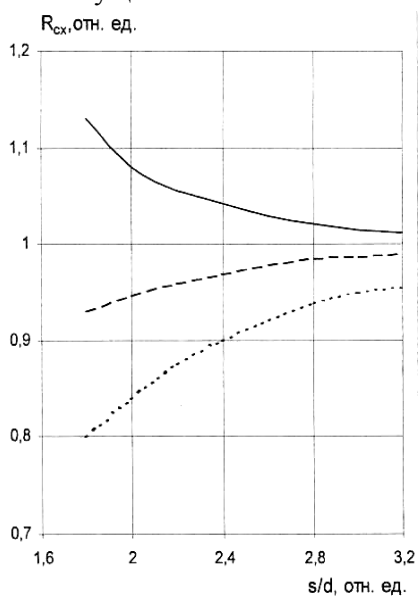
²ОАО «Сибэлектротерм», Новосибирск, 630088, ул. Петухова, 51
тел.: (495) 366-32-34, эл. почта: comterm@comterm.ru

Органический недостаток существующих конструкций рудовосстановительных печей (РВП) переменного тока выплавляющих металлургический кремний, заключается в том, что между погруженными в шихту электродами, находящимися под разными электрическими потенциалами, токи замыкаются не только через реакционные зоны, но и по кратчайшему пути через колошник. Это приводит к перегреву колошника, его спеканию, выгоранию восстановителя на поверхности колошника, что вызывает дополнительный переход в кремний примесей из восстановителя и потери кремния.

Освоенное на ЗАО «Кремний» ковшевое рафинирование не решает проблему очистки кремния от трудноудаляемых примесей, а цена полученного Сименс-процессом солнечного кремния не является приемлемой. В связи с этим, привлекают внимание технологии, в которых такие примеси в кремний не попадают в критическом количестве.

Питание рудовосстановительной печи постоянным током открывает путь решения этой задачи. По сравнению с традиционными РВП, использование постоянного тока позволяет исключить токи, замыкающиеся между электродами через колошник. Как показал десятилетний опыт эксплуатации на ОАО «ЗАЛК» (г. Запорожье) построенной по проекту фирмы «КОМТЕРМ» первой в мире печи кремния мощностью 9 МВА, питаемой постоянным током, это обеспечивает снижение содержания примесей в кремнии даже без изменения состава шихтовых материалов. Кроме того, повышенная концентрация мощности в реакционной зоне под электродами позволяет использовать более чистые исходные материалы, обладающие пониженной реакционной способностью. Это создает условия для получения уже на первом переделе в печи постоянного тока кремния значительно более чистого от примесей.

Существенное повышение чистоты кремния получаемого в РВП постоянного тока подтвержде-



но результатами химического анализа предприятия производителя и предприятия потребителя кремния и имеет физическое обоснование. Совершенство эндотермического процесса восстановления кремния определяется эффективностью распределения электрической мощности в объеме печной ванны. Интегральной характеристикой объемного распределения мощности является приведенное к одному электроду электрическое сопротивление ванны РВП (R_{cx}). На рис.1 приведена зависимость сопротивления ванны печи от расстояния между электродами (s), приведенного к диаметру электрода (d). Более высокое сопротивление ванны РВП постоянного тока характеризует фундаментальное преимущество данной конструкции, основанное на эффективном распределении мощности в печном пространстве.

Следует отметить, что предпринятые в последние годы иностранными фирмами попытки построить в России и Казахстане рудовосстановительные печи постоянного тока не увенчались успехом. При этом положительный опыт создания эффективной отечественной конструкции рудовосстановительной печи постоянного тока полностью отвечает тенденции импортозамещения.

Рис. 1. Сопротивление ванны: -печей постоянного тока и РВП переменного тока: ---- двух- и трехэлектродной.

Электродуговой синтез наночастиц карбида кремния на графеновых плоскостях

Д.В. Смовж, И.А. Костоград, М.А. Серебрякова, С.З. Сахапов

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

Новосибирск, 630090, Лаврентьева 1

тел: +7 (383) 335-6676, факс: +7 (383) 333-8480, эл. почта: smovzh@itp.nsc.ru

Электродуговой разряд широко используется для синтеза углеродных и металл-углеродных наноструктур. Наличие паров металлов при конденсации продуктов распыления в электродуговом разряде, существенно влияет на состав продуктов, таких как углеродные нанотрубки, нановолокна, фуллереноподобные структуры. В работе исследована морфология кремний-углеродных наноструктур формирующихся при совместном электродуговом испарении в графитовой дуге.

Плазмо-дуговой синтез проводился в атмосфере гелия в при давлении 25 тор, напряжении 20 В и токе 100 А. Распыляемый электрод, состоял из графитового стержня диаметром 7мм, с отверстием вдоль оси, в которое запрессовывалась смесь кремниевого и углеродного порошка, диапазон концентраций металла 1-16,5% масс. Синтезированный материал собирался с охлаждаемых стенок реактора. Анализ материалов проводился методами РФА, ТЕМ, КР, ТГА.

Показано, что при концентрации Si в распыляемом электроде 4,7 % и более при конденсации металл-углеродных паров, начинают формироваться графеновые плоскости, с включением SiC в виде круглых частиц размером 1-10 нм.

Анализ методом ПЭМ синтезированного материала показал, что материал состоит из графеновых плоскостей с количеством слоев от 1 до 7 с межплоскостным расстоянием 0,34 нм и сферических наночастиц, обладающих кристаллической решеткой, структура соответствует SiC (6H). Нанокристаллы окружены несколькими углеродными слоями.

Согласно, фазовой диаграммы [1] кремний-углерод при температурах ниже 2500 С и избытке углерода весь кремний находится в виде карбида. Согласно данным [2] при наших условиях (давление 25 тор) SiC достигает насыщения при температуре 2700-2900 К. Таким образом стадия конденсации карбидных кластеров близка к стадии формирования фуллеренов. В отличие от углерода при конденсации карбид кремния формирует гексагональную решетку (6H-SiC). Что при высоких концентрациях Si приводит к нарушению сферической симметрии растущих сажевых зародышей. Кристаллы карбида кремния, в том числе, способны выступать в роли шаблона для роста графеновых плоскостей, которые могут формироваться вдоль С-границ кристалла карбида кремния. Далее при охлаждении материала происходит разделение графитовых структур и карбидной частицы, за счет разности коэффициентов линейного расширения и выделение избыточного углерода на поверхности частицы.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 15-38-20454 мол а вед.

Литература

1. R.T. Dolloff. Research study to determine the phase equilibrium relations of selected metal carbides at high temperatures. Materials central Contract № AF 33(616)-6286 Progett №7350. 1960. P. 60-143.
2. Drowart, J, G. De Maria, M.G. Ingram, J. Chem. Phys.1958, N. 29,V. 5, P. 1015-1021.

Гипотеза протекания процесса выращивания монокристаллов с аналитически прогнозируемыми электрофизическими параметрами

Т.В. Критская¹⁾, В.Н. Журавлёв²⁾

¹⁾ЗГИА, 69006, Запорожье, пр. Соборный, 226. Украина, krytskaja@mail.ru

²⁾ГТГ ГП «Ивченко – Прогресс», 69068, Запорожье, ул. Иванова, 2. ws1950@bk.ru

Предложена гипотеза, основанная на результатах ранее проведенных экспериментальных исследований, прогнозирующая возможность поддержания стационарного режима конвекции в расплаве путём энергетического воздействия на параметры самоорганизации фазового перехода молекул кремния.

Проанализированы фундаментальные (массоперенос в диффузионном слое, испарение примеси из расплава, протекание фазовых превращений в области существования твёрдых и жидких растворов) и технологические причины (характеристики процесса выращивания, взаимодействие электрически активных, фоновых и модифицирующих примесей) неравномерного распределения электрофизических параметров монокристалла. Оценено влияние энергетических воздействий на процесс роста (ультразвук, пропускание электрического тока, кратковременные остановки вращения тигля, искусственная деформация диффузионного слоя под растущим кристаллом). Показано позитивное влияние управления процессами тепло-массопереноса в расплаве на однородность распределения примесей в монокристалле. Дана характеристика процесса выращивания монокристаллов кремния по методу Чохральского при наложении энергии постоянного магнитного поля, которое подавляет свободную конвекцию в расплаве, обеспечивает почти равновероятную доставку примеси для всех точек поверхности фронта кристаллизации, что позволяет получать заданную концентрацию кислорода в диапазоне $(5...18) \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$. Однако перечисленные методы управления конвекцией в расплаве не устраняют микронеоднородность распределения электрофизических параметров монокристалла, имеющую на картограммах характерную симметрию, соответствующую кристаллографической ориентации.

Основываясь на результатах ранее проведенных исследований, с учетом влияния стохастических энергетических воздействий на мультифазовые переходы в процессе кристаллизации, предлагается для обсуждения следующая гипотеза:

- кристаллизация кремния - фазовый экзотермический процесс в неравновесной системе расплава, в котором суперпозиция энергий градиента температуры и внешнего воздействия взаимодействуют с внутренней энергией атома и, соответственно, инициируют изменение параметра порядка атомов;

- в интервале времени фазового перехода происходит взаимодействие внутренней энергии атомов и внешней энергии, причём функция взаимодействия является системообразующей в части динамики параметров процесса самоорганизации, который определяет электрофизические параметры кристалла;

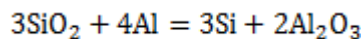
- целенаправленное формирование детерминированной технологической внешней энергии, коррелированной с внутренней энергией атома, параметры которой будут преобладать над внешними стохастическими воздействиями, позволит более точно прогнозировать и нормировать объемные электрофизические параметры кристалла.

Представляет интерес экспериментальное исследование и аналитическое описание причинно-следственных связей, инициирующих вариабельность системообразующей функции с помощью феноменологических моделей, поясняющих взаимодействие внутренней энергии атомов и внешнего (технологического) энергетического воздействия.

Получение кремния «солнечного» качества из казахстанских кварцевых песков методом алюминотермии

М.Ф. Тамендаров, **К.Х. Нусупов**, М.А. Омаров, И.С. Невмержицкий
Физико-технический институт г. Алматы,
050032, мкр. Алатау, ул. Ибрагимова 11
тел: 8(727)-386-55-36; факс: 8(727)-386-53-78; эл. почта: info@sci.kz

Процесс алюминотермического восстановления кремния из кварцевого песка основан на реакции:



Преимущество алюминотермического метода: высокие скорости процесса и малые энергетические затраты на единицу целевого продукта, возможность получения более чистых продуктов восстановления по сравнению с карботермическим методом. Восстановление кремния из кварцевых песков проводилось на индукционной печи «Параллель» ИПТ-100-2,4-0,075-УХЛ4 мощностью 100 кВт с графитовым тиглем в расплаве силикатных шлаков щелочно-земельных металлов. В качестве восстановителя использовали алюминий марки А6 чистотой 99,6%.

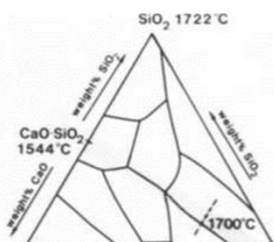


Рисунок 2 Фазовая диаграмма системы CaO-SiO₂-Al₂O₃.

Шлак готовили простым смешиванием кварцевого песка с CaO, CaF₂ в таких количественных соотношениях, чтобы температура плавления в пределах 1560-1600 °С. Состав такого шлака - SiO₂ 52-55 мас%, CaO 45-48 мас%, CaF₂ 5-15 мас% и температуры плавления определялись из фазовых диаграмм (Рисунок 1).

При этом шлак в окислительно-восстановительных процессах одновременно играет роль и растворяющей среды для образующегося оксида алюминия (Al₂O₃), и экстрагирующей среды для примесей, содержащихся в кремнии. Желаемыми свойствами подходящего состава шлаков являются: низкая температура плавления, и высокая растворимость для разных соединений, что способствует удалению примесей, по возможности низкая вязкость, чтобы шлаки были подвижны в расплаве кремния.

После окончания окислительно-восстановительных реакций происходит разделение шлака и кремния: шлак, имея более высокую плотность, опускается в нижнюю часть тигля, а кремний собирался на поверхности. Кремний сливали в графитовую изложницу отдельно от шлака, где он медленно охлаждался, и охлажденный подвергался гидрохимической очистке в два этапа. На первом этапе происходит само диспергирование кремния в порошок с использованием водные растворы FeCl₃ и HCl, на втором - водный раствор HF и HNO₃. Алюминотермическое восстановление приводит к естественному насыщению расплава кремния алюминием и кальцием. Благодаря этому при кристаллизации такого кремния происходит процесс формирования крупных зерен кремния в окружении слоев силицидов. Процесс позволяет получить кремний с приемлемой для солнечного кремния значениями концентрацией бора 0,8 ppmw и фосфора 0,5 ppmw (Таблица 1).

Таблица 1. Концентрация примесей в полученном кремнии

Образец	Al	Ca	Fe	V	Na	B	Cr	Mn	Cu	Zn	P
Примеси	ppmw										
№046	320	390	7	≤1	≤1	0,6	≤1	≤1	≤1	≤1	≤0,5
№053	430	349	10	≤1	≤1	1,1	≤1	≤1	≤1	≤1	≤0,5

Методом Чохральского были выращены монокристаллы кремния из полученного материала.

Литература

J. Dietl, C. Holm, E.S irtl, Proc. 4 th E.C. Photovolt. Solar Energy Conf., Stresa, 1982, p.941.

Наблюдение дефектов солнечных элементов методами ЭЛ и LBIC

Е.Б. Якимов^{1,2}, В.И. Орлов^{1,3}

¹ *Институт проблем технологии микроэлектроники и особочистых материалов РАН,
г. Черноголовка, Московская обл., Россия*

³ *Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,
Москва, Россия*

² *Институт физики твердого тела РАН,
г. Черноголовка, Московская обл., Россия*

тел: +7 (495) 962-80-74, факс: +7 (495) 962-80-47, эл. почта: orlov@issp.ac.ru

Использование поликристаллического кремния в качестве основного материала для производства солнечных элементов показало, что одним из основных типов дефектов понижающих их эффективность являются дефекты типа «шунтов». Такие дефекты могут иметь разную природу. Они могут быть связаны не только с дефектами, образующимися в процессе роста кристаллов, но и с технологией изготовления элементов. В настоящей работе предпринята попытка выявить связь, по меньшей мере, части таких дефектов с электрически активными протяженными дефектами. При этом места «шунтов» выявлялись методом электролюминесценции (ЭЛ), а электрически активные протяженные дефекты - методом тока, индуцированного световым (LBIC) или электронным пучком (EBIC).

Метод ЭЛ реализован на базе оптического микроскопа. Наблюдение осуществлялось с помощью высокочувствительной ПЗС камеры. При приложении обратного напряжения к солнечному элементу «шунты» наблюдались в виде светлых пятен или линий, поскольку интенсивность электролюминесценции определяется локальной плотностью тока и возрастает в областях концентрации обратного тока. Пример изображения ЭЛ на небольшой части промышленного солнечного элемента при приложении различного обратного напряжения показан на рис.1 (а, б). Контрастные светлые точки и линии связаны с «шунтами».

Изображение, того же самого образца, полученное методом LBIC, показано на рис.1 (с). Видно, что при приложении обратного напряжения 5V выявляются лишь два «шунта» (два светлых пятна в нижней части изображения). При увеличении напряжения до 19V на изображении ЭЛ появляется светлая линия. Для нее можно найти однозначное соответствие на изображении LBIC в виде темной линии (обозначена стрелкой на Рис.1 (с)). Для первого вида «шунтов» на LBIC изображении соответствующих дефектов не выявляется.

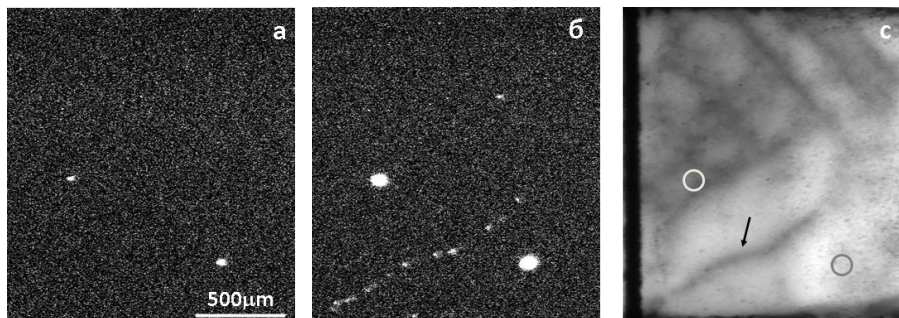


Рис.1 Изображение ЭЛ части солнечного элемента (а) $U_{00}=5V$, (б) $U_{00}=19V$; (с) LBIC ($\lambda=980nm$).

Обсуждаются физическая природа и возможные механизмы их возникновения. Так, показано, что часть «шунтов» содержит алюминий, введенный, вероятно, при вжигании контактов.

Синтез поликристаллических пленок нитрида титана Ti_xN_y методом магнетронного распыления

К.Х.Нусупов¹⁾²⁾, **Н.Б. Бейсенханов**¹⁾, И.К. Бейсембетов¹⁾, Б.К. Кенжалиев¹⁾,
Б.Ж. Сейтов¹⁾ Е. Дулатулы¹⁾, Д.И. Бакранова¹⁾

¹Казахстанско-Британский технический университет,
г.Алматы, 050000, Толе би, 59

тел: (727) 272-3304, факс: (727) 266-8313, эл. почта: beisen@mail.ru

²Физико-технический институт г.Алматы, 050032, Ибрагимова, 11
тел: (727) 390-1504, факс: (727) 390-1504, эл. почта: rich-famouskair@mail.ru

Снижение срока службы и выход из строя солнечных элементов обусловлен тем, что медь образует в запрещенной зоне кремния глубокие уровни [1], на которые захватывает носители заряда, приводя к уменьшению времени жизни неосновных носителей заряда. В связи с этим, необходимо создавать диффузионные барьеры между медной металлизацией и кремниевой подложкой [1, 2].

В данной работе осуществлен синтез и исследование пленок нитрида титана Ti_xN_y методом магнетронного распыления с целью использования в качестве диффузионного барьера к лицевой и тыльной стороне кремниевых солнечных элементов.

Осуществлено осаждение партий пленок нитрида титана Ti_xN_y на поверхность кремния с помощью модернизированной магнетронной установки МАГНА200 при различных условиях с целью отработки режимов осаждения и синтеза. Определены плотность и толщина пленок методом рентгеновской рефлектометрии путем регистрации угловой зависимости коэффициента отражения с использованием двух спектральных линий CuK_α (0,154 нм) и CuK_β (0,139 нм) на установке Com-plexray С6.

Показано, что TiN формируется при условии, если соотношение расходов азота и аргона N/Ar превышает минимальное значение, которое увеличивается по мере уменьшения расхода аргона. При уменьшении расхода азота и достижении минимального отношения к расходу аргона образование TiN прекращается и происходит осаждения пленки титана, загрязненной не связанным азотом. Увеличение соотношения расходов газов N/Ar с 0,139 до 0,562 (режим 400 Вт, 180 с, N_2 –0,9 л/ч, Ar–1,6 л/ч, 0,6 Па, 32°C) привело к увеличению плотности пленки Ti_xN_y с 4,19 до 4,59 г/см³, превысив значе- ние плотности титана 4,54 г/см³. Толщина пленки составила 24,1 нм.

Осаждение пленки TiN_x при минимальном расходе Ar – 0,225 л/час и максимальном расходе N_2 – 0,9 л/ч и соотношении N/Ti = 4,0 (режим 400 Вт, 950 с, N_2 –0,9 л/ч, Ar–0,22 л/ч, 0,47Па, 59°C) приводит к увеличению плотности пленки до 4,87 г/см³, занимающей промежуточное положение между плотностями Ti (4,54 г/см³) и TiN (5,44 г/см³) и соответствующее составу пленки $TiN_{0,367}$. В соответствии с выражением $TiN_x = Ti_{1-x/(1+x)}N_{x/(1+x)}$ содержание атомов титана и азота в пленке оценочно составляет 73,2% и 26,8%, соответственно ($TiN_{0,367} = Ti_{0,732}N_{0,268}$). Наблюдается почти линейная зависимость толщины пленки TiN_x от длительности осаждения. Методом атомно-силовой микроскопии показана гранулярная структура поверхности пленки нитрида титана.

Установлено, что для получения пленки $Ti_{0,57}N_{0,43}$ необходимой толщины 75 нм и плотности рекомендуется использовать следующий режим магнетронного распыления: 690 Вт, 355 с, N_2 – 0,9 л/ч, Ar – 0,5 л/ч, 0,54 Па, 67 – 111°C. Методом рентгеновской фотографической дифракции наглядно показано, что на дебаеграмме пленки $Ti_{0,57}N_{0,43} = TiN_{0,744}$ наблюдаются три интенсивные линии поликристаллического нитрида титана, соответствующие отражениям от плоскостей TiN(111), TiN(200) и TiN(220).

Литература

1. Lee C., Kuo Y-L. // JOM.–2007. 1. –P. 44 – 49.
2. Wang I., Raaijmakers B.J., et al. //J. Appl. Phys. – 1990. – 68. №10.– P. 5176 – 5187.

Газоструйная плазмохимическая технология получения кремния солнечного качества

В.Г. Щукин, В.О. Константинов, Р.Г. Шарафутдинов
Институт теплофизики им. С.С. Кутателадзе,
Новосибирск, 630090, Проспект Академика Лаврентьева, 1.
тел: (383) 330-64-51, факс: (383) 330-64-51, эл. почта: molkin@itp.nsc.ru

Принципиально новым и основным элементом плазмохимической технологии получения кремния солнечного качества является холодный плазмотрон, состоящий из электронной пушки и системы сопел, через которые в установку подается газ в виде сверхзвуковой струи. Эта струя газа активируется электронным пучком, сформированным при помощи электронной пушки. В качестве источника кремния могут использоваться кремнийсодержащие газы (SiH_4 , SiF_4) и жидкости (SiCl_4 , SiHCl_3), которые можно вводить в реакционную камеру в виде пара. Принципиальным является также то, что осаждение кремния проводится по «roll-to-roll» технологии на движущейся ленте-носителе из нержавеющей стали (или другого материала, не вносящего загрязнения в осаждаемый кремний). Этим достигается получение полезного продукта в непрерывном технологическом цикле, что существенно повышает производительность метода.

Разрабатываемая плазмохимическая технология получения кремния солнечного качества предлагается как альтернатива традиционной технологии водородного восстановления трихлорсилана (Сименс процесс). На рисунке 1 представлен эскиз плазмохимического реактора, укомплектованного шестью холодными плазмотронами, при этом осаждение осуществляется одновременно на две подложки. Габариты реактора составляют: высота – 3,0 м, диаметр – 1,0 м; масса – 1 тонна.

При выполнении работ на экспериментальном оборудовании, оснащенном одним холодным плазмотроном, достигнута скорость осаждения кремния на уровне 40 г/час (результат получен взвешиванием осажденного кремния). При этом энергозатраты на процесс составляют 78 кВт*час/кг. Расход газа моносилана составил 1,2 н.л/мин, мощность пучка электронов составила 2,4 кВт.

Проведено масс-спектрометрическое исследование состава газовой фазы на выходе процесса с целью определения количества разлагаемого моносилана в ходе проведения осаждения кремния. Исследование показало, что массовый пик моносилана при обработке его электронным пучком падает на 56%, что соответствует степени разложения моносилана в газовой фазе, при этом 42% моносилана преобразуется в поликристаллический кремний на поверхности подложки. Т.е. практически весь разложенный моносилан был преобразован в кремний.

Кремний, полученный на подложке из нержавеющей стали, был отделен от нее и исследован химико-атомно-эмиссионным методом на спектрографе PGS-2. Анализ показал, что по уровню примесей кремний, осажденный газоструйным плазмохимическим методом, соответствует кремнию солнечного качества.

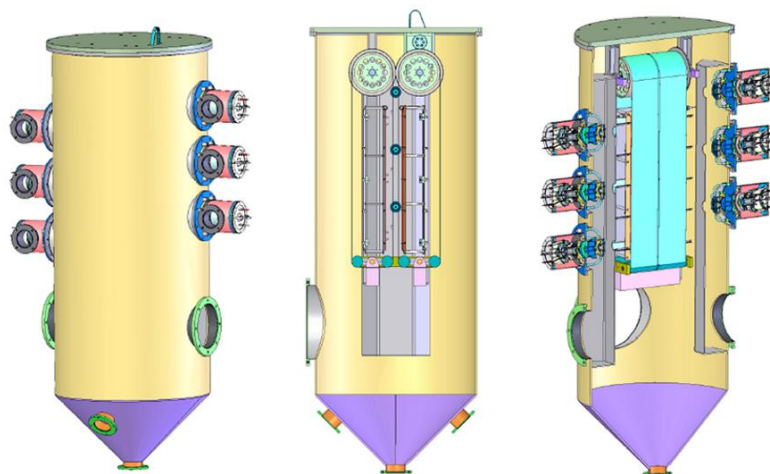


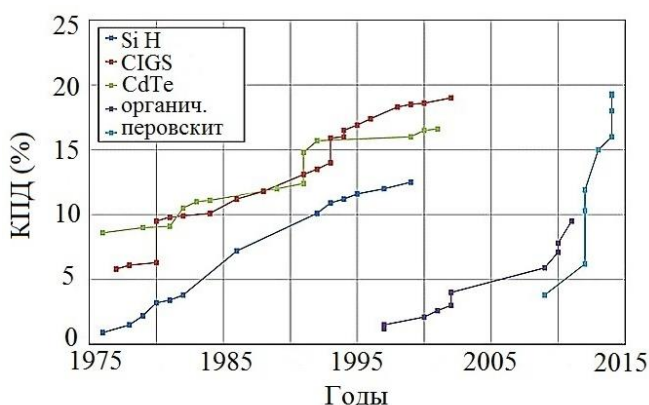
Рисунок 1. Эскиз плазмохимического реактора.

Тонкопленочные солнечные элементы. Новые тенденции

О.И. Семенова, Е.С. Юданова

Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова,
Новосибирск, 630090, пр. Академика Лаврентьева, 13
тел: (383) 330-8591, факс: (383) 333-2771, эл. почта: oisem@isp.nsc.ru

Стоимость электроэнергии, получаемой при помощи солнечных батарей, не позволяет фотовольтаике конкурировать с традиционными технологиями. Это обусловлено как высокой ценой пластин кремния, так и производства солнечных модулей на их основе. Перспективным подходом в направлении решения проблемы дешевых преобразователей солнечной энергии является разработка тонкопленочных солнечных элементов (СЭ). Материалы для тонкопленочных СЭ: аморфный кремний (a-Si:H), теллурид кадмия (CdTe), медно-индиевый или медно-галлиевый диселенид (CIS и CIGS), органические полупроводники. Среди преимуществ данных технологий можно выделить возможность формировать СЭ на гибких подложках (пластик, сталь), либо на стекле для использования



в фасадах зданий. Наиболее разработанной (доля рынка около 80%) является технология солнечных модулей из слоев аморфного гидрогенизированного и микрокристаллического кремния [1]. Эффективность таких модулей не выше 12%. Более высокое значение КПД имеют модули, изготовленные из слоев CdTe и CIGS, но эти соединения содержат вредные для экологии элементы. На рисунке представлены данные по изменению величины КПД различных тонкопленочных СЭ по годам.

Последние годы стремительно возрастает интерес к разработке и созданию новых типов солнечных элементов на основе органических, а также гибридных материалов. Это обусловлено тем, что органические соединения, как правило, не содержат редких химических элементов, способы их синтеза не требуют применения дорогого вакуумного оборудования и энергоемких процессов, а потому перспективны для уменьшения стоимости производства солнечных батарей. Среди недостатков таких СЭ следует отметить низкую эффективность преобразования солнечной энергии в электрическую и малое время работы из-за нестойкости материалов во внешней среде.

За период с 2013 по 2015г. высокая эффективность достигнута в СЭ на основе нового фотоактивного материала - органоинерального перовскита $\text{CH}_3\text{NH}_3\text{PbJ}_3$ (ОМП) [2]. Ширина запрещенной зоны этого материала составляет 1,5 eV, что является оптимальным значением. Такие свойства ОМП, как высокое значение коэффициента поглощения солнечного спектра, низкая энергия разложения экситонов и большая длина пробега носителей заряда позволили получить [3] в лабораторном варианте и на малой площади элементы с самыми высокими значениями КПД, равными 20.2%, что близко к эффективности СЭ на кремниевых пластинах.

Литература

1. Афанасьев В. П., Теруков Е. И., Шерченков А. А. Тонкопленочные солнечные элементы на основе кремния. СПб: ЛЭТИ, 2011. 168с.
2. J. Burschka et al. Nature. 2013. V. 499. P. 316 – 319.
3. W.S. Yang et al. Science. 2015. V. 348 (6240), P.1234 -1237.

Present and future ultra-low power & energy-efficient electronic devices

Albert Chin, Cheng Wei Shih, and Kai-Zhi Kan

*Dept. of Electronics Eng., National Chiao-Tung University, Hsinchu, Taiwan
achin@faculty.nctu.edu.tw*

Electronic devices have been widely used in our daily life, from communication, computer, and consumer electronics. The power/energy consumption in electronic devices already becomes a major challenge for human beings. The power/energy consumption problem in electronic devices becomes even worse with the increasing deployment of data center for cloud computing, although this emerging technology will realize the new Industrial Revolution and completely change the entire world's economy and human society. Unfortunately, more than 30 billion watts of electricity, or near the power of 30 nuclear power plants, have been used to power the data center worldwide. The estimate CO₂ emission from data center alone is projected to ~0.5 billion tons in 2020, which will exceed airline industry. The power/energy consumption in electronic device must be lowered, in order to sustain the growth of human society. Therefore, new ultra-low power electronic devices of logic MOSFET and memory (both volatile DRAM and non-volatile memory) must be developed. Such ultra-low power devices may also extend the battery usage in mobile phone, decrease the charging time from per day to several days, and beneficial to our daily life. The memory device is especially important for data center to replace the power hungry hard disc. Power-efficient high-voltage devices are necessary for near future 5G communication and power electronics.

We have used high- κ technology, device design, and 3D IC to greatly lower the DC and AC power consumptions by basic physics of $Q=CV$ & $P_{AC}=CV^2f/2$. To lower the gate leakage current, high- κ gate dielectric is needed to replace the SiO₂. Our pioneered high- κ dielectrics have been implemented in 32/28-nm CMOS manufacture. According to the same $Q=CV$, applying high- κ dielectrics into flash memory can also improve the device performance that has been used for 3D flash memory. To further lower P_{AC} , we invented the Ge-on-Insulator CMOS. Both higher hole and electron mobility were reached to lower V_D and P_{AC} . The P_{AC} can be further lowered by our 3D IC demonstrated by Ge and the novel high-mobility SnO₂ CMOS.

The ultimate V_D and P_{AC} reduction are limited by the slow turn-on sub-threshold slope (SS). We demonstrate the 1st experimentally steep turn-on MOSFET that has lower I_{OFF} and better SS for low P_{AC} . DRAM also consumes large power and the DRAM capacitor faces downscaling challenge. We reported a new one-MOSFET DRAM with fast switching time, long endurance, low I_{OFF} , and large retention windows to continue DRAM scaling. Large energy saving is reachable by improving energy efficiency in power devices. The high- κ GaN MOSFET has very high I_D , large V_{BD} , small R_{on} for power/energy saving, normally-off, and excellent reliability. The large bandgap GaN MOSFET can also lower the direct quantum-mechanical tunneling current in sub-10 nm FinFET and extend downscaling. These ultra-low power & energy-efficient green electronic devices will have significant contributions to electronic devices.

Разработка энергонезависимой памяти FRAM на основе использования многокомпонентного оксида $\text{Hf}_{0,5}\text{Zr}_{0,5}\text{O}_2$

О.М. Орлов^{1),2)}, Р.А. Измайлов^{2),3)}, Д.Д. Воронов^{2),3)}, Е.С. Горнев^{1),2)}, Г.Я. Красников^{1),2)}

¹Открытое акционерное общество

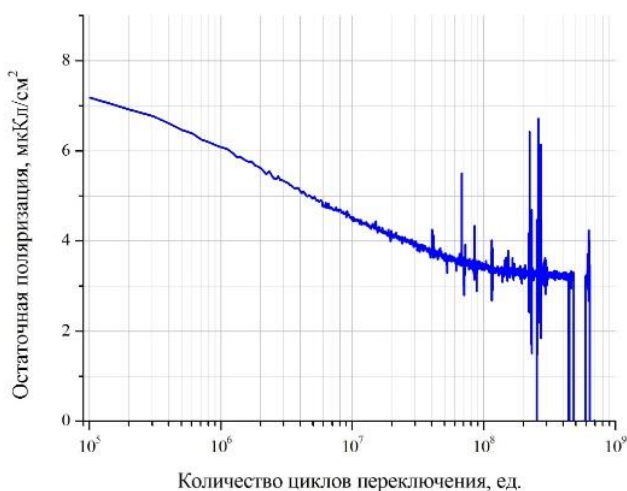
«Научно-исследовательский институт молекулярной электроники и завод Микрон»,
г. Москва г. Зеленоград, 124460, 1-й Западный проезд, 12/1

²Акционерное общество «Научно-исследовательский институт молекулярной электроники»,
г. Москва, г. Зеленоград, 124460, 1-й Западный проезд, 12/1

³Московский физико-технический институт (государственный университет),
Московская обл., г. Долгопрудный, 141700, Институтский пер., 9
тел: +7(495)229-72-81, эл. почта: oorlov@mikron.ru

В современной микроэлектронике актуальна задача разработки энергонезависимой памяти на альтернативных физических принципах с использованием новых материалов, причем одним из наиболее интересных направлений является разработка памяти FRAM – Ferroelectric Random Access Memory, функционирующей на основе изменения вектора остаточной поляризации в материале под действием внешнего электрического поля и возникновении при этом соответствующего импульса тока.

Эффект сегнетоэлектричества сравнительно недавно был обнаружен в тонких пленках оксида гафния (HfO_2), легированного различными материалами (например, Si, Zr) [1,2]. Данный материал



достаточно хорошо совместим с кремниевой микроэлектроникой, что позволяет создавать ячейки FRAM памяти конструкции 1Т-1С (1 транзистор – 1 конденсатор) с использованием стандартных КМОП процессов [3]. Кроме того, для оксида гафния разработаны процессы атомно-слоевого осаждения (АСО) – метода, позволяющего прецизионно контролировать толщину пленки и её состав, и обеспечивающего высокую однородность покрытия даже на поверхностях со сложным рельефом.

В настоящей работе исследуются элементы и ячейки FRAM памяти на основе планарных слоистых структур с сегнетоэлектрическим слоем многокомпонентного оксида $\text{Hf}_{0,5}\text{Zr}_{0,5}\text{O}_2$. Показано, что варьирование определенных параметров, в том числе толщины, условий формирования и обработки функциональных слоев, позволяют добиться двойной остаточной поляризации порядка 8 мкКл/см², значения коэрцитивного поля ~ 1-1.5 МВ/см и количества циклов переключения более

Рисунок 3 Зависимость величины двойной остаточной поляризации от количества циклов переключения

чем $1 \cdot 10^8$ (см рисунок 1). Таким образом, продемонстрирована возможность создания 1Т-1С ячейки энергонезависимой памяти FRAM на основе тонких пленок легированного оксида гафния, выращенных методом АСО, обладающие всеми необходимыми свойствами для построения схем памяти и обеспечивающие многократные переключения информационного состояния.

2. Работа была проведена в рамках соглашения №14.576.21.0065 от 23.10.2014 с Министерством образования и науки Российской Федерации о предоставлении субсидии, уникальный идентификатор проекта RFMEFI57614X0065.

Литература

1. J. Mueller et al. // Nano Lett. 12, 4318 (2012).
2. A. Chernikova et al. // Confinement-free annealing induced ferroelectricity in $\text{Hf}_{0,5}\text{Zr}_{0,5}\text{O}_2$ thin films // Microelectronic Engineering, 147 (2015) 15–18.
3. Г.Я. Красников. Конструктивно-технологические особенности субмикронных МОП-транзисторов, М.: Техносфера, 2011.

Полевые тонкопленочные транзисторы для биосенсорной электроники (РНК- детекторов)

О.В. Наумова¹, Б.И. Фомин², Е.В. Дмитриенко², И.А. Пышная², Д.В. Пышный²

¹ Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики полупроводников им. А.В.Ржанова СО РАН, Новосибирск, 630090, пр.ак. Лаврентьева, 13

² Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт химической биологии и фундаментальной медицины СО РАН, Новосибирск, 630090, пр.ак. Лаврентьева, 8
тел: +7 (383) 330-6768, факс: +7 (383) 333-2771, эл. почта: naumova@isp.nsc.ru

Кремниевые полевые транзисторы (ПТ) являются универсальной платформой для сенсорной электроники. Принцип работы прибора в качестве биосенсора основан на преобразовании взаимодействия между целевой (тестируемой) частицей и молекулами-зондами на поверхности транзистора (сенсора) в изменение его проводимости. Это позволяет проводить в реальном времени так называемую label-free (без меток) детекцию целевых частиц. В настоящее время сенсоры на основе ПТ используются для детекции различных белков, ДНК, РНК, являющимися маркерами различных заболеваний, с фемто- и субфемтомольным уровнем обнаружения (т.е. на 4-6 порядков меньше, чем уровень обнаружения стандартных методик) [1, 2]. Совместимость технологии изготовления сенсоров со стандартной КМОП технологией является определяющей в разработке на их основе систем диагностики Lab-on a Chip.

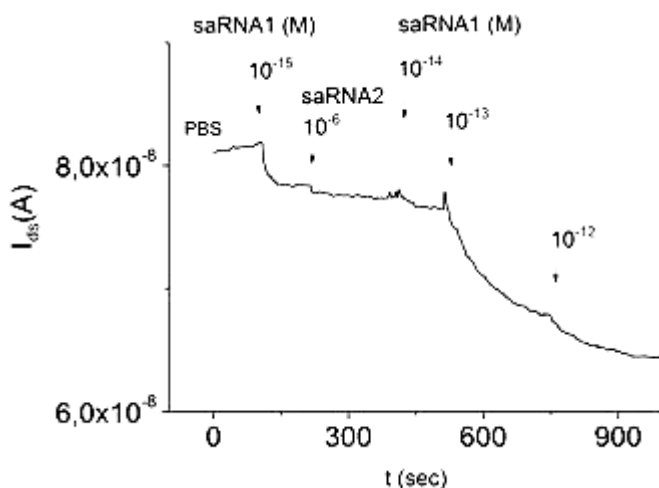


Рис.1 демонстрирует отклик сенсора на специфическое и неспецифическое взаимодействие с молекулами saRNA1 и saRNA2, соответственно.

В данной работе дается обзор литературных данных, демонстрирующих основные проблемы и последние достижения в области технологии биосенсоров на основе полевых транзисторов, анализируются параметры, определяющие их чувствительность. Приводятся результаты экспериментальных исследований по разработке детекторов микро-РНК, как маркеров раковых заболеваний, с фемтомольной чувствительностью на основе кремниевых тонкопленочных полевых транзисторов и нового типа олигонуклеотидных зондов [3] (Рис.1).

Работа поддержана ФИМТ 2014-154, ФЦП №14.607.21.0125.

Литература

1. O.V Naumova, B.I Fomin, D.A Nasimov et.al.// Semicond. Sci. Technol. 2010. V.25. P.055004.
2. Y.D Ivanov, T.O. Pleshakova, A.F. Kozlov, et al. // Lab on a Chip. 2012, V.12. N23.P.5104-5111.
3. М. С. Купрюшкин, Д. В. Пышный, Д. А. Стеценко // Acta naturae. 2014. Т.6. №4. С.53-55.

Разработка бетавольтаического элемента на основе кремния и исследование его характеристик

А.А. Краснов¹, С.А. Леготин¹, В.Н. Мурашев¹, Д.С. Ельников¹,
К.А. Кузьмина¹, Ю.К. Омельченко¹, Н.А. Федулова², Б.И. Рогозов²,

¹ *Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,
г. Москва, 119049, Ленинский проспект д. 4*

² *ЗАО «РИТБЕРЦ», г. Санкт-Петербург, 194223, ул. Курчатова 10
тел: (495) 955-0032, факс: (499) 236-2105, эл. почта: A_KRASNOV_A@mail.ru*

Энергия бета-частиц может быть преобразована в электрическую энергию с использованием бетавольтаических преобразователей. Стимулом развития исследований по разработке таких приборов послужила необходимость в долговечных и надежных источниках энергии для питания электрических приборов в труднодоступных местах, для резервного питания модулей в космических аппаратах или систем с низким потреблением мощности.

Бетавольтаические источники питания отличаются от традиционных аккумуляторных и емкостных источников низкой вырабатываемой мощностью, однако они обладают много большей энергоемкостью и способны работать в течение всего периода полураспада радиоизотопа.

По своему принципу действия, а также конструктивно-технологическому исполнению, бетавольтаические элементы (БВЭ) схожи с фотоэлементами. При проектировании БВЭ в качестве бета-источника был выбран радионуклид ^{63}Ni , так как он обладает большим периодом полураспада (100 лет), а максимальная энергия бета-частиц (67 кэВ) значительно ниже порога дефектообразования в кремнии.

В работе изготовлено два типа бетавольтаических элементов с различной технологией нанесения радиоизотопа ^{63}Ni , исследованы их вольт-амперные характеристики и построены зависимости тока короткого замыкания и напряжения холостого хода от активности источника бета-частиц ^{63}Ni .

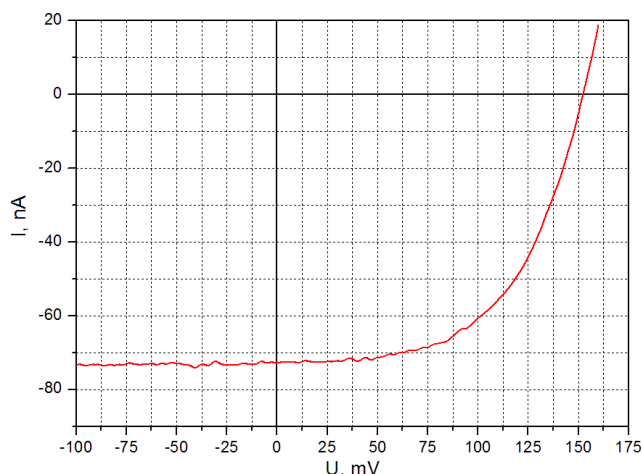


Рис. Вольт-амперная характеристика бетавольтаического элемента

Работа выполнена при поддержке федеральной целевой программы «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014-2020 годы, соглашение № 14.575.21.0051. (Уникальный идентификатор прикладных научных исследований (проекта) RFMEFI57514X0051).

Тонкопленочный позиционно-чувствительный фотодетектор на основе $\text{Fe}_3\text{O}_4/\text{SiO}_2/\text{Si}$ структуры

Т.А. Писаренко^{1,2)}, В.В. Балашев^{1,2)}, В.В. Викулов¹⁾, А.А. Димитриев^{1,2)},
К.В. Игнатович¹⁾, **В.В. Коробцов**^{1,2)}

¹ИАПУ ДВО РАН, Владивосток, 690041, Радио, 5

²ДВФУ, Школа естественных наук, Владивосток, 690041, Суханова, 8
тел: (423) 231-0696, факс: (423) 231-0452, эл. почта: korobtsov@iacp.dvo.ru

Пленки магнетита (Fe_3O_4) толщиной 42, 50 и 102 нм были осаждены методом реактивного осаждения Fe в атмосфере O_2 при температуре 300°C на подложки n-Si(001), покрытые туннельным слоем SiO_2 . Латеральный фотоэлектрический эффект был изучен в диапазоне длин волн 350 – 900 нм с использованием перестраиваемого Ti:sapphire лазера и универсального измерительного прибора Keithley 2000. Диаметр лазерного пучка 60 мкм, мощность падающего на образец излучения 2.5 мВт. Расстояние между контактами 2 мм.

При сканировании лазерным пучком пленки Fe_3O_4 в межконтактном промежутке (вставка на рисунке) наблюдается линейная зависимость фотонапряжения от положения лазера. Было найдено,

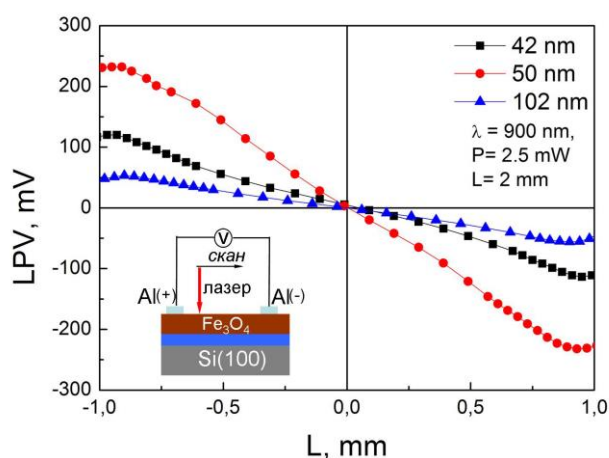


Рисунок. Зависимость латерального фотонапряжения от положения лазерного пучка и толщины слоя магнетита в структуре $\text{Fe}_3\text{O}_4/\text{SiO}_2/(\text{n})\text{Si}$. Вставка показывает схематическую установку для измерения фотонапряжения

что фотонапряжение и чувствительность латерального фотоэффекта, определяемая как $\Delta U/\Delta L$, увеличиваются с увеличением длины волны лазерного излучения. При этом имеет место зависимость величины фотонапряжения от толщины слоя магнетита. Так в $\text{Fe}_3\text{O}_4/\text{SiO}_2/(\text{n})\text{Si}(100)$ структуре с пленкой Fe_3O_4 толщиной 42 нм, величина фотонапряжения возрастает от 100 мВ при 385 нм до 140 мВ при 900 нм. В случае пленки Fe_3O_4 толщиной 50 нм, фотонапряжение оказалось равным 130 и 260 мВ соответственно на длинах волн 385 и 900 нм. Для этих же длин волн величина фотонапряжения в структуре $\text{Fe}_3\text{O}_4/\text{SiO}_2/(\text{n})\text{Si}(100)$ с пленкой Fe_3O_4 толщиной 102 нм уменьшается до 20 и 60 мВ, соответственно.

Полученные результаты обсуждаются на основе традиционной теории латерального фотоэлектрического эффекта [1, 2], с учетом особенностей латерального переноса заряда в

гибридной структуре $\text{Fe}_3\text{O}_4/\text{SiO}_2/(\text{n})\text{Si}$. Предполагается, что инверсионный слой, образующийся на границе раздела $\text{SiO}_2/(\text{n})\text{Si}$ из-за высокой работы выхода магнетита (5.3 эВ [3]), играет определяющую роль в наблюдаемых эффектах.

Литература

1. L. M. Chi et al. // J. Opt., 2011, **13**, 015601(1-4).
2. L. Du, H. Wang // Opt. Express, 2010, **18**, 9113-9118.
3. M. Fonin et al. // Phys. Rev. B., 2005, **72**, 104436 – 104443.

Пленки PbSnTe:In на кремниевых подложках и структуры на их основе: получение, свойства и перспективы

А.Н. Акимов, **А.Э. Климов**, И.Г. Неизвестный, Н.С. Пашин, С.П. Супрун,
В.Н. Шерстякова, В.Н. Шумский

*Институт физики полупроводников им. А.В.Ржанова Сибирского отделения РАН,
Новосибирск, 630090, пр. Ак. Лаврентьева, 13
тел.: 383)330-78-83, факс: (383)330-27-71, эл. почта: klimov@isp.nsc.ru*

Ширина запрещенной зоны твердого раствора $\text{Pb}_{1-x}\text{Sn}_x\text{Te}$ зависит от состава и в области гелиевых температур обращается в ноль при $x_0 \approx 0,35$ [1]. В принципе, область составов $x < x_0$ может обеспечить край спектрального диапазона чувствительности фотоприемников (ФП) на основе межзонных переходов примерно от $\lambda_{\max} \approx 5,5$ мкм (PbTe , $x = 0$) до сколь угодно больших длин волн при $x \approx x_0$. Однако в силу особенностей свойств PbSnTe на практике удалось успешно разработать ФП фотодиодного типа с $\lambda_{\max} \leq 10\text{-}12$ мкм, соответствующей $x \leq 0,16 - 0,20$ [2] и фоторезистивного типа с $\lambda_{\max} \leq 20 - 22$ мкм ($x \approx 0,24 - 0,26$) [3]. В последнем случае были использованы пленки PbSnTe:In/BaF_2 с рекордно низкой проводимостью без освещения и гибридный вариант реализации глубоководоохлаждаемого многоэлементного фотоприемного устройства (МФПУ).

Использование в качестве подложки для пленок PbSnTe кремния вместо BaF_2 дает очевидные преимущества при создании МФПУ большого формата как в гибридном, так и в монолитном исполнении, которые рассматриваются в данной работе. Главным вопросом, представляющим фундаментальный интерес, является то, насколько близко можно приблизиться к безщелевому составу x_0 с сохранением свойств пленок, пригодных для реализации ФП на межзонных переходах с приемлемыми пороговыми параметрами в сверхдальней ИК области спектра ($\lambda_{\max} \geq 30 - 40$ мкм). Этот вопрос также рассматривается в данной работе на основе экспериментальных данных, включающих исследование параметров структур $\text{PbSnTe:In/BaF}_2/\text{CaF}_2/\text{Si}$. Рассматриваются конкретные возможные варианты реализации МФПУ, основанные, в том числе, на локальном легировании пленок PbSnTe индием.

Известны данные, например, [4,5], по чувствительности пленок PbSnTe:In в терагерцовом диапазоне спектра, обусловленной оптическими переходами с мелких уровней в запрещенной зоне. В настоящем сообщении рассматриваются возможности использования этих свойств структур $\text{PbSnTe:In/BaF}_2/\text{CaF}_2/\text{Si}$ для создания МФПУ соответствующего спектрального диапазона.

Наконец, возможности получения совершенной границы между монокристаллической пленкой PbSnTe:In и кремнием [6], а также гигантское значение статической диэлектрической проницаемости (до 10000 и более) PbSnTe:In дают интересные перспективы использования таких структур для создания прототипов кубитов квантового компьютера [7], что также обсуждается в данной работе.

Литература

1. W.W.Anderson // IEEE Journal of Quantum Electronics. 1977. V.QE-13, No.7. P.532-543.
2. А. Рогальский. Инфракрасные детекторы. Н.: Наука, 2003. 636 с.
3. А.Э.Климов, В.Н.Шумский. В кн. Матричные фотоприемные устройства. Н.: Наука, 2001. 308 с.
4. Л.И.Рябова, Д.Р.Хохлов // УФН. 2014. Т.184, №10. С.1033-1044.
5. И.Г.Неизвестный, А.Э.Климов, В.Н.Шумский // УФН. 2015. Т.185, №10. С.1031-1042.
6. А.Н.Акимов et al. // Tech. Phys. Lett. 2009. V.35, P.524-527.
7. А.Э.Климов и др. // Микроэлектроника. 2006. Т.35, №5. С.323-331.

Влияние размерного фактора на проявление короткоканальных эффектов в Tri-gate транзисторе

В.А. Нагнойный^{1,2)}, А.Ю. Красюков³⁾, Г.В. Баранов^{1,2)}, А.С. Ключников²⁾

¹Московский физико-технический институт (Государственный университет), 141700, Россия, Московская область, г. Долгопрудный, Институтский пер., 9

²Акционерное общество «Научно-исследовательский институт молекулярной электроники», 124460, Россия, Москва, Зеленоград, 1-ый Западный проезд, д. 12/1.

тел.: +7(495)229-11-57, E-mail: vnagnoynu@mikron.ru, gbaranov@mikron.ru

³«Национальный исследовательский университет «Московский институт электронной техники», 124498, г. Москва, г. Зеленоград, площадь Шокина, дом 1, E-mail: a_kras@org.miet.ru

Тенденция масштабирования кремниевой электроники привела к появлению объемных транзисторных структур. Одной из таких структур является Tri-gate транзистор, который с 2011 года находится в стадии промышленного производства [1]. Главным преимуществом таких структур в части электрических характеристик является подавление короткоканальных эффектов, таких как DIBL-эффект и спад подпороговой крутизны [2]. Проявление указанных эффектов имеет сильную зависимость от геометрических размеров структуры. Так эффективность подавления короткоканальных эффектов увеличивается с уменьшением ширины плавника Tri-gate транзистора, которая уже в технологии «22нм» составляет порядка 8 нм. Достижение таких низких размеров с использованием фотолитографического оборудования является достижимым всего лишь для нескольких микроэлектронных компаний. В связи с этим возникает вопрос о целесообразности использования Tri-gate транзистора при больших геометрических размерах.

В данной работе в программной среде TCAD проведено моделирование n- и p-канальных Tri-gate транзисторов. Из анализа результатов моделирования определен уровень легирования канала транзистора для достижения требуемого порогового напряжения. Показано влияние геометрических параметров (длины и ширины) плавника на эффекты короткого канала (DIBL) и электрические параметры рассчитанных структур (подпороговая крутизна).

На основании полученных результатов анализируется и обосновывается вопрос необходимости использования Tri-gate транзистора в технологических нормах выше «22нм».

Литература:

1. <http://www.intel.com/content/www/us/en/silicon-innovations/intel-22nm-technology.html>
2. I. Ferain, C.A. Colinge, J.P. Colinge. Multigate transistors as the future of classical metal-oxide-semiconductor field-effect transistors //Nature. – 2011. – Т. 479. – №. 7373. – С. 310-316.

Нейроморфные кремниевые сети с мемристорными синапсами

М.С. Тарков

*Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова,
Новосибирск, 630090, пр. Ак. Лаврентьева, 13
тел: +7 (383) 333-2537, эл. почта: tarkov@isp.nsc.ru*

Традиционные нейрокомпьютерные архитектуры и искусственные нейронные сети часто разрабатывались вне связи с нейронаукой. Как следствие, они игнорировали ключевые моменты биологических нейронных обрабатывающих систем, такие как чрезвычайно низкое потребление энергии или способность надежно и эффективно выполнять вычисления, используя массово-параллельные матрицы разнородных и ненадежных компонентов ограниченной точности.

Недавние разработки в нанотехнологии [1-4] позволили создать чрезвычайно компактные твердотельные устройства с малым потреблением энергии, которые способны расширить использование КМОП-технологий. В частности, мемристоры рассматриваются как многообещающее решение для моделирования ключевых особенностей биологических синапсов, благодаря их наноразмерам, способности хранить много бит информации в одном элементе и малому потреблению энергии для записи различных состояний.

В данной работе рассматриваются подходы к нейроморфным вычислениям, которые наилучшим образом используют свойства мемристора и новые гибридные нейроморфные КМОП-мемристорные архитектуры. Такие архитектуры радикально отличаются от традиционных нейровычислительных архитектур и используют мемристоры для непосредственной эмуляции биофизики и временной динамики реальных синапсов. Демонстрируется различие между использованием мемристоров в традиционных нейрокомпьютерных архитектурах и гибридных КМОП-мемристорных схемах.

Рассмотрены вопросы использования мемристорной матрицы (кроссбара) для реализации нейронной WTA (“Winner Takes All”) -сети. Предложен алгоритм отображения матрицы весовых коэффициентов слоя нейронов WTA на мемристорный кроссбар с учетом заданных граничных значений проводимости мемристоров [5]. Выполнено моделирование нейронной WTA-сети, построенной на основе мемристорного кроссбара, с использованием программы LTSPICE. [6] Возможность настраивать сопротивление синапсов потребовала использования дополнительных элементов: каждый синапс снабжен КМОП-транзистором и к каждому ряду синапсов подведен источник напряжения, контролирующий напряжение на затворах КМОП-транзисторов. Эксперименты показали возможность достаточно точной настройки сопротивлений мемристоров импульсами напряжения и хорошее качество распознавания образов при их зашумлении, что подтверждает возможность использования данной модели в качестве устройства, реализующего ассоциативную память. Полученные результаты могут быть использованы как при математическом моделировании, так и при физической реализации нейроморфных сетей с межнейронными связями на мемристорах.

Литература

1. Memristor Networks / Eds. Andrew Adamatzky and Leon Chua. Springer, 2014. 720 p.
2. Indivero G. et al. // *Frontiers in Neuroscience*. 2011. Volume 5, Article 73.
3. Галушкин А.И. // *Информационные технологии*. - 2015. - Т. 21, № 2. С. 146-156.
4. Горбаченко В.И. // *Проблемы информатики в образовании, управлении, экономике и технике: Сб. статей XIV Междунар. научно-техн. конф. Пенза: ПДЗ, 2014. С. 73-77.*
5. Тарков М.С. // *Труды XVII Всероссийской научно-технической конференции «НЕЙРОИНФОРМАТИКА-2015»*, часть 1. Москва, 2015. С. 126-133.
6. Тарков М.С. // *Прикладная дискретная математика. Приложение*. 2015. №8. С. 151-154.

Эффект обратимого переключения электрической проводимости в тонких плёнках нестехиометрического оксида кремния

П.С. Захаров

АО «Научно-исследовательский институт молекулярной электроники»,
124460, Россия, Москва, Зеленоград, 1-ый Западный проезд, д. 12/1
тел: +7 (964) 795-0143, эл. почта: pzakharov@mikron.ru

Эффект обратимого переключения электрической проводимости (ОПЭП) заключается в изменении под действием электрического поля продольной или поперечной электрической проводимости диэлектрической плёнки (активного слоя) толщиной десятки нанометров. Установленное значение проводимости при определённых условиях может сохраняться после выключения электрического поля. Таким образом проявляется эффект памяти. Исследование эффекта ОПЭП в тонких плёнках нестехиометрического оксида кремния (SiO_x , $x < 2$) привело к открытию ряда явлений и эффектов, не наблюдавшихся ранее при переключении проводимости, например, в оксидах переходных металлов. Научная актуальность исследования обусловлена тем, что до сих пор не существует модельных представлений, которые с единых позиций объясняют весь спектр явлений, сопутствующих эффекту ОПЭП в тонких плёнках SiO_x . Практическая значимость работы состоит в том, что данный эффект находит своё применение в перспективных элементах энергонезависимой памяти, совместимых с технологическим процессом современной микро- и нанoeлектроники [1].

До сих пор объяснение механизма переключения проводимости SiO_x давалось без учёта способа отклонения его от стехиометрии, будь то воздействие электрических импульсов (электроформовка) на стехиометрический SiO_2 или же соответствующий подбор режимов технологического процесса получения тонкой плёнки. В настоящей работе на основе экспериментальных исследований показано, что в нестехиометрическом оксиде кремния могут наблюдаться два различных эффекта ОПЭП в зависимости от способа достижения нестехиометрического состава.

Построена оригинальная внутренне непротиворечивая феноменологическая модель эффекта ОПЭП в тонких плёнках SiO_2 с локальным нарушением стехиометрии, полученным путём электроформовки в вакууме. В основе модельных представлений лежат два экспериментальных факта, а именно в состоянии с высокой проводимостью активный слой содержит крупнодисперсную систему кремниевых нанокристаллитов, а в состоянии с низкой проводимостью – мелкодисперсную систему. Рассматривая SiO_x как пересыщенный твёрдый раствор кремния в стехиометрическом SiO_2 , можно сказать, что система нанокристаллитов является термодинамически оправданным результатом распада пересыщенного твёрдого раствора. Построенная модель с единых позиций объясняет явления, наблюдаемые при переключении проводимости SiO_x , включая зависимость сопротивления активного слоя от временных характеристик электрических импульсов, а также от параметров термического воздействия на активный слой.

Эффект ОПЭП в оксиде кремния с отклонением от стехиометрии, полученным еще на стадии формирования тонкой плёнки, объясняется с точки зрения разрыва и восстановления химических связей кремния. В разорванном состоянии такие связи обуславливают локализованные энергетические уровни вблизи середины запрещённой зоны активного слоя. Процесс переключения в высокопроводящее состояние вызван увеличением концентрации оборванных связей под действием электрического поля. Переход в слабопроводящее состояние связан с окислением оборванных связей вследствие джоулева тепла. Представлены экспериментальные подтверждения того, что переход в слабопроводящее состояние – термоактивационный процесс с нижним пределом энергии активации на уровне 0,5 эВ.

Литература

1. Г.Я. Красников. Конструктивно-технологические особенности субмикронных МОП-транзисторов. В 2-х частях / Москва, 2004. Том Часть 2, 535 с.

Механизмы электромиграционной неустойчивости проводящих элементов кремниевой электроники

Т.М. Махвиладзе, М.Е. Сарычев

*Физико-технический институт РАН (ФТИАН),
Москва, 117258, Нахимовский проспект, 36/1
тел: (916) 790-3219, эл. почта: tarielmakh@mail.ru*

В настоящее время большое внимание уделяется экспериментальным и теоретическим исследованиям условий, при которых может возникать неустойчивость изначально плоской формы свободной поверхности проводящей пленки или границы между соединенными материалами (интерфейса) в многослойных структурах [1-7]. Такой интерес обусловлен практической значимостью подобных систем для современных технологий изготовления микросхем, так как изменение формы проводящих элементов ИС существенно влияет на характерные времена процессов их деградации и разрушения и на время до отказа ИС.

Основным механизмом, который до сих пор рассматривался в моделях, описывающих указанную неустойчивость, является массоперенос, возникающий под действием различных факторов: внутренних механических напряжений, источником которых является граница пленки с подложкой, диффузии вакансий или атомов (ионов) из объема пленки и др. В настоящей работе развита модель, описывающая кинетику неустойчивости свободной поверхности проводящей пленки на кремниевой подложке относительно затравочного возмущения, когда, в дополнение к учитываемым в предыдущих работах внутренним факторам, действует поперечное к пленке электрическое поле. Поперечный ток изменяет массоперенос в системе за счет инициирования электромиграции ионов и вакансий на поверхности и в объеме пленки.

Получены и исследованы зависимости диапазонов длин волн возмущений, относительно которых поверхность пленки оказывается неустойчивой, от величины и направления электрического поля, а также от величины и характера механического напряжения на границе с подложкой. Найдены области длин волн, при которых амплитуда возмущения должна нарастать. Получены условия возникновения областей неустойчивости и зависимости их границ от величины и направления плотности тока в пленке и механического напряжения на ее границе с подложкой.

Показано, что неустойчивость может возникать и в отсутствие механических напряжений, только за счет электромиграции. Показано, что объемная электромиграция, несмотря на значительно меньший, чем на поверхности коэффициент диффузии, может играть заметную роль в изменении морфологии поверхности пленки. Даны оценки значений полей и плотностей токов, приводящих к возникновению неустойчивости поверхности. Показано, как результаты, полученные для свободной поверхности, могут быть использованы для изучения проблемы возникновения неустойчивости формы интерфейсов в многослойных структурах микро- и нанoeлектроники, которые под токовой нагрузкой подвержены воздействию электромиграции.

Литература

1. R.Panat, J.Hsia, D.G.Cahill // J. Appl. Phys. 2005. Vol.97. P.013521(1-7).
2. L.Klinger, L.Levin, O.Srolovitz // J. Appl. Phys. 1996. Vol.79, No 9. P.6834-6839.
3. К.А.Валиев, Т.М.Махвиладзе, М.Е.Сарычев и др. // Микроэлектроника. 2009. Т.38, № 6. С. 364-384; Микроэлектроника. 2010. Т.39, №3. С.163-176.
4. Р.В.Гольдштейн, Т.М.Махвиладзе, М.Е.Сарычев // Письма о материалах. 2014. Т.4, №3. С.171-174.
5. H.Gao, W.D.Nix // Annu. Rev. Matter. Sci. 1999. Vol.29. P.173-209.
6. Т.М.Махвиладзе, М.Е.Сарычев // Труды ФТИАН. 2014. Т.24. С.174-186.
7. Р.В.Гольдштейн, Т.М.Махвиладзе, М.Е.Сарычев // Поверхность. 2015. №1. С.74-81.

Вклад квантовой ёмкости в эффект Лима-Фоссума в двухзатворных КНИ транзисторах с толщиной канала от 4 до 200 нм

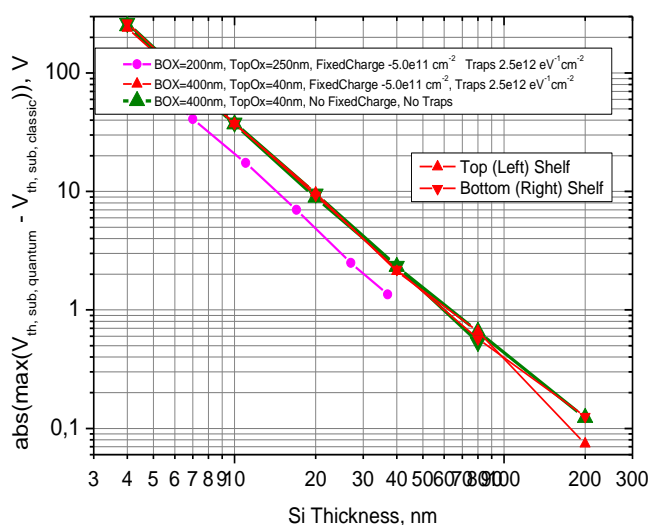
М.А. Ильницкий¹⁾, В.П. Попов¹⁾, А.В. Леонов²⁾, В.Н. Мордкович²⁾

¹⁾ *Институт физики полупроводников СО РАН, 630090, Новосибирск*

²⁾ *Институт проблем микроэлектроники и особочистых материалов РАН,
п. Черноголовка, Московская обл., 142432 29*

тел: +7 (382) 330-8891, факс: +7 (383) 333-2771, эл. почта: ilnitsky@isp.nsc.ru

Классическое описание эффекта зарядовой связи для полностью обедняемого двухзатворного транзистора (DG MOSFET) на структурах кремний на изоляторе (КНИ) предложено Лимом и Фоссумом в модели с двумя независимыми затворами [1]. Их модель определяет интервал напряжений верхнего затвора V_{top} , где пороговое напряжение нижнего затвора V_{th} , является линейной функцией $V_{th,sub}(V_{top})$ напряжения верхнего затвора V_{top} . Нами этот эффект использовался для контроля подпорогового режима нанопроволочных DG-транзисторов, обеспечивающих чувствительность к белкам в биожидкостях на уровне фемтоМоль/л [2]. Чем тоньше слой кремния, тем выше чувствительность



сенсора, благодаря росту соотношения атомов на поверхности и в объеме. Однако известно, что толщина слоя Si $t_{Si} < 10$ нм приводит к квантовомеханическому (QM) размерному ограничению тока в канале МОПТ, которое следует принимать во внимание, чтобы правильно предсказать область эффекта зарядовой связи.

Особенно важно учитывать размерный QM эффект, усиленный электростатическим (ES) полем между двумя затворами, для двухзатворных транзисторов в асимметричном (ADG) режиме работы. Этот дополнительный эффект (ES QM) заметен и для относительно толстых пленок кремния ($t_{Si} \sim 20-30$ нм), где пороговые напряжения, как обычно считается, не зависят от эффектов размерного квантования [3, 4]. В настоящей

работе мы исследовали проявление ES QM эффекта даже в намного более толстых пленках Si ($t_{Si} > 30$ нм), учитывая зарядовые состояния на обеих гетерограницах Si/SiO₂, характерные для реальных экспериментов в биожидкостях. Целью работы было определение QM поправок в пороговые напряжения двухзатворных транзисторов с $t_{Si} = 4 - 200$ нм с учетом поверхностных состояний в подзатворных диэлектриках в асимметричном режиме работы.

Проведены сравнения расчетных и экспериментальных пороговых напряжений в полностью обедняемых двухзатворных транзисторах в структурах кремний-на-изоляторе с толщиной слоя кремния 4 - 200 нм. Расчетом показано (Рис.), что квантово-механическая (КМ) поправка $\Delta V_{th} = 130$ мВ из-за вклада квантовой ёмкости и электростатически индуцированного размерного эффекта поперечного поля существенна при определении области линейной зарядовой связи (эффект Лима - Фоссума) между пороговыми напряжениями двух затворов даже при толщине слоя кремния 200 нм, но величина КМ поправки уменьшается до 70 мВ при учете перезарядки поверхностных ловушек и большой разнице разнополярных потенциалов затворов.

Литература

1. H.K.Lim and J.G.Fossum. // IEEE TED 1983. V. 30, 1244- 1251.
2. O.V.Naumova, et al. // Sol. Stat. Technol. 2010. V. 25, 055004.
3. T.Rudenko et al. // Sem. Phys. 2013. V. 16, 299 -314.
4. V.P.Popov, et al. // Semicond. 2014. V. 48, 1348 – 1353.

Микрофлюидные устройства на основе кремниевых микроканальных мембран

Н.С. Филиппов, С.И. Романов

Институт физики полупроводников им. А.В.Ржанова,

Новосибирск, 630090, Ржанова, 2

тел: +7 (383) 333-2519, факс: +7 (383) 333-2832, эл. почта: filippov@isp.nsc.ru

Пористый кремний находит широкое применение в различных областях науки и техники от суперконденсаторов и сенсоров [1, 2] до энергетических и изоляционных материалов [3, 4]. Такая пространственность пористого кремния обусловлена большой площадью его внутренней поверхности, возможностью изменять поперечный размер каналов (пор) в широких пределах и простотой модификации/функционализации его поверхности. Благодаря своим свойствам пористые материалы на основе кремния находят широкое применение в различных микрофлюидных конструкциях. В качестве примера можно привести различные транспортные [2, 5], разделительные и сенсорные устройства [2].

Пористые кремниевые мембраны с упорядоченно расположенными каналами создавались по разработанному и запатентованному методу [6]. В настоящей работе описывается технология получения кремниевых мембран и созданные на их основе устройства: электроосмотический насос на переменном напряжении, датчик расхода жидкости на основе эффекта потенциала течения и сенсор пульсовой волны. Все три устройства конструктивно представляли собой мембрану, помещенную в проточный канал так, чтобы через нее проходила жидкость. С обеих сторон мембраны в непосредственной близости от ее поверхности помещали электроды.

Принцип работы электроосмотического насоса основан на одноименном эффекте. Когда на электроды подается напряжение – вдоль каналов мембраны возникает электрическое поле и, если рабочей жидкостью является электролит, возникает устойчивый поток жидкости через устройство. Было показано, что для питания насоса можно использовать переменное напряжение.

Датчик расхода жидкости работает на обратном эффекте. При движении электролита через каналы мембраны на ее противоположных сторонах возникает разность потенциалов (потенциал течения), которая снимается с помощью электродов. Потенциал течения прямо пропорционально зависит от расхода жидкости протекающей через мембрану. Данное устройство позволяет вычислять расход жидкости после предварительной калибровки.

Сенсор пульсовой волны основан на том же эффекте, что и датчик расхода жидкости. При возникновении перепада давления на противоположных сторонах мембраны в ее каналах возникает поток жидкости и следовательно на электродах появляется напряжение. Данное устройство было использовано для регистрации пульсовой волны возникающей в плечевой артерии.

Литература

1. L. Oakes et al. // Scientific Reports. 2013 Т.3, 3020.
2. F. Harraz // Sensors and Actuators B. 2014. Т.202, С.897–912.
3. N. Piekiet et al. // Propellants, Explosives, Pyrotechnics. 2015. Т.40, С.1-159.
4. S. Cristoloveanu, S. Li. Electrical Characterization of Silicon-on-Insulator Materials and Devices. Springer Science & Business Media, 2013.
5. J. Snyder et al. // Proc Natl Acad Sci USA. 2013. Т.110, С.18425-30
6. М.А. Парашенко и др. // Автометрия. 2014. Т.50. С.315-322.

Электрофизические свойства наноструктур Si/SiO₂, синтезированных при низких температурах

А.А. Гисматулин^{1,2)}, Г.Н. Камаев¹⁾, А.Х. Антоненко²⁾

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

² Новосибирский государственный университет, 630090, ул. Пирогова, 2
тел: (383)330-52-57, факс: (383)330-52-57, эл. почта: aagismatulin@isp.nsc.ru

Внимание к периодическим наноразмерным структурам, образующим систему квантовых ям, вызвано проявлением в них квантово-размерных эффектов уже в области комнатных температур (отрицательное дифференциальное сопротивление, зарядовые эффекты и т.д.). Интерес к сверхрешеткам кремний/диэлектрик со встроенными в диэлектрическую матрицу нанокристаллами кремния связан с возможностью построения на их основе энергонезависимой памяти. Так, введение в диэлектрик нанокластеров кремния может улучшать структурирование проводящих каналов в резистивной памяти, что ведет к увеличению долговременной стабильности и повышению устойчивости электрофизических характеристик при многоциклических переключениях сопротивления [1].

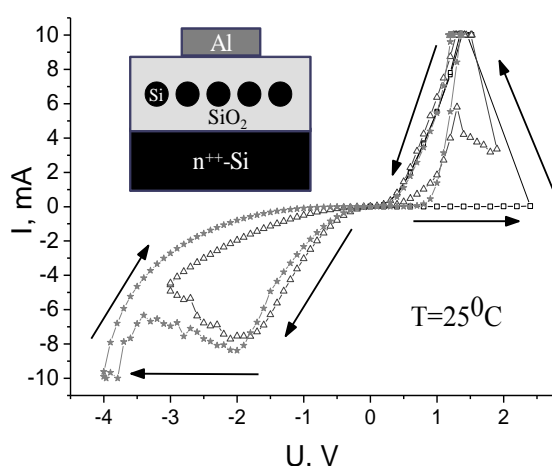


Рисунок 1. ВАХ двухбарьерной структуры Si/SiO₂ на подложке n⁺-типа.

для получения заданного числа слоев. В дальнейшем проводился высокотемпературный отжиг структур в атмосфере аргона. На полученных структурах измерялись ВАХ в интервале температур -153÷450 К, CV- и GV-характеристики в интервале частот 100 Гц ÷ 1 МГц.

На кривых ВАХ (см. рис. 1) проявляются особенности: ступеньки, участки с отрицательным дифференциальным сопротивлением, переключение сопротивления. Выявлено наличие мемристорного эффекта с биполярным режимом переключения. Введение в диэлектрик нанокластеров Si понижает случайный характер возникновения проводящего канала. На ВАХ наблюдаются промежуточные метастабильные состояния, что может оказаться важным для мультибитного хранения данных. Изучаемые структуры могут быть изготовлены в рамках существующих технологических процессов микро/нанoeлектроники и использованы при разработке ячеек энергонезависимой памяти

Литература

1. Jae Sung Lee, Shinbuhm Lee, and Tae Won Noh // Appl. Phys. Rev. 2, 031303 (2015).
2. Г.Н. Камаев, М.Д. Ефремов, А.Х. Антоненко, В.А. Володин, С.А. Аржанникова, Д.В. Марин, А.А. Гисматулин // Вестник НГУ. Серия: Физика. т. 6, вып. 4, стр. 107-114 (2011).

Механизм транспорта электрически-индуцированных токов утечки и природа электронных ловушек в термическом оксиде кремния

Д.Р. Исламов^{1,2)}, В.А. Гриценко^{1,2)}, Т.В. Перевалов^{1,2)}, О.М. Орлов³⁾, Г.Я. Красников³⁾

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

² НГУ, Новосибирск, 630090, Пирогова 2

³ АО «НИИМЭ и Микрон», Зеленоград, Москва, 124460, 1-ый Западный проезд 12/1
тел: (383) 330-8891, факс: (383) 333-2741, эл. почта: damir@isp.nsc.ru

Оксид кремния SiO₂ является ключевым материалом в кремниевых приборах, устройствах оптики. Собственные дефекты в SiO₂ выступают в качестве ловушек, на которых локализуются электроны и дырки, что приводит к деградации приборов. При электрическом воздействии на тонкие слои SiO₂, проявляющимся в виде протекания тока в сильном электрическом поле ~10 МВ/см, происходит увеличение проводимости оксида при значениях электрического поля ~1 МВ/см. При этом возникает дополнительная компонента тока через туннельный диэлектрик, по величине сравнимая с током, протекающим в сильном электрическом поле по механизму Фаулера-Нордгейма [1]. Это явление электрически-индуцированных токов утечки называют Stress Induced Leakage Current, SILC [2-5]. Несмотря на то, что экспериментальному и теоретическому изучению SILC посвящено большое число работ, механизм проводимости и природа дефектов, ответственных за SILC, до сих пор являются дискуссионными вопросами. Целью настоящей работы является выявление механизма ионизации электронных ловушек в SiO₂ в электрическом поле и определение параметров ловушек (энергии ионизации, концентрации).

SILC измерялся на транзисторах с плавающим затвором (*p*-Si/SiO₂/*poly*-Si), изготовленных по проектной норме 180 нм. В качестве нижнего электрода использовалась *p*-Si подложка. В качестве верхней обкладки конденсатора выступал поликремний *n*+-типа (плавающий затвор). Толщина туннельного SiO₂ составила 7.5 нм. Тестовые образцы представляли собой массивы транзисторов 2×8 с общей площадью электродов 8×10⁴ мкм². Плотность тока, используемого для изучения SILC, составляла 1 мА/см², величина заряда через туннельный оксид составляла 0.01-10 Кл/см². Транспортные измерения проводились при температурах 25-70 °С. Энергия ионизации вакансий кислорода в α-SiO₂ рассчитывалась из первых принципов с привлечением теории функционала плотности с гибридным функционалом B3LYP в пакете Quantum-ESPRESSO.

Анализ результатов транспортных измерений показал, что в сильном электрическом поле >6 МВ/см проводимость SiO₂ лимитируется туннельной инжекцией электронов из контакта по механизму Фаулера-Нордгейма при величине барьера Φ₀ = 2.9 эВ и эффективной массе электрона $m^*/m_e = 0.5 \pm 0.02$ при обеих полярностях потенциала на поликремнии, что согласуется литературными данными [6]. В меньших полях измеряемый ток не зависит от приложенного напряжения и лимитируется чувствительностью измерительного прибора и переходными процессами в подложке. После протекания через SiO₂ заряда в ток через оксид в малых полях <6 МВ/см увеличивался, причём с возрастанием величины протекшего заряда происходило увеличение и токов утечки. Анализ экспериментальных ВАХ показал, что перенос заряда в этих режимах описывается фонон-облегчённым туннелированием между ловушками при термической и оптической энергиях 1.6 эВ и 3.2 эВ, соответственно. Квантово-химическое моделирование электронной структуры вакансии кислорода предсказывает эти же значения параметров ловушек. Увеличение величины протекшего заряда приводит к росту концентрации ловушек до значений 1.2×10²¹ см⁻³. После длительного отжига в атмосфере O₂ в течение 120 часов при температуре 250 °С ВАХ и ВФХ совпадали с контрольными характеристиками, измеренными до SILC, то есть, концентрация дефектов при отжиге уменьшается до начального значения. В совокупности изученные явления доказывают, что за SILC ответственны вакансии кислорода.

Работа была выполнена при поддержке Российского Научного Фонда, грант №16-19-00002.

Литература

1. S.M. Sze, K.K. Ng, Physics of Semiconductor Devices, New York, Wiley, 2006, p. 832.
2. E.P. O'Reilly, J. Robertson // Phys. Rev. B. 1983. V.27. P.3780.
3. C.-L. Kuo, G.S. Hwang // Phys. Rev. Lett. 2006. V.97. P.066101.
4. L. Giordano, et al. // Phys. Rev. B. 2007. V.75. P.024109.
5. S. Agnello, et al. // Phys. Rev. B. 2003. V.67. P.033202.
6. K.A. Nasyrov, et al. // J. Appl. Phys. 2009. V.105, iss.12. P.123709.

Энергетические состояния в запрещенной зоне кристаллического кремния, обусловленные атомами замещения титана и бора, титана и фосфора

Г.В. Арзумянц, А.Б. Колпачев

*Южный федеральный университет, Инженерно-технологическая академия,
Институт нанотехнологий, электроники и приборостроения (ИНЭП ЮФУ),
г. Таганрог, Россия
arzumanyan31@mail.ru*

В работе представлены результаты расчетов из первых принципов локальных изменений электронного энергетического строения (ЭЭС) кремния, содержащего атомы замещения титана, а также атомы замещения бора или фосфора. Расчёты проводились в рамках теории локального функционала электронной плотности (DFT). Использовалось muffin-tin приближение теории многократного рассеяния. Учитывалось, что атомы кремния, находящиеся вблизи примесных атомов не эквивалентны вследствие различия атомарного состава их ближайшего окружения. Такие рассеивающие центры в дальнейшем именуется Si(k) ($k = 0 - 6$). Наличие различаемых типов атомов в рассматриваемом примесном комплексе учитывалось как на этапе вычисления плотности заряда, так и при решении задачи многократного рассеяния. Дефектный комплекс состоящий из атома замещения титана, атома замещения бора (фосфора) и атомов кремния Si(k) будем называть SITIB (SITIP)- центром. Было рассмотрено два типа SITIB (SITIP)- центров.

SITIB1 (SITIP1)- центр представлял собой локальную область кремния, у которого в кристаллографической позиции [0.0; 0.0; 0.0] расположен атом замещения титана, а в [[0.25; 0.25; 0.25]] атом замещения бора (фосфора). В этих центрах атомами Si(1) (3 атома) считались атомы кремния, удаленные на расстояние $0,43a$ от Ti и $0,71a$ от B(P); Si(2) (3 атома) – $0,71a$ от Ti и $1,1a$ от B(P); Si(3) (6 атома) – $0,71a$ от Ti и $0,83a$ от B(P); Si(4) (3 атома) – $0,71a$ от Ti и $0,43a$ от B(P); Si(5) (6 атома) – $0,83a$ от Ti и $0,71a$ от B(P); Si(6) (3 атома) – $1,1a$ от Ti и $0,71a$ от B(P). Здесь $a = 543$ пм, постоянная решетки кремния.

Для расчета локальных парциальных плотностей электронных состояний (ПЭС) атомов Si(k), бора (фосфора) и титана, формировался кластер их 87 атомов-рассеивателей, с центром на рассматриваемом атоме. У атомов Si(k) и бора (фосфора) учитывались электронные состояния s- и p- симметрии, а у атома титана – s-, p- и d- симметрии. Полученные ПЭС сравнивались с ПЭС атомов кремния Si(0) удаленных на достаточно большом расстоянии от дефектного центра.

Расчеты показали, что с SITIB1-центром может быть связано несколько локальных уровней в запрещенной зоне кремния. Уровень ($E_v + 0.898$) эВ является основным и обусловлен d-состояниями титана. Такое же энергетическое положение имеет максимум ПЭС p-состояний бора, но величина его незначительна. У всех атомов Si(k) в запрещенной зоне также появляются локальные энергетические уровни. Однако только у атомов Si(2) (уровень ($E_v + 0.714$) эВ) и Si(3) (уровень ($E_v + 0.990$) эВ) величина суммарной ПЭС соответствующих уровней во всем дефектном комплексе сравнима с величиной ПЭС уровня ($E_v + 0.898$) эВ d- состояний титана.

Расчеты ЭЭС кремния содержащего SITIP1– центр показали, что наличие таких дефектов приводит к незначительным изменениям ЭЭС запрещенной зоны атомов кремния Si(k), а ПЭС атомов титана и фосфора (бора) практически не имеют локальных максимумов в области значений энергий соответствующих запрещенной зоне атомов кремния Si(0). Аналогичный результат был получен при рассмотрении SITIB2 (SITIP2)- центра локальная область кремния, у которого в кристаллографической позиции [[0.0; 0.0; 0.0]] расположен атом замещения титана, а в [[0.5; 0.5; 0.0]] атом замещения бора или фосфора.

Влияние наноразмерных примесных скоплений на чувствительность кремневых фоторезисторов

Ш.И. Аскаров, Б.З. Шарипов, Ш.К. Салиева, Д.М. Шукурова
Ташкентский государственный технический университет им. Беруни,
Ташкент, 100095, Университетская 2.
тел: (899) 8044825, эл. почта: bsharipov@umail.uz.

Достаточно высокая концентрация собственных носителей тока при комнатной температуре, а также низкое значение времени жизни неравновесных носителей тока (τ) ограничивает возможности использования кремния в качестве фоторезисторов. Известно, что для увеличения τ необходимо снизить либо концентрацию рекомбинационных центров, либо сечение захвата неравновесных электронов S_n (или дырок S_p) на этих центрах. Однако наличию в объеме кремния высокой концентрации неконтролируемых рекомбинационных центров, отличающихся высокими значениями S_n (или S_p), ограничивает возможности управления τ . В связи с этим создание в кристаллической решетке кремния, многозарядных примесных скоплений состоящих из нескольких атомов является наиболее перспективным методом увеличения τ так, как туннелирование через тонкий потенциал барьер одиночных центров ограничивает снижение S_n (или S_p) ниже чем значения $\sim 10^{-22} \text{ см}^2$. В отличие от куска металла в объеме полупроводника, действия которого изолируется контактной разностью потенциала металл-полупроводник, потенциал многозарядных примесных скоплений становится дальнедействующим из-за отсутствие в них свободных носителей тока.

Данная работа посвящена комплексному исследованию спектров ЭПР и ФП кристаллов Si <Mn> с параметрами близкой собственной проводимости. Для получения таких кристаллов, исходный кремний p- типа с концентрацией бора $\sim 2 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$ диффузионно легировался марганцем. Исследование спектров ЭПР кристаллов Si <Mn> с собственной проводимостью показали, что в них при температуре жидкого азота обнаруживается спектр состоящий из 21 линии сверхтонкой структуры с постоянной $A=(14,2 \pm 0,005) \text{ Гс}$ и $g=2,0065 \pm 0,0005$, характерных для скоплений, состоящих из четырех атомов марганца. При освещении кристаллов спектр исчезал, свидетельствуя тем, самым о участие скоплений марганца в процессах перезарядки. Если учесть, что константа сверхтонкого взаимодействия в спектре скоплений четыре раза меньше, то константа одиночного центра 58,6 гс. Кроме того в нашем случае скопление марганца обнаруживается в кристаллах Si <Mn> с собственной проводимостью, где оба донорных энергетических уровня марганца $E_c - 0,3$ и $E_c - 0,5$ эВ ионизованы и параметры спектра ЭПР близки к параметрам одиночных ионов $\text{Mn}^{++}(3d^5)$, то можно предположить, что скопление образуется именно на основе этих ионов. Такие примесные скопления марганца могут образоваться в тетраэдрических междоузлиях вблизи двукратно ионизованного акцепторного центра, находящиеся в состоянии замещения. Максимальный суммарный положительный заряд скоплений ионов марганца может достичь до шести заряда электронов. Такие центры является мощными отталкивающими центрами для дырок и притягивающими электронов. В связи с этим при освещении кристаллов Si <Mn> фотовозбужденные электроны захватывается центрами скоплений, а дырки остаются в валентной зоне. Рекомбинация неравновесных носителей через центры скоплений затруднена из-за пространственной разделенности неравновесных носителей ток. Исследование спектров ФП кристаллов Si <Mn> собственной проводимостью показали, что заметный фотоответ в них наблюдается при $h\nu \geq 0,5$ эВ. Начиная с $h\nu \geq 0,62$ эВ, наблюдается резкий рост фототока вплоть до собственной проводимости. На основе сравнительного анализа спектров ФП установлено, что в собственной области спектра чувствительность исследуемых фоторезисторов минимум на порядок превосходит чувствительность промышленно выпускаемого фоторезистора ФСК – 1 на основе CdS.

Влияние атомарного водорода на релаксацию структур $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}/\text{Si}(100)$

А.С. Дерябин¹⁾, А.К. Гутаковский¹⁾, Л.В. Соколов¹⁾

¹⁾ ФГБУН Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН,
Новосибирск, 630090, пр. Ак. Лаврентьева, 13
тел: (3833) 3333286, эл. почта: das@isp.nsc.ru

В работе проводилось исследование влияния атомарного водорода на процессы релаксации механических напряжений несоответствия в гетеросистемах $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}/\text{Si}(100)$, выращиваемых с помощью молекулярно лучевой эпитаксии (МЛЭ). Основное внимание уделялось такому параметру как плотность пронизывающих дислокаций (ПД), образующихся при релаксации напряжений несоответствия между пленкой $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$ и подложкой кремния (100).

Ростовые эксперименты проводились в камере МЛЭ «Катунь», оснащенной источником атомарного водорода, подобным описанному в [1], и системой откачки, обеспечивающей достаточные вакуумные условия для работы с легкими газами. Поток атомарного водорода регулировался с помощью натекателя газов, а контроль осуществлялся квадрупольным масс спектрометром по установившемуся давлению в камере. Основные потоки германия и кремния создавались источниками с твердотельной нагрузкой. Для исследования, выращиваемых систем, применялись методики просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ), атомарно силовой микроскопии (АСМ), структурно чувствительного травления.

Во всех ростовых экспериментах атомарный водород подавался на подложку совместно с основными элементами (Ge и Si) непрерывно. Таким образом, получаемые системы насыщались водородом равномерно на всю толщину пленки. Для своей работы мы использовали метод низкотемпературной гомоэпитаксии, а температура роста пленки твердого раствора варьировалась и составляла 300 °С, 350 °С и 550 °С. Каждой из температур соответствовал ряд структур с содержанием германия в твердом растворе от 30 до 55 процентов.

Исследование полученных гетеросистем показало, что основным типом дефектов в них являются дислокации несоответствия, локализованные в границе раздела пленка подложка. Наряду с ними присутствуют ПД, пересекающие объем пленки и выходящие на поверхность гетеросистемы. Особое внимание мы уделили плотности ПД, определяя ее по изображениям поперечных срезов ПЭМ и с помощью комбинации структурно чувствительного травления с методом АСМ. Так же методом АСМ нами были проведены исследования поверхности всех полученных гетеросистем и определены уровни среднеквадратичной шероховатости. Наблюдаемый характер поверхности пленок позволяет нам провести корреляции между рельефом поверхности и плотностью ПД. Так, наблюдаемые в ряде случаев, на поверхности наших образцов ортогональные системы «полос скольжения», позволяют сделать выводы в отношении процесса релаксации напряжений несоответствия в условиях подачи атомарного водорода при росте и, как следствие, качественно оценить плотность ПД.

Литература

1. U. Bischler, E. Bertel. J. Vac. Sci. Technol. A, Vol. 11, No. 2, 458 с.

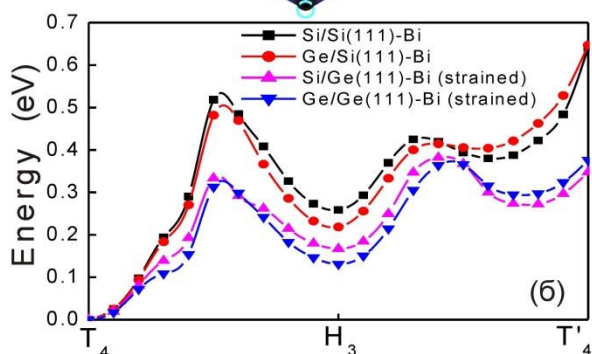
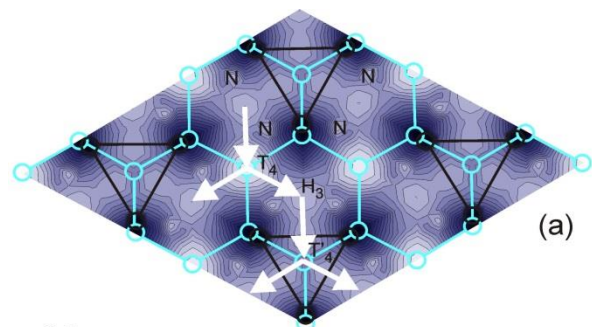
Механизмы диффузии Si и Ge на поверхностях (111) кремния и германия, покрытых сурфактантами

Р.А. Жачук¹, Ж. Кутиньо²

¹ Институт физики полупроводников им. А. В. Ржанова, Новосибирск, 630090, пр. ак. Лаврентьева, 13

² I3N, Department of Physics, University of Aveiro, Campus Santiago, P-3810-193 Aveiro, Portugal
тел: 8(952)911-4450, эл. почта: zhachuk@mail.ru

Теоретически, на основе расчетов из первых принципов, исследована диффузия атомов Si и Ge на поверхностях (111) кремния и германия, покрытых сурфактантами (Bi, Sb). На основе теории функционала плотности были рассчитаны карты потенциальной энергии для адсорбции атомов Si и Ge на поверхностях Si(111) и Ge(111) со структурой $\sqrt{3} \times \sqrt{3}$, формируемой тримерами сурфактантов.



обозначает место адсорбции T_4 , занятое тримером сурфактанта. Стрелки указывают пути миграции атомов Si и Ge с наименьшими диффузионными барьерами. N обозначает место, с которого может начинаться зарождение кластера. Контуры проведены с интервалом 0.1 эВ. Светлые (темные) области соответствуют минимумам (максимумам) энергии. (б) Профили карты потенциальной энергии вдоль пути $T_4 \rightarrow H_3 \rightarrow T'_4$ (как указано стрелками на рис. (а)) для адатомов Si и Ge на поверхностях Si(111)-Bi и упруго напряженной Ge(111)-Bi.

Определены главные пути диффузии и соответствующие им энергетические барьеры. Показано, что энергетический барьер для диффузии адатомов через тримеры (путем разрыва связей в тримере), образуемые сурфактантами Bi и Sb, близок к величине барьера для диффузии адатомов в обход тримеров. Было найдено также положение адатома с низкой энергией адсорбции на поверхности, которое может служить местом зарождения атомного кластера. Полученные результаты позволяют по-новому взглянуть на эпитаксию на поверхностях Si(111)-Bi(Sb) и Ge(111)-Bi(Sb), представляющую большой практический интерес.

Рис. (а) Карта потенциальной энергии атома Si на поверхности Si(111)- $\sqrt{3} \times \sqrt{3}$ -Bi (покрытие Bi составляет 1 монослой). Черные круги, соединенные треугольниками, представляют тримеры Bi. Бирюзовые круги и соединяющие их линии представляют подложку Si. Показаны высокосимметричные места адсорбции T_4 и H_3 . T'_4

Исследование размерных эффектов в трибологических и прочностных физико-механических свойствах кремния и германия методами микро- и наноиdentирования

А.И. Тюрин, Т.С. Пирожкова, И.А. Шуварин

НОЦ «Нанотехнологии и наноматериалы» ТГУ имени Г.Р.Державина, г. Тамбов

tyurin@tsu.tmb.ru, t-s-pir@ya.ru

Кремний и германий, до сих пор остаются одними из основных материалов для современной микро- и наноэлектроники, микро- и наноэлектромеханических систем (МЭМС и НЭМС) и других применений (элементы датчиков, кантелеверов атомно-силовых микроскопов и т.д.). Развитие наноэлектроники и нанотехнологий, например, в области создания МЭМС и НЭМС, которое базируется в том числе на использовании полупроводников, актуализирует изучение механических свойств этих материалов в субмикронном и нанометровом масштабах [1 – 2]. Это обусловлено тем, что микро- и наномеханические прочностные и трибологические свойства полупроводников (особенно Si и Ge) определяют функциональные свойства таких устройств.

Для определения прочности материала и исследования его трибологических свойств в микро- и наношкале, без разрушения всего образца, обычно применяют методы динамического нано- и микроинdentирования [1–4]. Вычисляемые при этом характеристики материала (упругие, пластические, прочностные и трибологические) зависят от исследуемого материала и ряда параметров - величины приложенной нагрузки, типа инdentора, температуры и т.д. Однако, несмотря на достаточно большое количество публикаций по исследованию упругих, пластических, прочностных и трибологических свойств различных материалов [1–6], в литературе до сих пор отсутствуют четко установленные зависимости размерных эффектов в определяемых этих свойств для конкретных материалов и пар трения.

Поэтому целью работы было исследование размерных эффектов в трибологических, пластических и прочностных физико-механических свойствах кремния и германия методами микро- и наноиdentирования. В работе применялась методика динамического нано- и микроинdentирования [1 – 4].

В результате проведенных исследований для Si и Ge были установлены влияние масштабного фактора (размерные эффекты) на трибологические, пластические и прочностные физико-механические свойства в микро и наношкале. Исследованы трибологические свойства различных пар трения - полупроводник (Si, Ge) и материал контртела на разных масштабных уровнях. Выявлена роль и разделены вклады адгезионной и деформационной составляющих в коэффициент трения на разных масштабных уровнях.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 15-19-00181).

Литература

1. Головин Ю.И. Наноинdentирование и его возможности. М: Машиностроение. 2009. 311 с.
2. Handbook of Nanotechnology / ed. B. Bhushan. Berlin: Springer-Verlag. 2010. 1968 p.
3. Fischer-Cripps A.C. Handbook of Nanoindentation. Laboratories Pty Ltd. 2009. 60 p.
4. Тюрин А.И., Пирожкова Т.С., Шуварин И.А. Исследование процессов трения и износа твердых тел в микро- и наношкале / Материалы VI Междун. Конф. «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов», Москва, 10-13 ноября 2015 г. / Москва. Сборник материалов. М.: ИМЕТ РАН. 2015. С. 757–759.
5. Мышкин Н.К., Петроковец М.И. Трение, смазка, износ: физические основы и технические приложения трибологии. М.: ФИЗМАТЛИТ. 2007. 370 с.
6. Пенкин Н.С., Пенкин А.Н., Сербин В.М. Основы трибологии и триботехники. М: Машиностроение, 2008. 206 с.

Неравновесная концентрация адатомов на экстра-широкой атомно-гладкой террасе поверхности Si(111)

Н.Е. Рыбин^{1,2)}, Д.И. Роголо²⁾, А.В. Латышев^{1,2)}

¹НГУ, 630090, Новосибирск, Пирогова 2

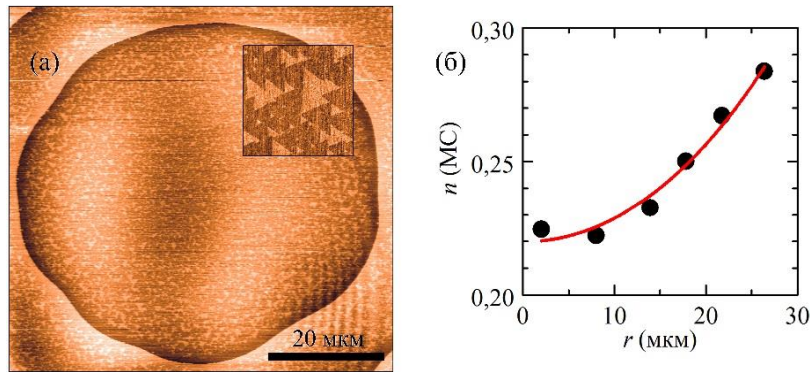
²Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН, 630090,

Новосибирск, пр. ак. Лаврентьева 13

тел: +7 (383)-330-9082, эл. почта: n.seryh@gmail.com

Согласно современным теоретическим представлениям [1,2], визуализация и анализ неравновесной концентрации адатомов на атомно-гладких террасах поверхности кристалла позволяют с высокой точностью определить фундаментальные параметры диффузии адатомов и их взаимодействия с атомными ступенями. В рамках данной работы методами *in situ* сверхвысоковакуумной отражательной электронной микроскопии и *ex situ* атомно-силовой микроскопии (АСМ) изучено распределение концентрации адатомов на экстра-широких атомно-гладких террасах поверхности Si(111) при $T=1000\text{--}1100\text{ }^\circ\text{C}$.

После травления образца Si(111) с размерами $8\times 1\times 0.3\text{ мм}^3$ низкоэнергетическим пучком Ar^+ и высокотемпературного отжига ($T = 1300\text{ }^\circ\text{C}$) в сверхвысоком вакууме на поверхности формировалась атомно-гладкая терраса, ограниченная замкнутой моноатомной ступенью (рис. 1а) [3]. Затем T понижалась медленно ($\sim 1\text{ К/с}$) до $1000\text{--}1100\text{ }^\circ\text{C}$ и быстро ($\sim 400\text{ К/с}$) до $750\text{ }^\circ\text{C}$. В процессе сверхструктурного перехода $(1\times 1)\Rightarrow(7\times 7)$ при $T_c=830\text{ }^\circ\text{C}$ [4] на поверхности формировались домены сверхструктуры



(7×7) , имеющие на АСМ изображениях более тёмный контраст из-за пренебрежимо малой концентрации адатомов n (см. вставку на рис. 1а). Участки поверхности, имеющие светлый контраст и треугольную огранку, остаются неперестроенными из-за высокой концентрации адатомов. Таким образом, площадь светлых участков на рис. 1а пропорциональна локальной концентрации адатомов, диффундировавших по террасе при $1000\text{ }^\circ\text{C}$. На рис. 1б представлено экспериментальное распределение n от расстояния до центра террасы r . $n(r)$ растёт и принимает равновесное значение n_0 вблизи ступени. С использованием теории [2], экспериментально впервые определена длина диффузии адатома $x = 25 \pm 1\text{ мкм}$ при $T = 1000\text{ }^\circ\text{C}$ и изучена температурная зависимость равновесной концентрации адатомов n_0 на Si(111). Получены оценки энергии формирования адатома при выходе из ступени ($0,6\text{ эВ}$) и энергии десорбции адатомов с террасы ($3,6\text{ эВ}$).

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 16-02-00518).

Рис. 1. (а) АСМ изображение террасы радиусом $R = 29\text{ мкм}$ на поверхности Si(111).

Во вставке приведён увеличенный фрагмент террасы размером $3\times 3\text{ мкм}^2$.

(б) Распределение концентрации адатомов на террасе $n(r)$.

Литература

1. Misbah C. *et al.* // Rev. Mod. Phys. 2010. Vol.82. P.981–1040.
2. Pang A. *et al.* // Phys. Rev. B. 2008. Vol.77. P.115424.
3. Sitnikov S., Kosolobov S., Latyshev A. // Surf. Sci. 2015. Vol.633. P.L1–L5.

Применение метода траекторий в теории Лауэ дифракции рентгеновских лучей для построения изображения дислокаций в кристаллах кремния

И.А. Смирнова¹⁾, Э.В. Суворов¹⁾

¹ *Институт физики твердого тела РАН,
Черноголовка, Мос. обл., 142432, ул. Академика Осипьяна, 2
тел: +7 (496) 522-8303, факс: +7 (496) 522-8160, эл. почта: irina@issp.ac.ru*

Дифракция рентгеновской волны в идеальном и деформированном кристалле с высокой точностью описывается уравнениями Такаги [1]. Точное решение может быть получено в случае идеального кристалла и некоторых типов деформаций, в остальных случаях решение может быть найдено численным интегрированием системы дифференциальных уравнений Такаги. В кристалле с медленно меняющейся деформацией решение можно получить используя метод траекторий, т.е. ввести понятие о лучах и их траекториях [2]. Однако критерием применимости геометрической оптики здесь будет уже не $L > \lambda$ (L – размер неоднородности, λ – длина волны), а более жесткое условие $L > \Lambda$, где Λ — экстинкционная длина. Метод траекторий оказался весьма эффективным при описании эффекта полного отражения в случае Лауэ дифракции в кристалле с изгибной деформацией [3]. Он позволил не только качественно, но и количественно описать тонкие эффекты и, в то же время резко сократил время расчетов на компьютере.

Построение траекторий волн позволяет восстановить фазы и амплитуды волнового поля. Поскольку амплитуды меняются медленно, распределение интенсивности в рентгеновском изображении вначале определяется разностью фаз, т.е. фазовыми соотношениями волн, отвечающих обеим системам лучей – возникает чисто фазовый контраст. По мере углубления в кристалл изменение амплитуд и оказывает все большее влияние на интенсивность суммарного поля. Наконец, сильно поглощающееся поле практически исчезает и перестает вносить вклад в рентгеновское изображение. В этом случае контраст не зависит от разности фаз и определяется амплитудой слабо поглощающей волны, а точнее плотностью траекторий на выходной поверхности кристалла.

Данная картина формирования рентгеновского изображения существенно осложняется, если при больших градиентах деформации траектории принадлежащие одному и тому же типу волн пересекаются. В этом случае определение амплитуды каждого волнового поля требует учета интерференции всех лучей пришедших в данную точку на выходной поверхности кристалла, так что даже в случае полного исчезновения сильно поглощающегося поля интенсивность изображения продолжает зависеть от фазы, являющейся неоднозначной функцией координат.

В данной работе метод траекторий применяется для детального изучения дифракции рентгеновского излучения в сильно-поглощающем кристалле Si с краевой дислокацией перпендикулярной поверхности кристалла. Написана программа для использования метода в численных расчетах. Результаты расчета по такой программе в случае сферической волны сравниваются с расчетами прямого численного интегрирования уравнений Такаги и экспериментом [4]. Применение метода траекторий для расчета дифракционного изображения дислокации в дальнем поле дефекта в случае эффекта Бормана показало хорошее согласие с экспериментом и стандартным численным интегрированием по уравнениям Такаги. При этом существенно сокращается время расчета.

Литература

1. S. Takagi // Acta Crystallogr. 1962, 15, 1311.
2. N. Kato // J. Phys. Soc. Jpn. 1964, 19, 67; 1963, 18, 1785.
3. В.Г. Кон // Кристаллография, 2008, Т.53, №2, 203.
4. И.А. Смирнова, Э.В. Суворов, Е.В. Шулаков // ФТТ, 2007, 49, 6, 1050.

Формирование, структура и люминесценция гибридных подложек GaP/Si

М.А. Путьто, Д.С. Абрамкин, М.О. Петрушков, А.Б. Талочкин,
Б.Р. Семягин, В.В. Преображенский, **Т.С. Шамирзаев**
*Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН,
Новосибирск, 630090, Лаврентьева, 13
тел: (383) 3304475, факс: (383) 333-27-71, эл. почта: tim@isp.nsc.ru*

Перспективы монолитной интеграции оптоэлектроники с кремниевыми схемами, а также использование GaP/Si гетероструктур в качестве альтернативных подложек, определяет неослабевающий интерес к выращиванию пленок соединений АЗВ5 на кремнии. В рамках данной работы проводилась оптимизация профиля и режимов эпитаксии переходных буферных слоев в системе GaP/Si ориентации (001) с точки зрения возможности их использования в качестве гибридных подложек. Структуры GaP/Si выращивались методом молекулярно лучевой эпитаксии. После высокотемпературного отжига Si подложки при температурах 300 – 520 °С формировалось несколько монослоев GaP. Затем температура повышалась до 530 °С и выращивался слой GaP, толщиной 0,5 мкм. По окончании роста структуры отжигались в ростовой камере при температурах 600–800 °С. Для сравнения при тех же условиях выращивалась тестовая пленка GaP, толщиной 0,1 мкм на подложке GaP ориентации (001). Ширина линии продольного оптического фонона в спектрах комбинационного рассеяния света (КРС) во всех гетероструктурах лежала в пределах $2,9 \pm 2 \text{ см}^{-1}$, что совпадает с шириной линии в эпитаксиальном слое GaP на согласованной подложке GaP ($2,9 \text{ см}^{-1}$), что свидетельствует о высоком микроструктурном совершенстве всех полученных слоев. Для проверки одного из основных критериев годности материала для формирования светоизлучающих приборов - отсутствие дефектов, центров безызлучательной рекомбинации, измерялись спектры фотолюминесценции (ФЛ). Наиболее высокая интенсивность ФЛ, свидетельствующая о минимальной концентрации дефектов наблюдалась в структурах, выращенных при следующих условиях: температура начала формирования слоя GaP 520 °С и температура послеростового отжига 700 °С. Сдвиг линий в спектрах КРС и ФЛ гетероструктур GaP/Si относительно их положения в объемном GaP, свидетельствует об остаточных напряжениях слоев GaP. Напряжения в согласованных при температуре эпитаксии слоях появляются в процессе их охлаждения до комнатной температуры и обусловлены разницей коэффициентов температурного расширения Si и GaP. Работа поддержана РФФИ, проекты № 16-29-03257, 16-29-03034 и РНФ проект № 16-12-00023.

Исследование сегрегации примесей при эпитаксиальном росте кремния на высокоиндексных подложках

Д.В. Юрасов¹, М.Н. Дроздов¹, А.В. Новиков¹, М.В. Шалеев¹

¹ Институт физики микроструктур РАН, Нижний Новгород, 603950, ГСП-105
тел: (831)438-5037, факс: (831) 460-9111, эл. почта: Inquisitor@ipmras.ru

Развитие элементной базы современной кремниевой микроэлектроники привело к тому, что характерные размеры активных областей структур уменьшились до нанометровых масштабов. Одной из важных проблем на таких масштабах становится обеспечение прецизионного легирования полупроводников, решение которой значительно осложняется эффектами сегрегации, диффузии и десорбции примесей. Процесс сегрегации оказывает, как правило, наибольшее влияние на перераспределении атомов примеси при типичных условиях эпитаксиального роста.

В подавляющем большинстве работ по исследованию эффекта сегрегации примесей использовались Si подложки с кристаллографической ориентацией (001), как наиболее промышленно востребованной. Однако использование иных ориентаций может дать определенные преимущества, например, увеличение подвижности носителей заряда [1], изменение зонной структуры и спиновых свойств [2]. К настоящему времени опубликовано крайне мало работ, рассматривавших процесс сегрегации примесей в структурах, сформированных на подложках Si с ориентацией, отличной от (001). В настоящей работе приведены результаты исследований процесса сегрегации доноров (на примере Sb) в Si слоях, выращенных методом молекулярно-пучковой эпитаксии на Si подложках с различной кристаллографической ориентацией. Количественные характеристики эффекта сегрегации были получены из анализа распределений Sb по глубине, выполненного с помощью вторично-ионной масс-спектропии.

Эффект сегрегации примеси в полупроводниковой матрице является поверхностным эффектом, и основной движущей силой процесса сегрегации является разница между энергиями атома на поверхности и в объеме структуры. В силу этого обстоятельства использование различных кристаллографических ориентаций Si подложки должно оказывать значительное влияние на величину эффекта сегрегации, поскольку микроструктура поверхности, конфигурация оборванных связей и т.п. сильно различны для различных атомных плоскостей кристалла Si. Кроме того, в моделях сегрегации, используемых в литературе, рассматривается либо сингулярная поверхность [3] (приближение бесконечно длинных террас, моноатомные ступени не рассматриваются), либо вицинальная с фиксированной длиной моноатомных террас [4] (рассматриваются 2 области – террасы и моноатомные ступени – в которых сегрегация атомов примеси может происходить по различным механизмам (“обменному” и “прыжковому”)). Однако, при использовании подложек с различной кристаллографической ориентацией, либо с фиксированной ориентацией, но различным углом отклонения от нее длина и плотность моноатомных террас будут разными. В связи с этим сравнение экспериментальных результатов по эффекту сегрегации примеси на Si подложках с различной ориентацией ((001), (110), (115), (111)), полученных в широком интервале температур роста, позволило экспериментально выявить зависимости эффекта сегрегации от микроструктуры поверхности и развить теоретические представления об этом эффекте. Полученные знания позволили осуществлять селективное легирование Si структур, выращенных на различных типах подложек, с границами переходных областей в единицы нанометров.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (гранты № 16-02-00686 и 16-29-03411 офи_м)

Литература

1. Y.-J. Yang *et al.*, Appl. Phys. Lett. **91**, 102103 (2007).
2. E. Gatti *et al.*, J. Appl. Phys. **116**, 043518 (2014).
3. H. Jorke, Surf. Sci. **193**, 569 (1988).
4. C.B. Arnold and M.J. Aziz. Phys. Rev. B **72**, 1954119 (2005).

Особенности формирования и свойства пористого кремния с осажденным афобазолом

А.С. Леншин, Ю.А. Полковникова, П.В. Середин Д.А. Минаков

Воронежский государственный университет, Воронеж,

394006, Университетская пл., 1 тел: (473) 220-8363, эл. почта: lenshinas@phys.vsu.ru

В настоящее время ведутся разработки систем доставки лекарств на основе микрокапсул, липосом, мицелл и наночастиц. Одним из новых перспективных направлений для создания носителей являются наночастицы. Они представляют собой универсальную систему для доставки лекарственных веществ, высвобождение которых может происходить как с поверхности наночастицы, так и из всей массы в результате ее распада. Ввиду своей биосовместимости и технологичности, перспективной основой для данной системы доставки являются наночастицы пористого кремния. Исходя из достоинств пористого кремния, его использование в качестве системы доставки афобазола может позволить повысить эффективность лечения больных с различными видами тревожных состояний.

В работе методами оптической спектроскопии исследованы процессы осаждения и десорбции афобазола на пористый кремний с размером пор до 100 нм. Благодаря большой удельной поверхности пористого кремния (до 300 м²/г) обеспечивается высокая адсорбционная способность порошков. Кроме того, мезопористый кремний обладает достаточно высокой степенью пористости, что позволяет адсорбировать сравнительно большее количество лекарственного препарата, не только поверхностью, но и «объемом» частицы. Проведены сравнительные исследования степени высвобождения афобазола из различных систем доставки лекарственных средств и показана возможность использования пористого кремния в качестве средства пролонгированной доставки афобазола.

Образцы наночастиц пористого кремния получены двусторонним анодным электрохимическим травлением полированных с обеих сторон пластин монокристаллического кремния n- типа в растворах плавиковой кислоты в режиме постоянного тока с последующей промывкой в дистиллированной воде и изопропиловом спирте и измельчением в спирте пористого слоя ультразвуком.

Инфракрасные спектры поглощения для образцов с различным размером пор были получены на ИК-Фурье спектрометры VERTEX 70 фирмы BRUKER. Обнаружено, что влияние процесса осаждения афобазола на состав пористого слоя незначительно и тип адсорбции преимущественно физический. возбуждения был использован лазер с длиной волны излучения 437 нм. Высвобождение афобазола из наночастиц изучали методом диализа через полупроницаемую целлофановую мембрану. Показано, что высвобождение афобазола из наночастиц составляет 55,3 % за 6 часов эксперимента, что сопоставимо со степенью высвобождения афобазола из широко используемых желатиновой и восковой микрокапсулированных форм.

Работа выполнена при поддержке Минобрнауки России в рамках государственного задания ВУЗам в сфере научной деятельности на 2014-2016 годы. (Проект №740, Задание №3.130.2014/К), а также гранта президента РФ МК-4865.2016.2

Диффузия атомов Sr по поверхности Si(111)-7×7: данные СТМ и моделирование

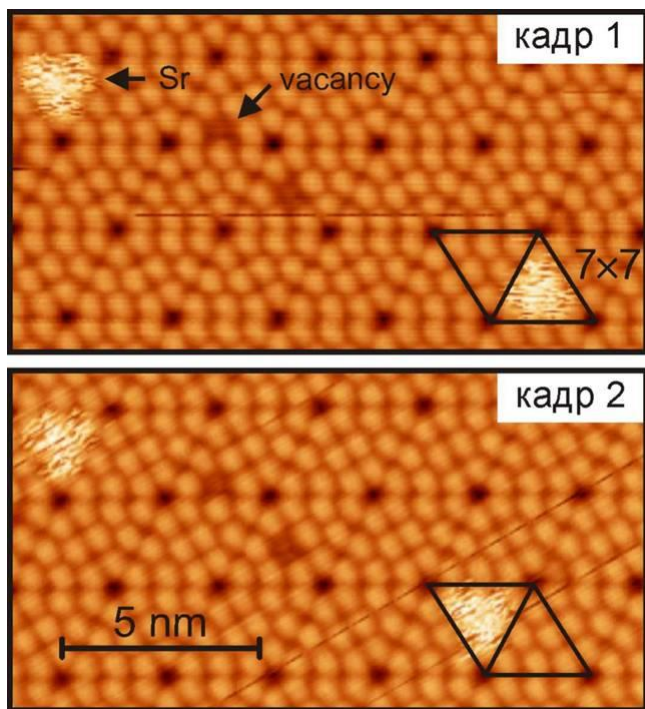
Р.А. Жачук¹, С.А. Тийс¹, Ж. Кутино²

¹ Институт физики полупроводников им. А. В. Ржанова,
Новосибирск, 630090, пр. ак. Лаврентьева, 13

² I3N, Department of Physics, University of Aveiro,
Campus Santiago, P-3810-193 Aveiro, Portugal

тел: 8(952)911-4450, эл. почта: zhachuk@mail.ru

Диффузия адатомов на поверхностях кристаллов влияет на формирование наноструктур и рост тонких пленок. Реконструкция поверхности влияет на диффузию адатомов, так как она определяет изменение энергии при их движении. Таким образом, пространственное изменение потенциальной энергии определяет места адсорбции адатомов и диффузионные барьеры. Цель данной работы – изучение влияния реконструкции 7×7 поверхности Si(111) на диффузию адатомов Sr методами сканирующей туннельной микроскопии (СТМ) и компьютерного моделирования на основе теории функционала плотности и Монте-Карло.



Быстрое движение атомов Sr в пределах половинок ячеек структуры Si(111)-7×7 создает резкие флуктуации сигнала на картинах СТМ, которые являются причиной наблюдения шумоподобных пятен (см. рис.). Эти шумоподобные пятна на изображениях СТМ вызваны тепловым движением атомов Sr между различными местами адсорбции внутри половинок ячеек структуры 7×7. Перескоки между соседними половинками ячеек 7×7 происходят намного реже, так как на границе ячеек имеется большой диффузионный барьер. Было найдено, что длина наблюдаемых росчерков, образующих шумоподобные пятна, зависит от скорости сканирования острия СТМ. Моделирование, основанное

на модели независимо движущихся атомов Sr и острия СТМ, позволяет довольно точно описать наблюдаемые СТМ изображения.

Была рассчитана поверхность потенциальной энергии для атома Sr в ячейке Si(111)-7×7. Определены главные пути диффузии и соответствующие им энергии активации. Найдено, что рассмотрение одного лишь теплового движения атомов Sr недостаточно для объяснения всех особенностей наблюдаемых с помощью СТМ шумоподобных пятен. В частности, обнаружено, что специфическое распределение интенсивности в таких изображениях вызвано смещением части заряда от атома Sr к адатомам Si в составе структуры Si(111)-7×7. Это наблюдение позволяет разрешить противоречие между экспериментальными и расчетными данными, встречающееся в литературе для других адсорбатов.

Статические и динамические изгибы элементов реконструкции тройных ступеней на поверхности Si(111)

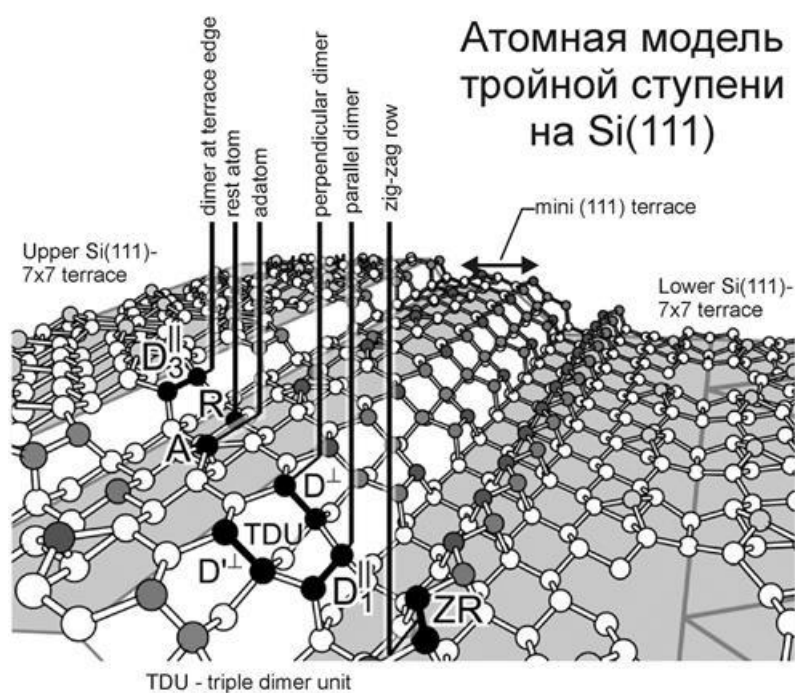
Р.А. Жачук¹, С.А. Тийс¹, Ж. Кутиньо²

¹ Институт физики полупроводников им. А. В. Ржанова, Новосибирск, 630090, пр. ак. Лаврентьева, 13

² I3N, Department of Physics, University of Aveiro, Campus Santiago, P-3810-193 Aveiro, Portugal

тел: 8(952)911-4450, эл. почта: zhachuk@mail.ru

Ступени высотой в три межплоскостных расстояния (111) (тройные ступени) – важная часть ландшафта поверхностей Si(111), широко используемая при создании однородных по размерам и упорядоченно расположенных наноструктур путем самоорганизации. Примерами таких наноструктур могут служить массивы однородных по высоте островков Ge и Si, формирующихся на поверхности Si(111) при эпитаксии. Регулярно расположенные тройные ступени и террасы на vicinalной поверхности Si(111) формируют поверхность с ориентацией Si(7710).



Со структурной точки зрения поверхность Si(7710) уникальна: в отличие от ступеней на Si(100), ширина террас и высота ступеней везде одинаковы, а плотность кинков составляет менее 25 мкм⁻². Поэтому поверхность Si(7710) с тройными ступенями используется в качестве подложки для выращивания наноструктур. В этом случае регулярная ступенчатая структура определяет как положение, так и размер растущих нанопроволок и наноточек.

В представленной работе приведены результаты расчетов *ab initio* атомной и электронной структур тройных ступеней, а также данные сканирующей туннельной микроскопии. В качестве модельной системы для изучения структуры

тройных ступеней мы использовали ступенчатую поверхность Si(7710), атомная модель которой была предложена нами ранее (см. рис.). Целью работы являлось установление структуры элементов реконструкции тройных ступеней и причин формирования их определенных изгибов. Показано, что на тройной ступени имеются как статически изогнутые элементы (ZR, TDU), так и динамически переключающиеся из одного состояния в противоположное при комнатной температуре (D_3^{II}). Найдено, что статический изгиб элементов вызван их кулоновским взаимодействием с ближайшим атомным окружением.

Природа контраста в слоях Ge/Si(111) в сканирующей туннельной микроскопии в присутствии сурфактантов Bi и Sb

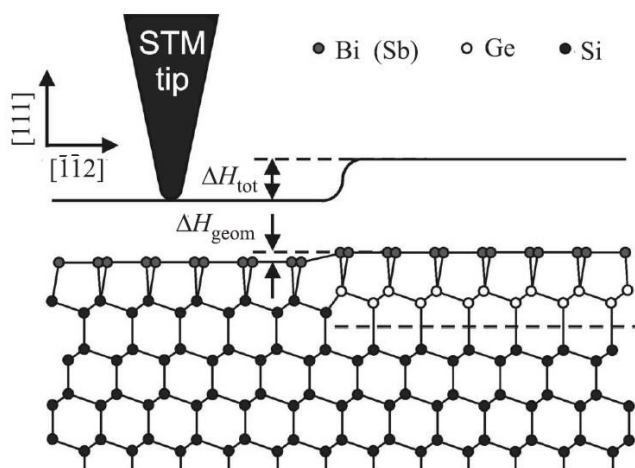
Р.А. Жачук¹, Ж. Кутиньо²

¹ Институт физики полупроводников им. А. В. Ржанова, Новосибирск, 630090, пр. ак. Лаврентьева, 13

² I3N, Department of Physics, University of Aveiro, Campus Santiago, P-3810-193 Aveiro, Portugal
тел: 8(952)911-4450, эл. почта: zhachuk@mail.ru

Использование сурфактантов позволяет изменять свойства поверхности таким образом, что становится возможным выращивать относительно толстые эпитаксиальные слои Ge на подложке Si(111). Роль сурфактантов при этом двоякая: всплывая на поверхность слоёв во время роста, они подавляют как перемешивание атомов Ge и Si, так и формирование многослойных островков. Изначально в качестве сурфактантов использовали в основном элементы As и Sb. Позднее было обнаружено, что Bi обладает еще одним полезным свойством. При использовании Bi в качестве сурфактанта при росте Ge на поверхности Si(111) стало возможным различать слои Si и Ge посредством сканирующей туннельной микроскопии (СТМ). Ранее это было сложной задачей из-за похожей электронной структуры Si и Ge. Цель данной работы – изучение природы контраста в слоях Ge/Si(111) в СТМ в присутствии сурфактанта Bi методом компьютерного моделирования на основе теории функционала плотности.

В работе были рассчитаны локальная плотность электронных состояний (ЛПЭС) и относящаяся к ней длина затухания в вакуум для слоёв Si и Ge, покрытых сурфактантом. В случае использования сурфактанта Bi показано, что когда туннелирование происходит из заполненных электронных состояний поверхности (отрицательная полярность), наблюдаемая разница высот вызвана большей частью геометрической разницей высот



поверхностных слоёв. При туннелировании же в пустые электронные состояния поверхности (положительная полярность) можно наблюдать усиление пика c_2 в спектре ЛПЭС от поверхности со слоем Ge. Соответствующие пику c_2 электронные состояния локализованы над тримерами Bi. Они коррелируют с большой длиной затухания ЛПЭС в вакуум (1.6-1.8 Å). В согласии с экспериментом этот эффект отсутствовал при использовании в качестве сурфактанта Sb. Значит, в этом случае наблюдаемая в СТМ разница высот должна быть вызвана исключительно структурными факторами. Было также обнаружено, что появление пика c_1 на спектре ЛПЭС от поверхности со слоем сурфактанта сопровождается изменением характера СТМ-картин тримеров Bi (Sb) в структуре Si(111)- $\sqrt{3} \times \sqrt{3}$ -Bi(Sb) при увеличении напряжения.

Значит, в этом случае наблюдаемая в СТМ разница высот должна быть вызвана исключительно структурными факторами. Было также обнаружено, что появление пика c_1 на спектре ЛПЭС от поверхности со слоем сурфактанта сопровождается изменением характера СТМ-картин тримеров Bi (Sb) в структуре Si(111)- $\sqrt{3} \times \sqrt{3}$ -Bi(Sb) при увеличении напряжения.

Области неустойчивости формы границ соединения проводящих тонкоплёночных материалов в условиях токовой нагрузки

Т.М. Махвиладзе, **М.Е. Сарычев**
Физико-технический институт РАН (ФТИАН),
Москва, 117258, Нахимовский проспект, 36/1
тел: (916) 518-0142, эл. почта: sarych@yandex.ru

В связи с проблемой повышения надежности работы межсоединений в современных микро- и наноэлектронных устройствах кремниевой электроники значительное внимание уделяется исследованиям влияния электромиграционных процессов на устойчивость формы проводящих элементов под токовой нагрузкой [1-3]. В недавних работах [3-5] была решена задача нахождения областей неустойчивости свободной поверхности проводящей плёнки в условиях воздействия внутренних механических напряжений, диффузии вакансий или атомов (ионов) из объема пленки и в присутствии поперечного к пленке электрического поля.

Результаты, полученные для случая свободной поверхности, позволяют перейти к исследованию развития неустойчивости формы интерфейса, образованного проводящими материалами, при учете одновременного действия как ионной электромиграции в самом интерфейсе, так и объемной вакансионной электромиграции в соединяемых материалах. В настоящей работе [6] сформулирована и решена система уравнений, описывающая взаимосвязь изменений профиля интерфейса и механических напряжений в нём; эти изменения возникают за счет потоков ионов и вакансий, инициированных малым пространственным возмущением интерфейса.

Найдены и аналитически исследованы условия, при которых влияние электромиграции в объемах граничащих материалов на устойчивость границы может превысить соответствующий эффект от электромиграции в самом интерфейсе, приводя к изменению его плоской формы. В ряде частных случаев даны оценки длин волн возмущений и плотностей протекающего тока, при которых возникает неустойчивость интерфейса.

Выделены области значений длин волн возмущений и плотностей тока, в которых именно объемная электромиграция вакансий приводит к росту амплитуды возмущения, т.е. изначально плоский интерфейс становится неустойчивым. Для таких областей получены условия их возникновения и зависимости граничных значений от величины и направления тока. Даны оценки возможных диапазонов длин волн возмущения, при которых возникает неустойчивость интерфейса. Оценки показывают принципиальную возможность возникновения неустойчивости границы за счет объемной электромиграции при практически реализуемых значениях основных параметров (температурного диапазона и плотности тока). Обсуждены возможности подавления нежелательных эффектов искажения плоских поверхностей интерфейсов в ходе технологических процессов формирования многослойных тонкоплёночных микро- и наноэлектронных структур и устройств, а также способы обеспечения их оптимального и более надежного функционирования.

Литература

1. R. Panat, J. Hsia, D.G. Cahill // J. Appl. Phys. 2005. Vol.97. P.013521(1-7).
2. L. Klinger, L. Levin, O. Srolovit // J. Appl. Phys. 1996. Vol.79, No 9. P.6834-6839.
3. Т.М. Махвиладзе, М.Е. Сарычев // Труды ФТИАН. 2014. Т.24. С.174-186.
4. Р.В. Гольдштейн, Т.М. Махвиладзе, М.Е. Сарычев // Письма о материалах. 2014. Т.4, №3. С.171-174.
5. Р.В. Гольдштейн, Т.М. Махвиладзе, М.Е. Сарычев // Поверхность. 2015. № 1. С.74-81.
6. Р.В. Гольдштейн, Т.М. Махвиладзе, М.Е. Сарычев // Письма о материалах. 2016. Т.6 (в печати).

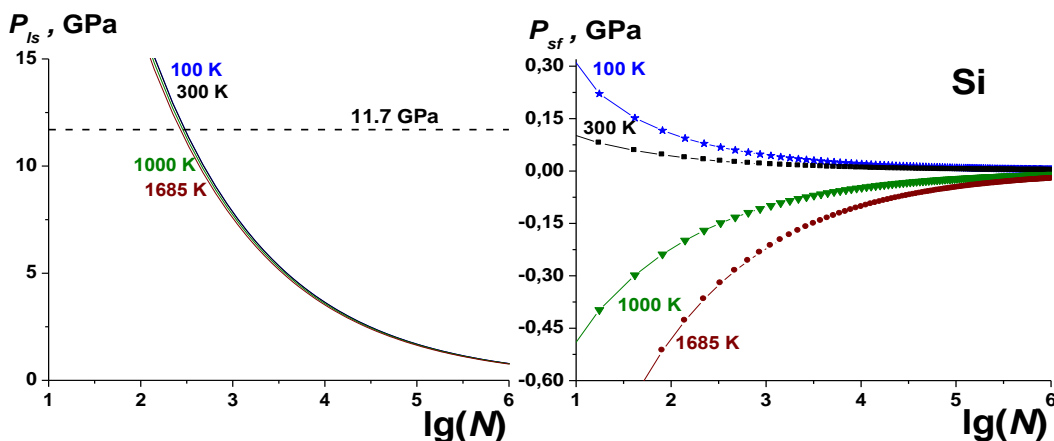
О невозможности полиморфного фазового перехода (diamond→β-Sn) в нанокристалле кремния со свободной поверхностью

М.Н. Магомедов

Институт проблем геотермии Дагестанского научного центра РАН,
г. Махачкала, 367030, пр-т Шамиля 39-а
тел: (8722)63-42-17, факс: (8722)62-93-57, эл. почта: mahmag4@mail.ru

Известно, что при давлении выше $P_t = 11.7$ GPa макрокристалл кремния испытывает полиморфный фазовый переход (ФП). При $P > P_t$ структура алмаза (diamond) переходит в структуру β-Sn, и происходит металлизация ковалентных связей кремния [1]. С другой стороны известно, что при уменьшении размера «безопрного» нанокристалла возрастает давление Лапласа (P_{ls}). Возникает вопрос: можно ли путем уменьшения размера нанокристалла кремния достичь давлений, необходимых для ФП (diamond→β-Sn)? Ответу на этот вопрос и посвящена наша работа.

Как было показано нами в [2, 3] поверхностное давление (P_{sf}), действующее на нанокристалл, отличается от давления, определяемого по формуле Лапласа: $P_{ls} > P_{sf}$. Расчеты зависимости функций P_{ls} и P_{sf} от числа атомов (N) в нанокристалле кремния были проведены при температурах от 100 до 1685 К и при размерах: $N = 10 \div 10^8$. Расчеты были выполнены с межатомным потенциалом как для упругой (обратимой), так и для пластической (необратимой) деформации кристалла [4]. С ростом температуры значения давления на изотермах уменьшаются, поэтому металлизация кремния при диспергировании более вероятна при низких температурах. Было получено, что изотерма давления Лапласа $P_{ls}(100 \text{ К}, N)$ для нанокристалла в форме куба становятся больше чем P_t при $N < 302$ для



упругой (см. рисунок слева), и при $N < 23$ для пластической деформации. Но изотерма $P_{sf}(100 \text{ К}, N)$ для нанокристалла в форме куба не достигают значения P_t даже при использовании параметров упругого потенциала (см. рисунок справа).

При «некубической» форме (пластинчатой или стержневидной) нанокристалла значения $P_{ls}(100 \text{ К}, N)$ и $P_{sf}(100 \text{ К}, N)$ увеличиваются, но вариация формы при $N < 302$ не позволяет функции $P_{sf}(100 \text{ К}, N)$ достичь давления 11.7 GPa, как это и видно из рисунка.

Вывод: уменьшением размера либо вариацией формы нанокристалла кремния со свободной поверхностью достичь значений поверхностного давления равного $P_t = 11.7$ GPa, которое необходимо для реализации ФП (diamond→β-Sn), невозможно.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, проект 16-03-00041 и Программы Президиума РАН (программа № I.11П(1)).

Литература

1. А.Мужика, А.Рубио, А.Муноз, et al. // Rev. Modern Phys. 2003. V. **75**, № 3. P. 863-912.
2. М.Н.Магомедов // Поверхность. Рентг., синхр., и нейтр. иссл. 2011. № 7. С. 104-110.
3. М.Н.Магомедов // Российские Нанотехнологии. 2014. Т. **9**, № 5-6. С. 63-72.
4. М.Н.Магомедов // Журнал Неорганической Химии. 2004. Т. **49**, № 12. С. 2057-2067.

Воздействие низкочастотных колебаний мощности нагревателя На теплоперенос при выращивании монокристаллов кремния по Чохральскому

Н.А. Вerezуб, А.И. Простомолотов

¹ *Институт проблем механики им. А.Ю. Ишлинского Российской академии наук,
г. Москва, 119526, пр-т Вернадского, 101-1
тел: (495) 434-4153, факс: (499) 739-9531, эл. почта: prosto@ipmnet.ru*

В процессе выращивания кристалла в расплаве возникают нестабильные гидродинамические режимы, которые приводят к колебаниям температуры вблизи фронта кристаллизации (ФК) и нестабильности потока примеси из расплава в кристалл, что вызывает полосчатую неоднородность монокристаллов. В [1] с помощью системы теплового мониторинга выращивали монокристаллы арсенида галлия и для снижения амплитуды колебаний температуры у ФК использовали периодическое изменение мощности нагревателя. Такое воздействие создавало тепловую волну в расплаве, которая уменьшала амплитуду температурных колебаний вблизи ФК, вызванных конвекцией расплава. Частота воздействий варьировалась в пределах $10^{-3} - 0.1$ Гц. Положительным результатом было подавление полосчатой неоднородности монокристаллов: при модуляции исчезли «грубые» полосы и вся картина полосчатой неоднородности существенно размывалась.

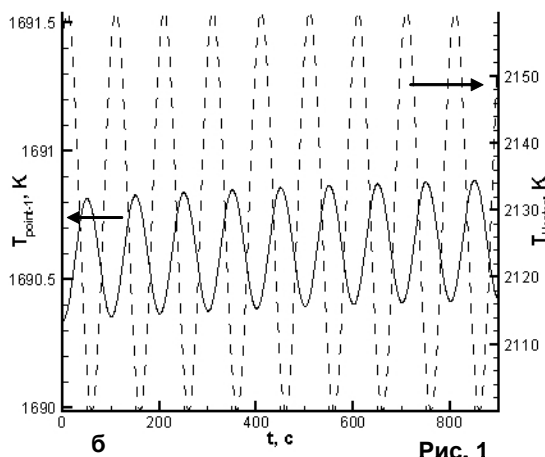
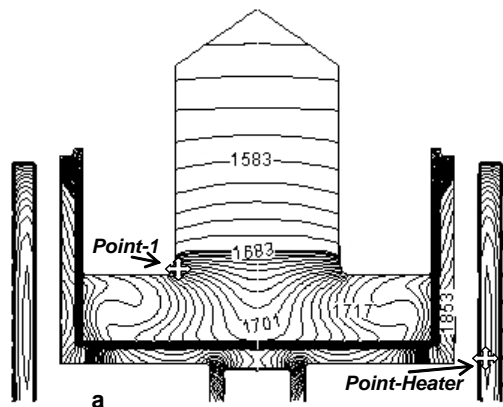


Рис. 1

В данной работе для анализа такого теплового воздействия была разработана сопряженная динамическая модель процесса выращивания монокристаллов кремния диаметром 60 мм по Чохральскому в тепловом узле установки «Редмет-10». Изменение мощности нагревателя задавалось по гармоническому закону с 1 – 10 % амплитудой от основной мощности (31.5 кВт) и частотой 0.1 – 0.01 Гц, что соответствовало экспериментальным данным [1]. При тепловой конвекции в расплаве формировалась структура изотерм (K), показанная на Рис. 1,а. Их вытянутость от боковой стенки тигля к ФК показывает направление течения расплава. Регистрация колебаний температуры осуществлялась в точке *Point-1* вблизи ФК и на нагревателе в *Point-Heater* при указанной выше модуляции мощности нагревателя. Корреляцию изменений температуры в этих точках можно видеть на Рис. 1,б. В докладе анализируется тепловая конвективная неустойчивость расплава при различных скоростях вращения кристалла и тигля и обсуждается выбор амплитудно-частотных параметров тепловой модуляции для подавления полосчатой неоднородности в выращиваемых монокристаллах.

Литература

Литература

Л.В. Кожитов и др. Технология материалов микро- и нанoeлектроники. М.: МИСиС. 2007. 544с.

Монте-Карло моделирование процесса формирования нанокластеров кремния при отжиге тонких слоев $\text{SiO}_2/\text{Si}/\text{SiO}_2$

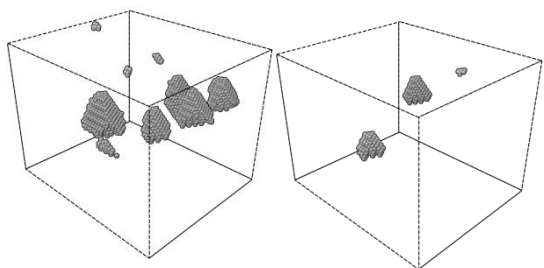
С.В. Усенков¹⁾, И.Г. Неизвестный^{1,2)}, Н.Л. Шварц^{1,2)}

¹⁾Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН

²⁾Новосибирский государственный технический университет

Тел.: (383) 333-14-75, эл.почта: simsonic@isp.nsc.ru

Интерес к кремниевым нанокластерам (Si-нк), покрытым окисной оболочкой, обусловлен их применением в современной опто- и нанoeлектронике [1]. С помощью Монте-Карло моделирования проанализированы условия и кинетика формирования Si-нкв структурах с чередующимися тонкими слоями SiO_2 и аморфного кремния в условиях высокотемпературных отжигов. Расчеты проводились с помощью вычислительного комплекса SilSim3D [2]. Моделируемая система представляла собой два слоя плотного кристаллического диоксида кремния, между которыми был заключён слой кремния толщиной L . В латеральных направлениях ставились циклические граничные условия, сверху структура ограничивалась отражающей стенкой, а снизу располагалась кремниевая подложка. Толщины слоев кремния варьировались в пределах от 1 нм до 8 нм. Исходные слои кремния в модельном эксперименте были рыхлыми, т.е. часть решеточных мест была заполнена вакансиями. Вакансии располагались случайным образом внутри Si слоя. Пористость P варьировалась от 30% до 60%. Температура отжига всех структур составляла 1100 °С. Исходно вакансии были сосредоточены в слое кремния. Во время отжига изменяется распределение вакансий в модельной системе. По мере формирования кремниевых кластеров начинается движение вакансий и формирование вакансионных островков в слоях диоксида кремния. Собираение кремния в кластеры и уплотнение диоксида кремния вокруг них осуществлялось за счет диффузионных перемещений атомов кремния и кислорода по вакантным местам алмазоподобной кристаллической решетки. Были получены модельные зависимости распределения Si-нк по размерам от длительности отжига, толщины и пористости слоя кремния.



На рисунке представлено трехмерное изображение фрагмента модельной системы после 30 мин отжига при $P = 30\%$ (слева) и $P = 50\%$ (справа) для $L = 1$ нм (атомы подложки, матрицы SiO_2 и отражающая крышка не показаны).

Обнаружена зависимость типа формируемых кристаллических кремниевых кластеров от толщины и пористости исходного аморфного кремниевого слоя, заключенного между слоями диоксида кремния. Показано, что увеличение толщины слоя Si при низкой пористости приводит к образованию перколяционного кремниевого кластера вместо формирования изолированных Si-нк. Увеличение пористости не только увеличивает минимальную толщину α -Si, требуемую для образования перколяционного кремниевого кластера, но и увеличивает концентрацию вакансий в диоксиде кремния, двигающихся по слоям SiO_2 и облегчающих перенос атомов кремния из Si-нк к Si подложке.

Обнаружена зависимость типа формируемых кристаллических кремниевых кластеров от толщины и пористости исходного аморфного кремниевого слоя, заключенного между слоями диоксида кремния. Показано, что увеличение толщины слоя Si при низкой пористости приводит к образованию перколяционного кремниевого кластера вместо формирования изолированных Si-нк. Увеличение пористости не только увеличивает минимальную толщину α -Si, требуемую для образования перколяционного кремниевого кластера, но и увеличивает концентрацию вакансий в диоксиде кремния, двигающихся по слоям SiO_2 и облегчающих перенос атомов кремния из Si-нк к Si подложке.

Литература

1. F. Priolo, T. Gregorkiewicz, M. Galli, T.F. Krauss // Nat. Nanotechnol. 2014. V. 9, N. 1. pp. 19-32.
2. А.Н. Карпов, А.В. Зверев, А.Г. Настовьяк, С.В. Усенков, Н.Л. Шварц // Вычислительные методы и программирование: новые вычислительные технологии. 2014. Т. 15, вып. 3, С. 388-399.

Неоднородность состава наноразмерных диэлектрических пленок оксидов редкоземельных элементов в кремниевых МДП-структурах

А.М. Гурьянов¹, В.М. Лебедев²

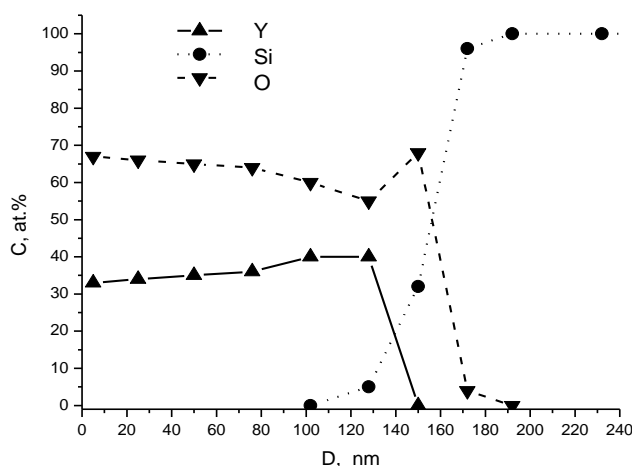
¹ Самарский государственный архитектурно-строительный университет,
Самара, 443001, Молодогвардейская, 194

тел: (846) 242-0969, факс: (846) 332-1965, эл. почта: gurjanovam@mail.ru

² ПИЯФ, Гатчина, 188300, Орлова роща

В данной работе исследовались кремниевые МДП-структуры, содержащие в качестве диэлектрика пленки оксидов редкоземельных элементов (ОРЗЭ) толщиной от 27 нм до 100 нм. Рассматривались пленки оксидов иттрия, гадолиния, диспрозия. Для определения элементного состава и концентрационных профилей использовались ядерно-физические методы: спектрометрия резерфордского обратного рассеяния (РОР) дейтронов и ядерных реакций (ЯР) дейтронов с ядрами атомов мишени. Измерения проводились на электростатическом ускорителе Петербургского института ядерной физики имени Б.П. Константинова РАН Национального исследовательского центра «Курчатовский институт» [1]. Одновременное использование методов РОР и ЯР позволяет определить соотношение концентраций легких и тяжелых элементов в пленках ОРЗЭ [2]. При измерении концентрации редкоземельного элемента чувствительность составляла 0,01 at.%, чувствительность измерения концентрации кислорода – 0,1 at.%.

Концентрационные профили кислорода, кремния и редкоземельного элемента рассчитывались по методике [2] из экспериментальных энергетических спектров. На рисунке показаны профили концентраций кремния, кислорода и иттрия в планарной структуре оксид иттрия – кремниевая подложка.



Рассчитанный средний элементный состав пленок ОРЗЭ близок к стехиометрическому. В то же время, по толщине пленки не являются однородными. На рисунке можно выделить слой, являющийся переходным между диэлектрической пленкой ОРЗЭ и кремниевой подложкой. Его можно разделить на две части. Первая примыкает к подложке и представляет собой слой оксида кремния переменного состава SiO_{2-x} , где параметр x изменяется по глубине в пределах от 2 до -0,2. Вторая часть имеет

толщину до от 2 нм до 10 нм (в зависимости от условий образования) и состоит из оксида кремния и ОРЗЭ с избытком редкоземельного элемента: $\text{Dy}_{3,73}\text{Si}_{0,27}\text{O}_5$; $\text{Gd}_{4,2}\text{Si}_{0,8}\text{O}_5$; $\text{Y}_{3,63}\text{Si}_{0,37}\text{O}_5$.

Переходные слои на межфазных границах влияют на электрофизические свойства МДП-структур (величинах плотности поверхностных состояний и фиксированного встроенного заряда) [3].

Литература

1. А.М. Гурьянов, А.В. Пашин, Н.В. Латухина, В.М. Лебедев, Вестник Самарского государственного университета. № 2, 147 (2006).
2. G. Gavrilov, A. Krivchitch, V. Lebedev, Nucl. Instr. Meth. A515, 108 (2003).
3. [3] А.М. Гурьянов, Диссертация канд. физ.-мат. наук, Самара. 2006.

Эпитаксиальный рост слоев Ge на Si(100) с использованием метода «горячей проволоки»

С.А. Денисов, В.Ю. Чалков, В.Г. Шенгуров, Д.О. Филатов, А.А. Ежевский,
А.П. Деточенко, Д.А. Павлов, В.Н. Трушин, А.В. Зайцев, А.В. Нежданов
Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского,
Нижний Новгород, 603950, пр. Гагарина, 23
тел: (831)-462-3188, факс: (831) 462-3136, эл. почта: denisov@nifti.unn.ru

Низкотемпературный эпитаксиальный рост германия (Ge) на кремнии (Si) представляет большой технологический интерес, когда речь идет об электронных и оптоэлектронных приложениях на основе Ge. Проблема монокристаллической интеграции Ge фотодетекторов со стандартной Si-электроникой заключается в ограничении температуры 450 °С. Хотя был успешно развит ряд методов для осаждения Ge на Si, большинство из них требуют либо высоких температур, либо использования толстых градиентных буферных слоев. Одним из низкотемпературных методов роста является метод газофазного осаждения с разложением гидрида на «горячей проволоке».

Цель настоящей работы – исследование возможности выращивания качественных эпитаксиальных слоев Ge на Si(100) данным методом.

Слои Ge толщиной 0,2 – 4,0 мкм осаждали в высоковакуумной установке на нагретых до 300 – 450 °С пластинах Si(100) диаметром 50 мм при напуске моногерана (GeH_4) до давления $(1 - 6) \cdot 10^{-4}$ Торр. Пиролиз GeH_4 проходил на «горячей проволоке» из тантала, нагретой до 1300-1500 °С.

В работе с применением методов рентгеновской дифракции, электронографии, просвечивающей электронной микроскопией (ПЭМ) и рамановской спектроскопии было определено, что минимальная температура роста, при которой слои Ge имеют высокую кристалличность, составляла 350 °С. Температура танталовой нити в исследуемой области слабо влияет на структурное совершенство, за исключением высокой температуры (~1500 °С), при которой слои растут наиболее совершенными.

По данным ВИМС-анализа слои Ge являются чистыми и на его границе с подложкой наблюдаются резкие концентрационные профили Ge и Si.

По данным ПЭМ на границе раздела Ge/Si(100) видны напряженные поля из-за сетки дислокаций несоответствия, локализованной в плоскости границы раздела. В основной части эпитаксиального слоя Ge дефектов практически не наблюдается. Выявленная химическим травлением плотность ямок травления, отождествленная с плотностью прорастающих дислокаций, составляла $(1 - 3) \cdot 10^5$ см⁻², что на 2 порядка величины ниже, чем в слоях Ge, выращенных другими методами [1].

В работе обсуждается также возможный механизм роста качественных гетероструктур Ge/Si(100) указанным методом.

Исследование рамановских спектров слоев Ge, из моноизотопного GeH_4 , показало, что они имеют пик с максимумом на частоте 297 см⁻¹ и шириной на полувысоте 3,8 см⁻¹, что соответствует рассеянию света в эпитаксиальных слоях ⁷⁴Ge.

Выращенные гетероструктуры были опробованы для изготовления тестовых фотодетекторов ИК-диапазона на $\lambda = 1,3$ и 1,55 мкм.

Работа выполнялась в рамках госзадания (№2014/134, проект 3423) Минобрнауки России, а также была поддержана грантами Президента Российской Федерации (МК-7021.2015.2) и РФФИ (№15-02-99664).

Литература

Tan Y.H., Tan C.S. // Thin Solid Films. 2012. V.520. P.2711.

Получение и исследование тонких пленок моноизотопных кремния и твердого раствора $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$

А.П. Деточенко¹⁾, С.А. Денисов¹⁾, М.Н. Дроздов²⁾, В.А. Гавва³⁾, А.Д. Буланов³⁾,
А.В. Нежданов¹⁾, А.А. Ежевский¹⁾, М.В. Степихова²⁾, В.Ю. Чалков¹⁾, В.Н. Трушин¹⁾,
Д.В. Шенгуров²⁾, В.Г. Шенгуров¹⁾, N.V. Abrosimov⁴⁾, H. Riemann⁴⁾

¹⁾ Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского,
Россия, Нижний Новгород, 603950, пр. Гагарина, 23

²⁾ Институт физики микроструктур РАН, Россия,
Нижегородская область, Кстовский район, д. Афонино, 603087, ул. Академическая, д.7

³⁾ Институт химии высокочистых веществ им. Г.Г. Девярых РАН, Россия,
Нижний Новгород, 603950, ул. Тропинина, 49

⁴⁾ Leibniz Institute for Crystal Growth,
Germany, Berlin, 12489, Max-Born-Str., 2

тел: (831)-462-3188, факс: (831) 462-3136, эл. почта: shengurov@phys.unn.ru

Растущий интерес к моноизотопным пленкам кремния полупроводникового качества обусловлен новыми возможностями его применения в микро- и нано- электронике (полупроводниковые лазеры, квантовые компьютеры и т.д.).

В работе продемонстрирована возможность получения моноизотопных эпитаксиальных слоев Si и $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ высокой изотопной чистоты методом молекулярно-лучевой эпитаксии с использованием сублимационного источника кремния ^{30}Si или ^{28}Si и газового источника моногермана $^{74}\text{GeH}_4$. В качестве подложек были использованы легированные бором пластины Si с удельным сопротивлением 12 – 40 Ом·см.

Высокое кристаллическое совершенство выращенных слоев подтверждается результатами электронографии и рентгеновской дифракции. Данные атомно-силовой микроскопии свидетельствуют о наличии гладкой поверхности слоев. Среднеквадратичная шероховатость на площади $10 \times 10 \text{ мкм}^2$ составляет 0,44 нм.

Результаты вторично-ионной масс-спектрометрии и комбинационного рассеяния света свидетельствуют о высокой изотопной чистоте выращенных эпитаксиальных слоев. Содержание основного изотопа в слое ^{30}Si составляет 99,94 %. В эпитаксиальном слое твердого раствора $^{30}\text{Si}^{74}\text{Ge}$ кремний, присутствующий в слое, на 99,94 % состоит из атомов изотопа ^{30}Si , а германий – на 99,99 % из атомов ^{74}Ge .

Исследования эпитаксиальных слоев $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ методом электронного парамагнитного резонанса показали, что увеличение давления германа в камере роста приводит к неоднородному распределению германия в выращенных структурах.

Для наблюдения фотолюминесценции (ФЛ) на длине волны 1,54 мкм слои Si и $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ в процессе роста легировали примесью Er. В выращенных структурах наблюдался интенсивный сигнал ФЛ, связанный с редкоземельной примесью Er. На спектрах наблюдается тонкая структура, соответствующая внутриатомным переходам в 4f-оболочке Er.

Работа выполнялась в рамках госзадания (№2014/134, проект 3423) Минобрнауки России, а также была поддержана грантом Президента РФ (МК-7021.2015.2).

Спектроскопия потерь энергии отраженных электронов в многослойной структуре Si/Fe/Si(100)

А.Ю. Игуменов¹, А.С. Паршин¹, Ю.Л. Михлин²,

О.П. Пчеляков^{1,3}, А.Е. Долбак³

¹СибГАУ им. М.Ф. Решетнева,

Красноярск, 660037, проспект газеты Красноярский рабочий, 31

²ИХХТ СО РАН, Красноярск, 660036, Академгородок, 50, стр. 24

³ИФП им. А.В. Ржанова СО РАН, Новосибирск, 630090, просп. Академика Лаврентьева, 13

тел: (391) 291-92-57, факс: (391) 264-47-09, эл. почта: igumenovau@mail.ru

Система Fe-Si перспективна для прикладного применения в устройствах нанoeлектроники, спинтроники и фотоники [1], а также для фундаментальных исследований, в том числе методами электронной спектроскопии. Элементный анализ железокремниевых структур осложняется образованием силицидов, поскольку химические сдвиги в рентгеновских фотоэлектронных спектрах практически не зависят от состава силицидов железа [1], а энергии объемного плазмона в спектрах характеристических потерь энергии электронов (СХПЭЭ), полученные разными авторами, дают противоречивые результаты [2]. В данной работе выполнен сравнительный анализ СХПЭЭ и спектров сечения неупругого рассеяния электронов (*K*λ-спектры [3]) в многослойной структуре Si/Fe/Si(100). Проведено разложение спектров сечения неупругого рассеяния электронов на элементарные составляющие.

Показано, что *K*λ-спектры более чувствительны к изменению энергии первичных электронов, чем СХПЭЭ. Это проявляется в изменении их формы, ширины на половине амплитуды и энергетического положения максимума. Энергия максимума СХПЭЭ практически не зависит от энергии первичных электронов, а энергия максимума *K*λ-спектров монотонно возрастает с увеличением энергии первичных электронов. Эта тенденция объясняется уменьшением вклада поверхностных возбуждений, неразрешенных в экспериментальных спектрах, что подтверждается разложением спектров сечения неупругого рассеяния электронов на пики потерь, описываемые трехпараметрическими функциями Тоугаарда [4, 5]. Разложение позволило идентифицировать неразрешенные пики потерь, определить их энергии и выявить пики объемной и поверхностной природы по зависимостям амплитуд подгоночных пиков от энергии первичных электронов.

Литература

1. N. Ohtsu, M. Oku, K. Satoh, K. Wagatsuma, Appl. Surf. Sci. 264, 219 (2013).
2. В.Г. Лифшиц, Ю.В. Луняков, в кн. Спектры ХПЭЭ поверхностных фаз на кремнии, Дальнаука, Владивосток. 2004, 315 с.
3. S. Tougaard, I. Chorkendorff, Phys. Rev. B 35, 6570 (1987).
4. А.С. Паршин, А.Ю. Игуменов, Ю.Л. Михлин, О.П. Пчеляков, А.И. Никифоров, В.А. Тимофеев, ФТП 49, 435 (2015).
5. А.С. Паршин, А.Ю. Игуменов, Ю.Л. Михлин, О.П. Пчеляков, В.С. Жигалов, ФТТ 58, 881 (2016).

Чувствительность биосенсоров на нанопроволочных КНИ транзисторах с защитным слоем Al_2O_3 , нанесенным методом плазменно-стимулированного атомно-слоевого осаждения

М.А. Ильницкий¹), В.П. Попов¹), Э.Д. Жанаев¹), А.В. Мяконьких²), К.В. Руденко²), А.В. Глухов³),

¹ Институт физики полупроводников СО РАН, 630090, Новосибирск

² Физико-технологический институт академии наук РАН, 03028, г. Москва

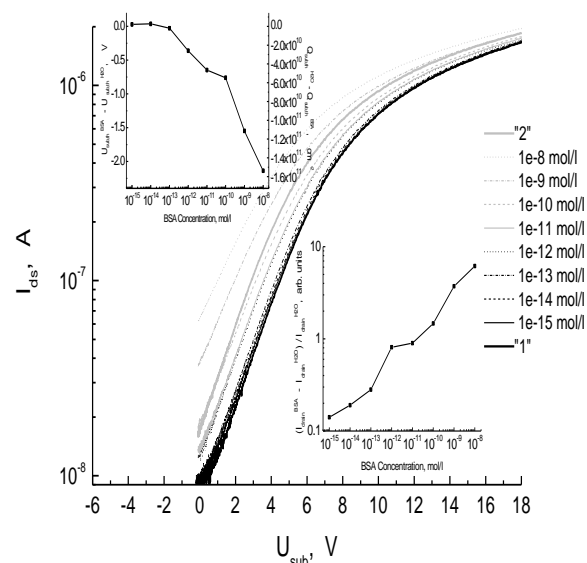
³ ОАО «НЗПП с ОКБ», 630082, Новосибирск

тел: +7 (382) 330-8891, факс: +7 (383) 333-2771, эл. почта: ilnitsky@isp.nsc.ru

Изучены свойства защитных диэлектрических слоёв оксида алюминия Al_2O_3 , нанесенных на уже изготовленные кремниевые нанопроволочные транзисторные биочипы методом плазменно-стимулированного атомно-слоевого осаждения (PEALD) в зависимости от режимов нанесения и отжига перед их корпусированием. Покрытие естественного оксида кремния слоем Al_2O_3 нанометровой толщины, выращенным последовательным нанесением мономолекулярных слоев аморфного оксида

алюминия $\alpha-Al_2O_3$ методом PEALD, незначительно уменьшает фемтомольную чувствительность биосенсоров, но обеспечивает их стабильность в биожидкостях. В деионизованной воде транзисторы с отожженным оксидом алюминия закрываются из-за захвата на поверхностные состояния отрицательного заряда величиной $<(-1-10) \times 10^{11} \text{ см}^{-2}$. Подача положительного потенциала на подложку ($V_{sub} > +25 \text{ В}$) позволяет устранять отрицательный заряд и проводить многократные измерения в жидкости по крайней мере в течении года.

На рисунке представлены сток-затворные характеристики n-канальных транзисторов с 5 нм слоем диэлектрика ALD Al_2O_3 в симметричном режиме с положительным потенциалом +2 В в биожидкости с разным содержанием белка BSA (концентрация указана в подписях на графиках): 1 – характеристика в воде до регистрации BSA, 2 – характеристика в воде после промывки. Концентрации измерялись последовательно, начиная с малых и заканчивая большими.



На вставках приведены зависимости относительного изменения тока стока при подаче +2 В на подложку (нижняя вставка) от концентрации BSA и для разницы пороговых напряжений $V_{sub,th}$ с молекулами BSA и без них, а также соответствующей им разницы зарядов с молекулами BSA и без них (верхняя вставка).

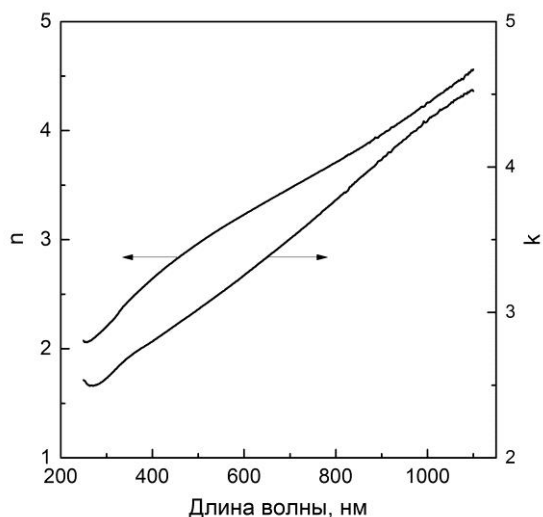
Показано, что дополнение естественного оксида кремния защитным слоем оксида алюминия позволяет изготавливать более чувствительные, за счет крутизны подзатворных характеристик, нанопроволочные транзисторные биосенсоры, которые устойчивы в биожидкостях и имеют стабильные по времени электрофизические характеристики.

Чувствительность КНИ биосенсоров к тестовым молекулам BSA остается на фемтомольном уровне. Кроме того, покрытие из диоксида алюминия нанометровой толщины позволяет проводить регенерацию и отмычку сенсорного элемента простым изменением полярности на дополнительном электроде в биожидкости.

Оптические свойства и структура тонких пленок вольфрама, полученных на кремнии с помощью магнетронного распыления

В.Н. Кручинин, В.В. Атучин, В.А. Кочубей, Т.А. Гаврилова, Л.Д. Покровский
ФГБУН Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН,
Новосибирск, 630090, пр. Ак. Лаверентьева 13
тел: (383) 330-8946, эл. почта: kruch@isp.nsc.ru

Цель данной работы состояла в исследовании микроструктурных и оптических свойств тонких непрозрачных пленок вольфрама, нанесенных на подложки из кремния методом магнетронного распыления в режиме постоянного тока. По данным ДЭВЭО, приповерхностный слой пленок — смесь аморфной и кристаллической компонент, причем кристаллическая компонента — мелкокристаллический поликристалл со слабовыраженной текстурой, кубической сингонии, пространственная группа $Im\bar{3}m$, с постоянной решетки $a = 3.164 \text{ \AA}$. Данные РЭМ показали, что размеры неоднородностей на поверхности пленки составляют величину $\sim 30\text{-}300 \text{ нм}$, а толщина пленок $\sim 400 \text{ нм}$.



Методом спектральной эллипсометрии определены дисперсионные зависимости показателя преломления, $n(\lambda)$, и коэффициента поглощения пленок вольфрама, $k(\lambda)$ в диапазоне длин волн $\lambda = 250\text{-}1100 \text{ нм}$. Решение обратной задачи эллипсометрии и подгонка спектральных зависимостей эллипсометрических углов $\Psi(\lambda)$ и $\Delta(\lambda)$ осуществлялась в соответствии с основным уравнением эллипсометрии

$$\operatorname{tg} \Psi \cdot e^{i\Delta} = R_p / R_s,$$

где R_p , R_s - комплексные коэффициенты отражения света для волн, поляризованных в плоскости падения и перпендикулярно к ней, зависят от оптических по-

стоянных и толщин слоев. $n(\lambda)$, $k(\lambda)$ (реальная и мнимая части комплексного коэффициента преломления) рассчитывались из полученных кривых $\Psi(\lambda)$, $\Delta(\lambda)$ с использованием модели полубесконечной отражающей среды.

Результаты расчетов $n(\lambda)$ и $k(\lambda)$ для исследуемого образца вольфрама на кремниевой пластине показаны на рис. 4. Ход кривых на рисунке качественно соответствует типичным зависимостям $n(\lambda)$ и $k(\lambda)$ для металлов [1, 2].

Литература

1. Л.В. Номерованная, М.М. Кириллова, М.М. Носков // ЖЭТФ. 1971. Т.60, вып.2. С.748-754.
2. D. Davazoglou et al // J.Appl.Phys. 1995. V.77, No.11. P.6070-6078.

Морфология, атомная структура и оптические свойства тонких пленок нестехиометрического HfO_x , нанесенных на кремний

В.Н. Кручинин¹⁾, В.Ш. Алиев¹⁾, В.А. Гриценко¹⁾, С.В. Рыхлицкий¹⁾, И.П. Просвирина²⁾

¹⁾ФГБУН Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН,
Новосибирск, 630090, пр. Ак. Лаврентьева 13

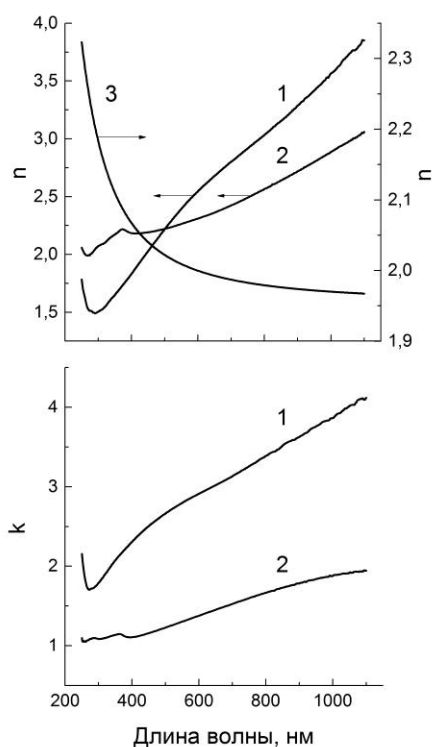
тел: (383) 330-8946, эл. почта: kruch@isp.nsc.ru

²⁾ФГБУН Институт катализа им. Г.К. Борескова СО РАН,

Новосибирск, 630090, пр. Ак. Лаврентьева 5

тел: (383) 330-7753, эл. почта: bic@catalysis.ru

В настоящее время осуществляется замена оксида кремния SiO_2 *high-k* диэлектриками, такими как HfO_2 , ZrO_2 , Ta_2O_5 и др. [1]. Большой интерес представляет использование нестехиометрического оксида гафния HfO_x . Изменение химического состава (стехиометрии) HfO_x может приводить к изменению его электронной структуры, что открывает возможность управления физическими (оптическими и электрическими) свойствами. Целью настоящей работы являлось изучение морфологии, атомной и электронной структуры и оптических свойств тонких пленок HfO_x переменного состава, нанесенных на кремний.



Для нанесения пленок использовался метод ионно-реактивного распыления-осаждения; методика и режимы синтеза описаны в работе [2]. Величина x в пленках HfO_x изменялась в широких пределах: 1.43-2 в зависимости от давления кислорода в камере.

Методом рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФЭС) удалось установить, что пленки HfO_x имеют сложный фазовый состав и состоят из металлической фазы Hf, фазы промежуточного оксида HfO_y и фазы стехиометрического оксида HfO_2 .

Оптические свойства пленок исследованы с помощью спектральной эллипсометрии [3]. Обнаружено, что в зависимости от величины x оптические свойства пленок существенно различны. Так, в диапазоне $x = 1.43-1.65$ пленки HfO_x имеют металлический тип проводимости, тогда как при $x > 1.65$ пленки становятся диэлектриками (см. рисунок). На рисунке кривые 1, 2, 3 соответствуют значениям x : 1.43, 1.65, 2.00 соответственно.

В работе сделано предположение, что металлический тип проводимости, наблюдаемый при малых значениях x обусловлен наличием критического количества кластеров металлического гафния. Это было подтверждено с помощью электронной сканирующей микроскопии, причем размер металлических кластеров колебался в диапазоне 10-80 нм.

Литература

1. R. Robertson // Rep.Prog.Phys. 2006. V.69. P.327-396.
2. V.N. Khuchinin et al. // Microelectronic Engineering. 2015. V.147. P.165-167.
3. С.В. Рыхлицкий и др. // Приборы и техника эксперимента. 2007. №3. С.160-161.

Поливакансия кислорода как проводящий филамент в TiO_2 : первопринципное моделирование

Т.В. Перевалов^{1,2}, Д.Р. Исламов^{1,2}

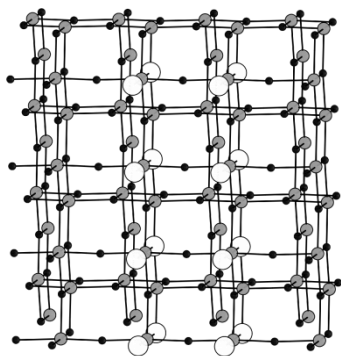
¹ Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН,
Новосибирск 630090, пр. Ак. Лаврентьева, 13

² НГУ, Новосибирск, 630090, Пирогова, 2

тел: (383) 330-8891, эл. почта: timson@isp.nsc.ru

Оксид титана (TiO_2) изучается в качестве активной среды элементов резистивной памяти (ReRAM) [1,2]. Распространено мнение, что вакансии, генерируемые при выходе атомов кислорода из узлов решётки под действием электрического поля, формируют в диэлектрической плёнке МДМ структуры проводящий филамент [1,3]. Агломераты нескольких близко расположенных вакансий кислорода называют поливакансиями кислорода. Исследование атомной и электронной структуры поливакансий кислорода в TiO_2 , их способности образовывать упорядоченные структуры и участвовать в резистивном переключении имеет фундаментальную и практическую значимость.

Исследование проводится с помощью моделирования в рамках теории функционала плотности с использованием программного пакета Quantum-Espresso. Рассчитываются суперячейки анатаза ($\alpha\text{-TiO}_2$) из 96, 144 и 192 атомов. Используется гибридный обменно-корреляционный функционал B3LYP, дающий значение ширины запрещённой зоны $\alpha\text{-TiO}_2$ 3,2 эВ. Позиции удаляемых атомов кислорода определяются путём расчёта всех возможных вариантов и определения минимальной энергии образования дефекта.



Установлено, что для каждой последующей вакансии кислорода энергетически выгодно формирование вблизи существующих вакансий. Восемь удаляемых атомов кислорода образуют прямоугольный параллелепипед с квадратным основанием, вытянутый вдоль кристаллографической оси [001]. При дальнейшем удалении атомов кислорода рост поливакансии возможен в одном из эквивалентных направлений [100] или [010]. Таким образом, форма поливакансии кислорода в $\alpha\text{-TiO}_2$ представляет собой направленную линейную цепочку диаметром 0,6 нм. Эти результаты согласуются с концепцией филаментной модели резистивного переключения. Однако, установленная цепочка в $\alpha\text{-TiO}_2$ имеет ориентацию без внешнего электрического поля, обусловленную наличием направлений высокой симметрии в $\alpha\text{-TiO}_2$.

В реальных МДМ структурах слои TiO_2 являются аморфными. Поскольку электронная структура твёрдых тел определяется главным образом ближним порядком, можно предположить, что в аморфном TiO_2 также энергетически выгодно формирование поливакансий кислорода, а внешнее электрическое поле задаёт направление роста поливакансии в виде цепочки (филамента).

Увеличение размера поливакансии кислорода приводит к образованию широкой дефектной полосы в энергетическом спектре $\alpha\text{-TiO}_2$. Эта полоса заполнена электронами и при замыкании цепочки пересекается с зоной проводимости. Таким образом, анатаз может приобрести проводимость, которая осуществляется по каналу из ионов титана, разделяющих вакансии в данной цепочке, т.е. выступать в роли проводящего шунта (филамента).

Работа поддержана грантом РФФИ № 16-32-00119 мол_а. Моделирование осуществлялось на вычислительном кластере ИФП СО РАН.

Литература

1. D.H. Kwon, K.M. Kim, J.H. Jang, *et al.* // Nature Nanotech. 2010. V.5, P.148.
2. C.Q. Hu, M.D. McDaniel, A. Posadas, *et al.* // Nano. Lett. 2014. V.14, P.4360.
3. G. Bersuker, D.C. Gilmer, D. Veksler, *et al.* // J. Appl. Phys. 2011. V.110, P.124518.

Влияние слоев LT-GaAs на кристаллические свойства эпитаксиальных пленок GaAs, выращенных методом МЛЭ на подложках Si(001)

М.О. Петрушков, М.А. Путято, А.К. Гутаковский, В.В. Преображенский,
Е.А. Емельянов, Б.Р. Семягин, А. В. Васев, И. Д. Лошкоров
Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН,
Новосибирск, 630090, просп. Академика Лаврентьева, 13
тел: (383) 3331967, эл. почта: maikdi@isp.nsc.ru

Объединение кремниевой электроники и элементной базы на основе соединений $A^{III}B^V$ на подложках Si представляет интерес в силу перспективности различных приборных реализаций. Из-за различия параметров решеток и коэффициентов термического расширения кремния с материалами $A^{III}B^V$ в эпитаксиальных пленках образуются прорастающие дислокации. Для снижения плотности дислокаций используют циклические отжиги на различных этапах роста и системы дислокационных фильтров [1]. Другим возможным путем снижения плотности дислокаций является выращивание низкотемпературных слоев GaAs (LT-GaAs) в пленках GaAs/Si [2].

Целью данной работы было экспериментальное исследование влияния слоев LT-GaAs на кристаллические свойства эпитаксиальных пленок GaAs/Si(001).

Методом МЛЭ выращены пленки GaAs, содержащие слои LT-GaAs, на подложках Si, отклоненных от плоскости (001) на 6° в направлении [110]. Выращенные структуры различались толщиной и расположением слоев LT-GaAs в пленках. Полученные образцы отжигались при температурах 500, 550 и 600°C и исследовались методами X-Ray и ПЭМ.

По данным рентгеноструктурного анализа образцов можно сказать, что на кривые качания слои LT-GaAs существенно не влияют, так как ПШПВ у пленок со слоями LT-GaAs сравнимы с ПШПВ пленок без них. С увеличением температуры отжига и толщины пленки значение ПШПВ уменьшается.

Проанализировав полученные ПЭМ изображения, было определено, что:

1. В слоях LT-GaAs, сформированных в пленках GaAs/Si, в процессе отжига образуются кластеры As, как это происходит в бездислокационной системе LT-GaAs/GaAs [3,4]. Чем больше температура отжига, тем больше размер кластеров и меньше их концентрация. Кластеры большего диаметра формируются преимущественно на дислокациях.

2. Вблизи дельта слоя In при отжиге формируется упорядоченный слой кластеров As, как это происходит в системе LT-GaAs/GaAs [5]. Этот слой практически не влияет на плотность и траекторию движения дислокаций.

3. В отожженных образцах со слоями LT-GaAs толщиной 700 нм дислокации частично загибаются вдоль границы LT-GaAs/GaAs, а в не отожженных образцах дислокации меняют свое направление распространения на этой границе. Однако в образцах со слоями LT-GaAs толщиной 170 нм и 200 нм такие особенности наблюдаются гораздо реже. Это, по-видимому, связано с наличием напряжений на границе LT-GaAs/GaAs, которые растут с увеличением толщины слоя LT-GaAs.

4. Положение слоя LT-GaAs в пленке GaAs/Si(001) не играет существенной роли в снижении плотности прорастающих дислокаций.

Работа проводилась при поддержке РФФИ (проекты №16-29-03257, 16-29-03034 – офи_м, 16-32-00172 – мол_a) и РНФ - № 16-12-00023.

Литература

1. Bolkhovityanov Yu.B., et al. – 2008 *J. Advancements in Phys. Sci.*, 178:5, p. 459-480.
2. Hiroshi Fujioka, et al. – 1993 *J. Electronic Materials*, v. 22, №12, p. 1511-1514.
3. Liliental-Weber Z., Cooper G., et al. – 1991 *J. Vac. Sci. Technol.*, v. 9, p. 2323-2327.
4. Melloch M.R., Otsuka N., et al. – 1990 *J. Appl. Phys. Lett.*, v. 57, №15, p. 1531-1533.
5. Bert N.A., Musikhin Yu.G, et al. – 1998 *J. Semiconductors*, v. 32, №7, p. 769-774.

Гетероструктуры GaN/por-Si/Si полученные методом молекулярно-пучковой эпитаксии

П.В. Середин¹, А.С. Леньшин¹, А.М. Мизеров²

¹ Воронежский государственный университет,
Воронеж, 394006, Университетская пл., 1
тел: (473) 220-8363, эл. почта: paul@phys.vsu.ru

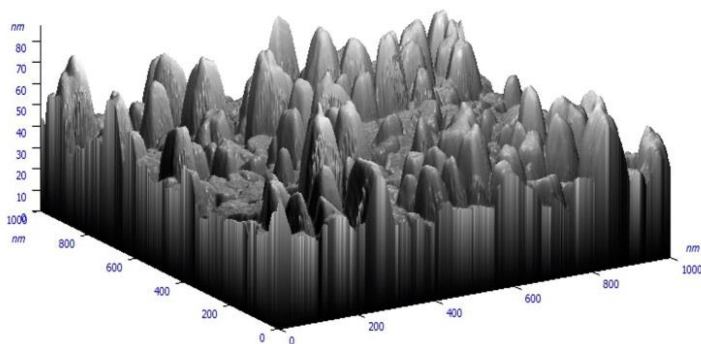
² Санкт-Петербургский национальный исследовательский Академический университет
Российской академии наук, Санкт-Петербург, 194021, Хлопина ул. 8

Производство A_3B_5/Si гетероструктур имеет высокий рыночный потенциал, позволяя найти замену дорогим подложкам из GaAs для оптоэлектронного производства традиционных устройств на основе A_3B_5 (солнечные батареи, фотоприемники, светодиоды и инжекционные лазеры). Однако интеграция A_3B_5 материалов с Si несет в себе целый ряд трудностей, главным образом обусловленных как несоответствием параметров решетки, так и разнородностью свойств кремния и полупроводниковых соединений A_3B_5 .

В нашей работе предложен и реализован абсолютно новый комплексный подход к формированию полупроводниковых соединений A_3B_5 на подложках кремния. Рост эпитаксиальных слоев на основе A_3B_5 соединений выполнен через “податливую подложку”, состоящую из слоя нанопористого Si и сформированной на нем A_3B_5 нанокolonчатой (буферной) структуры.

На подложках монокристаллического кремния, ориентированного в направлении (111), с тонким буферным слоем нанопористого кремния были выращены наноразмерные слои нитрида галлия.

Образцы гетероструктур GaN/por-Si/Si(111) получены методом молекулярно-пучковой эпитаксии с плазменной активацией азота на установке МПЭ промышленного типа Veeco Gen 200. Химическая подготовка кремниевых подложек с нанопористым слоем кремния была выполнена по методу Шираки к молекулярно-пучковой эпитаксии. Условия эпитаксиального роста были подобраны нами так, что привело к росту маасива из нанокolonн GaN на поверх-



ности нанопористого кремния. Полученные таким образом гетероструктуры были исследованы комплексом структурно-спектро-скопических методов.

На рисунке приведено изображение характерного микроучастка образца гетероструктуры GaN/por-Si/Si(111).

Проводя анализ экспериментальных данных можно отметить, что рост на пористом буферном слое по сравнению с эпитаксией при аналогичных условиях на монокристаллической кремниевой подложке приводит к формированию более однородных по форме и размерам нанокolonн GaN. Т.е. если рост на монокристаллической подложке Si сопровождается формированием нанокolonн GaN с размерами основания, лежащими в достаточно широком диапазоне (20-150 нм), то при росте на нанопористом кремнии более 95% нанокolonн GaN имеет размер основания ~ 40 нм. Кроме того при росте на нанопористом буферном слое происходит уменьшение шероховатости поверхности, а также увеличение среднего расстояния между нанокolonками на 15%, по сравнению с аналогичным ростом на монокристаллическом кремнии. Полученные экспериментальные результаты открывают перспективы в изготовлении прототипов новой элементной базы нано- и оптоэлектроники на основе разработанных гетероструктур.

Работа выполнена при поддержке Минобрнауки России в рамках государственного задания ВУЗам в сфере научной деятельности на 2014-2016 годы. (Проект №740, Задание №3.130.2014/К), а также гранта президента РФ МК-4865.2016.2.

Морфология, структура и оптические свойства псевдоморфных пленок GeSiSn

В.А. Тимофеев¹⁾, А.И. Никифоров¹⁾²⁾, А.Р. Туктамышев¹⁾, В.И. Машанов¹⁾,
А.К. Гутаковский¹⁾, Н.А. Байдакова³⁾, Д.С. Абрамкин¹⁾

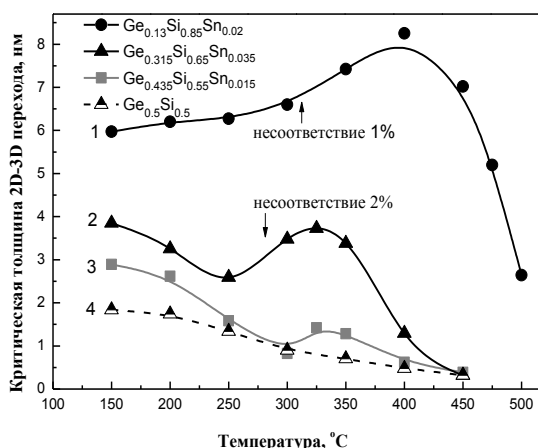
¹⁾ Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН,
Новосибирск, 630090, пр. ак. Лаврентьева, 13

²⁾ ТГУ, Томск, 634050, пр. Ленина, 36

³⁾ Институт физики микроструктур РАН,
Нижегород, 607680, ул. Академическая, 7
тел: +7 (383) 330-7934, эл. почта: Vyacheslav.t@isp.nsc.ru

Соединения на основе материалов Ge-Si-Sn привлекли к себе особое внимание в связи с возможностью их применения в фотонике, наноэлектронике, а также фотовольтаике [1]. В большинстве работ, посвященных росту соединений GeSiSn, демонстрируются структуры с толстыми релаксированными слоями.

В представленной работе предлагается использовать псевдоморфные пленки GeSiSn. Основным методом исследования морфологии и структуры в процессе роста пленок GeSiSn является дифракция быстрых электронов (ДБЭ). Анализ пространственно-временных распределений интенсивности картин ДБЭ позволил идентифицировать сверхструктуры и определить 2D-3D переход. На рисунке представлена кинетическая диаграмма роста пленок GeSiSn в диапазоне температур 150-500 °С при несоответствии параметров решетки GeSiSn и Si 1%, а также 2%. На основе кинетических диаграмм выбирались толщина псевдоморфной пленки GeSiSn, температура роста и состав.



Были получены многослойные структуры, содержащие упругонапряженные псевдоморфные слои GeSiSn. Кристаллическое совершенство выращенных гетероструктур изучено методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). Используя метод геометрической фазы [2], были визуализированы и измерены искажения кристаллической решетки и деформационные поля на ПЭМ изображениях. Обнаружено, что слои GeSiSn находятся в псевдоморфном состоянии. Оптические свойства многослойных структур, включающих слои GeSiSn, изучены с помощью фотолюминесценции. Сигнал ФЛ возбуждался Nd:YAG лазером (532 нм), мощность накачки

изменялась от 20 до 900 мВт. Наблюдается люминесценция в диапазоне 0.6–1 эВ для содержания Sn от 3 до 5%. Проведен расчет зонной структуры полученных образцов и определены оптические переходы, соответствующие максимальным значениям интенсивности фотолюминесценции.

Изучены температурные и композиционные зависимости критической толщины 2D – 3D перехода для пленок GeSiSn на поверхности Si(100). Кроме того, впервые исследованы закономерности формирования многослойных структур, содержащих псевдоморфные слои GeSiSn непосредственно на Si без релаксированных буферных слоев. Данные ПЭМ подтвердили кристаллическое совершенство полученных образцов. Многослойные периодические структуры с гетеропереходами GeSiSn/Si продемонстрировали фотолюминесценцию.

Литература

1. S. Wirths et al. Nature Photonics 9, 88-92 (2015)
2. A.K. Gutakovskii, A.L. Chuvilin, S.A. Song, Bulletin of the Russian Academy of Sciences. Physics, 71, 1426 (2007).

Стохастический проекционный метод решения обратной задачи по восстановлению структуры эпитаксиальных слоев на основе рентгеновской дифракции

К.К. Сабельфельд

Институт вычислительной математики и математической геофизики СО РАН,
Новосибирск, 630090, Лаврентьева 6
тел: (383) 3308578, эл. почта: sabelfeld.karl@yahoo.de

В докладе представлен стохастический проекционный метод для решения обратной задачи по восстановлению структуры эпитаксиальных слоев на основе рентгеновской дифракции. Математически задача формулируется в виде нелинейного интегрального уравнения и сводится к некорректной задаче по определению фазы на основе информации об интенсивности сигнала.

В простейшей одномерной формулировке уравнение рентгеновской дифракции можно записать в виде интегрального уравнения для интенсивности куда входит искомая функция профиля высоты слоя $h(z)$ для серии измерений $f(q)$ из интенсивности сигнала рентгеновской дифракции.

$$\left| \int_b^a \exp[iqz h(z)] dz \right|^2 = f(q)$$

Дополняя данное уравнение априорной информацией о решении, например, о том, что функция $h(z)$ является кусочно постоянной, определенной на интервале $[a,b]$, или о числе различных слоев, удается разрешить это уравнение, имея значения измеренной интенсивности $f(q)$ для множества значений q , при этом число таких измерений должно быть достаточно большим, так, что переопределенная система уравнений (точнее, ее конечно-мерное приближение) может быть решена с помощью проекционного метода для прямоугольных матриц. Для решения полученной системы уравнений большого размера мы применяем разработанный нами стохастический проекционный метод, позволяющий при проецировании на линейное подпространство проводить минимизацию ошибки с учетом фазы, что кардинально улучшило качество решения данной задачи. Отдельно изучено влияние шумов в измерениях $f(q)$ на точность восстановления профиля слоя $h(z)$. В данном докладе мы приводим также пример восстановления функции $h(z)$ с большим числом слоев. Данная работа продолжает наши исследования [1,2].

Работа выполнена при поддержке Российского Научного Фонда, грант N 14-11-00083.

Литература

1. K. Sabelfeld, N. Mozartova. Stochastic algorithms for solving linear and nonlinear inverse ill-posed problems for particle size retrieving and x-ray diffraction analysis of epitaxial films. J. Inverse and Ill-posed problems. v.23 (2015), N6, 673-686.
2. Sabelfeld K.K. Stochastic projection method for solving inverse problems of phase retrieving and x-ray diffraction analysis. Siberian Electronic Mathematical Reports.v.15, 123-128.

Электронная структура вакансий кислорода в сегнетоэлектрической фазе $\text{Hf}_{0.5}\text{Zr}_{0.5}\text{O}_2$

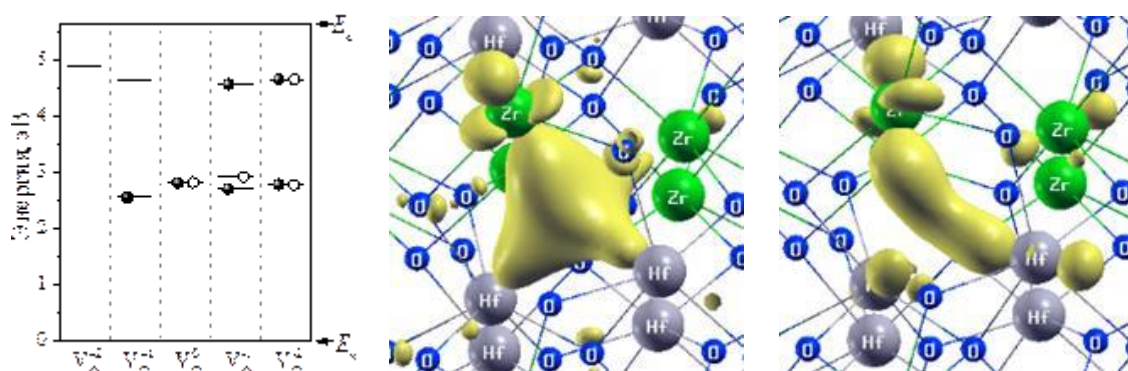
Т.В. Перевалов^{1,2}, В.А. Гриценко^{1,2}, Д.Р. Исламов^{1,2}

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

² НГУ, Новосибирск, 630090, Пирогова, 2
тел: (383) 330-8891, эл. почта: timson@isp.nsc.ru.ru

Нецентросимметричная орторомбическая фаза ($Pbc2_1$) $\text{Hf}_{0.5}\text{Zr}_{0.5}\text{O}_2$ является high- k диэлектриком с сегнетоэлектрическими свойствами, что открывает перспективы использования её в качестве активной среды в элементах сегнетоэлектрической энергонезависимой оперативной памяти (FeRAM – Ferroelectric random access memory) [1].

В данной работе исследуется электронная структура вакансий кислорода (V_O) в $o\text{-Hf}_{0.5}\text{Zr}_{0.5}\text{O}_2$ с помощью *ab-initio* моделирования на основе теории функционала плотности в программном пакете Espresso. Структура $o\text{-Hf}_{0.5}\text{Zr}_{0.5}\text{O}_2$ получена путем замены половины атомов Hf на Zr в орторомбической суперячейке HfO_2 с последующей структурной релаксацией [2]. Исследованы три типа V_O : с четырехкратной «NHZZ» и трехкратной координацией «NHZ», «HZZ».



Расчётная ширина запрещенной зоны $o\text{-Hf}_{0.5}\text{Zr}_{0.5}\text{O}_2$ 5,65 эВ. Одноэлектронные состояния, обусловленные V_O в зарядовых состояниях $q = -2, -1, 0, +1, +2$ локализованы в запрещенной зоне, что указывает на способность любого типа V_O локализовать и электроны, и дырки. Вакансия кислорода с захваченным электроном представляет собой магнитный дефект. Электроны локализуются на вакансии кислорода за счёт поляронного эффекта.

Значения термической E_{th} и оптической E_{opt} энергии ионизации V_O в различных зарядовых состояниях рассчитаны, как описано в [3]. Полученные данные также указывают на то, что V_O может захватывать электроны и дырки (выступать в качестве амфотерного центра локализации). Значения E_{th} и E_{opt} удовлетворительно согласуются с величинами термической $W_t = 1,25$ эВ и оптической $W_{opt} = 2,5$ эВ энергии ловушки, полученными из экспериментов по переносу заряда. Факт локализация заряда подтверждается картиной пространственного распределения зарядовой плотности: положительный заряд распределяется поровну между атомами металла, ближайших к V_O ; отрицательный - неравномерно, преимущественно между двумя атомами металла.

Положение каждого последующего атома для удаления определялось путём определения наименьшей энергией образования дефектов. Установлено, что наиболее энергетически выгодно формирование вакансий кислорода типа NHZZ (6,1 эВ). Энергия формирования NHZ и HZZ V_O (около 6,4 эВ). Кроме того, NHZZ вакансии расположены на значительном расстоянии друг от друга. Таким образом, в отличие от *c*-, *t*- и *m*- HfO_2 (ZrO_2), в $o\text{-Hf}_{0.5}\text{Zr}_{0.5}\text{O}_2$ образование вакансионных комплексов близко расположенных вакансий кислорода энергетически не выгодно. Это результат объясняет, почему травление ионами Ag^+ плёнок $o\text{-Hf}_{0.5}\text{Zr}_{0.5}\text{O}_2$ не приводит к обогащению металлом.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда, грант № 14-19-00192. Моделирование осуществлялось на вычислительном кластере ИФП СО РАН.

Литература

1. J. Müller, T.S. Böske, U. Schröder, *et al.* // Nano Lett. 2012. V. 12, P. 4318.
2. Q. Zeng, A.R. Oganov, A.O. Lyakhov, *et al.* // Acta Cryst. C 2014. V. 70, P. 76.
3. D. Muñoz Ramo, J.L. Gavartin, A.L. Shluger, *et al.* // Phys. Rev. B 2007. V. 75, P. 205336.

Увеличение энергии связи поверхностей кремния и сапфира при повышенных температурах прямого соединения

И.Е. Тыщенко, Э.Д. Жанаев, В.П. Попов

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

Новосибирск, 630090, Академика Лаврентьева, 13

тел: +7 (383) 333-2493, факс: +7 (383) 333-2775, эл. почта: tys@isp.nsc.ru

Структуры кремний-на-сапфире (КНС) являются основой для создания радиационно-стойких аналоговых СБИС высокочастотного диапазона для применения в радиоэлектронной аппаратуре специального назначения. По сравнению со структурами кремний-на-изоляторе, выполненными на подложках объемного кремния, КНС структуры обладают некоторыми преимуществами, одним из которых является возможность увеличения теоретического предела рабочей частоты МОП-транзистора на их основе до ~500 ГГц. Универсальным методом соединения пластин без привлечения каких-либо вспомогательных склеивающих средств является метод прямого сращивания. Однако, основным препятствием для использования этого метода при создании КНС структур является различие в коэффициентах термического расширения кремния и сапфира. Релаксация напряжений, возникающих в этом случае, может быть достигнута за счет уменьшения толщины слоя кремния до долей микрометра. Эта задача может быть решена в рамках метода водородно-индуцированного переноса пленок кремния на сапфировую подложку. Необходимым условием 100%-го переноса слоя Si на подложку Al₂O₃ является обеспечение большой энергии связи указанных поверхностей. Поэтому в данной работе была изучена энергия связи пластин Si и Al₂O₃ в зависимости от параметров воздействующей на соединяемые поверхности плазмы и температуры соединения пластин.

В экспериментах использовались пластины кремния с ориентацией (100) и Al₂O₃ с ориентацией (0001). Анализ степени гидрофильности поверхностей кремния и сапфира проводился после соответствующих химических и гидрофильных обработок. Анализ энергии связи пластин в зависимости от температуры сращивания проводился методом раскрытия разлома. Перед соединением пластины кремния и сапфира были подвергнуты соответствующей химической обработке, гидрофилизации и предварительному нагреву до температуры около 50 °С. Затем пластины попарно соединялись и температура повышалась до 150 – 250 °С. При указанных температурах пластины выдерживались в течение 5, 10 или 15 минут.

Установлено, что предварительный нагрев пластин перед соединением до температуры 50° С в течение 5-15 минут приводит к уменьшению угла смачиваемости поверхностей Si и Al₂O₃. Причина наблюдаемого эффекта может быть связана с испарением избыточных углеводородов на соответствующих поверхностях. Показано, что энергия связи пластин Si и Al₂O₃ с ростом температуры соединения увеличивается по экспоненциальному закону. Обнаружен рост энергии активации поверхностной энергии пары поверхностей Si и Al₂O₃ при повышенных температурах соединения. Обнаруженный эффект указывает на формирование дополнительных Si-H связей или перестройки связей на поверхности в более устойчивую конфигурацию.

Диффузионно-контролируемый рост нанокристаллов Ge в пленках SiO₂ в процессе отжига при высоком давлении

И.Е. Тыщенко¹⁾, А.Г. Черков²⁾, В.А. Володин^{1),2)}

¹⁾ Институт физики полупроводников им А.В. Ржанова СО РАН,
Новосибирск, 630090, Академика Лаврентьева, 13

²⁾ Новосибирский государственный университет, Новосибирск, 630090, Пирогова, 2
тел.: +7 (383) 333-2493, факс: +7 (383) 333-2775, эл. почта: tys@isp.nsc.ru

Пленки оксида кремния, имплантированные ионами Ge⁺, давно привлекают интерес исследователей, благодаря их уникальным оптическим и электрическим свойствам. В них наблюдаются фото- и электролюминесценция в видимом спектральном диапазоне при комнатной температуре, а также эффективный захват носителей отрицательных зарядов. Однако, поведение германия, имплантированного в SiO₂, сильно зависит как от параметров ионной имплантации, так и от условий последующего отжига. Поэтому целью данной работы было исследовать механизм зарождения и роста нанокристаллов германия в пленках оксида кремния в условиях отжига при высоком давлении.

Термически выращенные пленки SiO₂ толщиной 100 нм были имплантированы ионами Ge⁺ с энергией 75 кэВ дозами, обеспечивающими концентрацию внедренных атомов 1, 3, 6 и 12 ат.% на глубине средних пробегов. Последующий отжиг проводился при температурах 600-1130 °С в течение 1 часа при давлениях 1-10⁴ бар в атмосфере аргона. Исследования проводились методами комбинационного рассеяния света, высокоразрешающей электронной микроскопии на поперечном срезе, а также с помощью энерго-дисперсионной рентгеновской спектроскопии.

Обнаружено, что при температурах отжига 1130 °С под давлением 1-10³ бар германий полностью диффундирует в подложку кремния. Гидростатическое сжатие под давлением ~10⁴ бар препятствует диффузии германия из имплантированного слоя SiO₂ к границе раздела Si/SiO₂ и стимулирует формирование нанокристаллов Ge на глубине средних пробегов ионов. Установлено, что формирование кристаллической фазы Ge под давлением ~10⁴ бар происходит, начиная с температуры отжига 800 °С, что на 200 °С ниже, чем в результате отжига при атмосферном давлении. Методом комбинационного рассеяния света установлено, что формирующиеся под давлением нанокристаллы Ge гидростатически сжаты в матрице SiO₂. По смещению частоты оптического фонона относительно ее значения в объемном монокристаллическом германии рассчитана величина напряжений в нанокристаллах, которая варьируется от 8.4 до 14 кбар для температур отжига 800 и 1130 °С соответственно.

Размеры и плотность нанокристаллов были исследованы как функция температуры и времени последующего отжига и концентрации имплантированных атомов германия при фиксированном давлении 1.2×10⁴ бар. Установлено, что при фиксированной температуре отжига размеры нанокристаллов определяются только концентрацией германия. Зависимость размеров нанокристаллов от концентрации атомов германия и от времени отжига описывается соответствующими корневыми функциями. Квадрат радиуса нанокристалла имеет линейную зависимость от обратной температуры при фиксированных времени отжига и уровне пересыщения матрицы SiO₂ атомами Ge. Полученные функциональные зависимости соответствуют модели диффузионно-контролируемого механизма зарождения и роста нанокристаллов. На основе полученных экспериментальных результатов сделана оценка размера критического радиуса нанокристалла германия в матрице SiO₂ под давлением 1.2×10⁴ бар. Его величина составляет 1.3 нм. По температурной зависимости размеров нанокристаллов определен коэффициент диффузии германия в оксиде кремния как функция температуры под давлением 1.2×10⁴ бар: $D = 1.1 \times 10^{-10} \exp(-1.43 \text{ eV}/kT)$. Установлено, что в исследованном температурном интервале коэффициент диффузии Ge в SiO₂ при давлении 1.2×10⁴ бар на 2-3 порядка величины превышает его значение при атмосферном давлении. Обсуждается механизм ускорения диффузии германия в условиях гидростатического сжатия.

Диэлектрические пленки системы Si-C-N-H для элементов кремниевой фотоники

О.И. Семенова¹⁾, М.Л. Косинова²⁾

¹⁾ *Институт физики полупроводников им. А.В.Ржанова,
Новосибирск, 630090, пр. Академика Лаврентьева, 13*

²⁾ *Институт неорганической химии им А.В.Николаева,
Новосибирск, 630090, пр. Академика Лаврентьева, 3
тел: (383) 330-8591, факс: (383) 333-2771, эл. почта: oisem@isp.nsc.ru*

Перспективы дальнейшего развития вычислительной техники связываются с разработкой и созданием систем, включающих элементы оптической передачи информации. Использование фотонных интегральных схем позволяет изготавливать компактные и сравнительно высокопроизводительные оптические системы, а также выполнять интеграцию с электронными схемами для миниатюризации и снижения энергопотребления оптико-электронных систем и приборов [1]. Возможность реализации таких систем во многом зависит от выбора материалов с требуемыми свойствами и разработки процессов их синтеза, совместимых с традиционной технологией элементов интегральных схем.

Относительно недавно появилось новое применение пленок системы Si-C-N-H [2], где используют нанесение диэлектрических пленок с высокими механическими напряжениями для формирования «напряженного кремния» (Strained Silicon). В основе технологии лежат фундаментальные исследования [3], в которых было показано, что в результате анизотропной деформации, понижающей симметрию кристаллической решетки, в кремнии проявляются свойства нелинейно оптического материала как следствие изменения энергетического спектра валентной зоны и зоны проводимости. Среди разных технологических приемов введения напряжений наиболее простым считается осаждение напряженных пленок диэлектриков.

Представлены результаты синтеза и исследования оптических свойств и внутренних механических напряжений диэлектриков системы Si-C-N-H. Пленки SiN_x:H и SiC_xNy:H осаждали в плазме в условиях, позволяющих получать слои с высокими внутренними механическими напряжениями. Кремниевые волноводные структуры создавались на пластинах КНИ по технологии КМОП с травлением в индуктивно-связанной плазме. В качестве оптических покрытий волноводов использовали пленки SiN_x:H и SiC_xNy:H с высоким коэффициентом пропускания в телекоммуникационном диапазоне (1550нм) и большими значениями мехнапряжений.

Проведенное сканирование структур с использованием метода комбинационного рассеяния света показано, что нанесение пленок системы Si-C-N-H привело к появлению сжимающих напряжений в кремниевом волноводе, что зафиксировано сдвигом положения максимума рамановского пика в сторону более высоких значений волновых чисел. Особенно сильное напряжение наблюдалось на краях волновода. Оценка величин сжимающих напряжений в кремниевом волноводе с верхним слоем нитрида кремния и карбонитрида кремния дает 350 и 250 МПа соответственно, что достаточно для появления нелинейных оптических свойств (эффект Поккельса).

Литература

1. L. Chrostowski, M. Hochberg. Silicon Photonics Design. From Devices to Systems. Cambridge University Press, 2015. 318 p.
2. C. Schriever et al. Strained Silicon Photonics. //Materials.2012. V.5, 889-908.
3. S.V. Govorkov et al. //J. Opt. Soc. Am. 1989. В 6, 1117-1124.

Новые высокотемпературные процессы атомно-слоевого осаждения пленок диоксида гафния

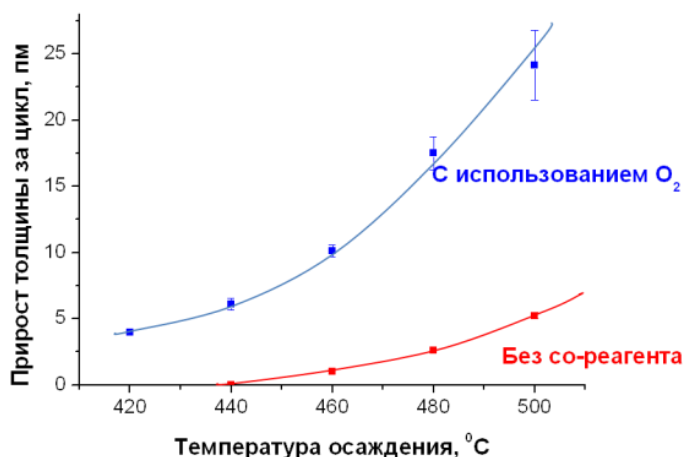
М.С. Лебедев¹⁾, П.И. Скрябин^{1,2)}

¹⁾ Институт неорганической химии им. А.В. Николаева СО РАН,
Новосибирск, 630090, пр. ак. Лаврентьева, 3

²⁾ Новосибирский Государственный Университет, Новосибирск, 630090, Пирогова, 2
тел: (383) 330-9870, факс: (383) 330-9489, эл. почта: lebedev@niic.nsc.ru

Диоксид гафния нашел свое применение в микроэлектронике, солнечной энергетике и др., поскольку термодинамически стабилен в контакте с кремнием, обладает высокими значениями диэлектрической проницаемости ($k > 16$) и ширины запрещенной зоны ($E_g > 5$ эВ). В работе предложена новая комбинация предшественников для получения пленок HfO_2 методом атомно-слоевого осаждения (АСО) – одного из самых актуальных и быстро развивающихся методов получения тонких пленок.

Для осаждения пленок HfO_2 использовалась установка Picosun R-200 Advanced, в качестве реагентов впервые использовалась комбинация предшественников: летучий тетраакс(2,2,6,6-тетраметилгептан-3,5-дионат) гафния $\text{Hf}(\text{thd})_4$ и молекулярный кислород O_2 . Получены зависимости прироста толщины за 1 реакционный цикл (РЗЦ) в диапазоне температур 420-500°C для $\text{Hf}(\text{thd})_4$ в комбинации с O_2 и в отсутствие со-реагента. При температурах $T_{\text{реак}} \leq 460^\circ\text{C}$ можно ожидать рост пленок на основе самолимитирующих гетерогенных реакций с минимальным неконтролируемым термораспадом предшественника. При $T_{\text{реак}} = 460^\circ\text{C}$ обнаружена слабая зависимость величины РЗЦ от дозы $\text{Hf}(\text{thd})_4$ и способов ее увеличения, что указывает на самолимитирующий характер поверхностных реакций. Величина РЗЦ сохраняется при различном времени очистки реакционной камеры инертным газом после импульсов $\text{Hf}(\text{thd})_4$, что свидетельствует о хемосорбции предшественника, хотя механизм описать гораздо сложнее, чем в случае известных предшественников: HfCl_4 [1] или $\text{Hf}(\text{NC}_2\text{H}_5\text{CH}_3)_4$ [2].



Проведено исследование распределения толщины пленки по площади пьедестала от условий процесса. Величина ее среднего квадратичного отклонения уменьшается со снижением температуры процесса до значений 4-5%.

Состав и структура пленок изучались с применением комплекса методов: ИК-спектроскопии эллипсометрии, РФЭС, рентгеновской дифракции, атомно-силовой микроскопии, сканирующей электронной микроскопии. Пленки имеют поликристаллическую структуру моноклинной модификации с предпочтительной ориентацией (111). Гафний находится в состоянии Hf^{4+} .

Полученные результаты подтверждают возможность получения пленок HfO_2 , с использованием неапробированных ранее предшественников $\text{Hf}(\text{thd})_4$ и O_2 методом АСО при температурах осаждения $< 460^\circ\text{C}$. Полученные значения РЗЦ, значительно ниже, чем для известных пар предшественников.

Работа выполнена при финансовой поддержке СО РАН: проект II.2П/V.45-1 программы СО РАН № II.2П «Интеграция и развитие»

Литература

1. J. Aarik et al. // Thin Solid Films. 1999. V.340. P. 110-116
2. X. Liu et al. // J. Electrochem. Soc. 2005. V.152 (3). G213-G219

Трёхмерная нелинейная полностью связанная динамическая модель переключения мемристора

Д.Р. Исламов^{1,2)}, А.А. Чернов^{1,2,3)}, А.А. Пильник^{1,2,3)}, Т.В. Перевалов^{1,2)}, В.А. Гриценко^{1,2)}

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

² *НГУ, Новосибирск, 630090, Пирогова 2*

³ *Институт теплофизики им. С.С.Кутателадзе СО РАН,
Новосибирск, 630090, пр. Ак. Лаврентьева 1*

тел.: (383) 330-8891, факс: (383) 333-2741, эл. почта: damir@isp.nsc.ru

В последнее время ведутся активные разработки по внедрению четвертого элемента электроники – резистора с памятью или так называемого мемристора – пассивного устройства, сопротивление которого может быть изменено при пропускании через него определенного импульса электрического тока. Данный элемент представляет собой структуру металл- high-к диэлектрик-металл. Функционально мемристоры можно разделить на двухуровневые (однобитовые) и многоуровневые (мультибитовые). Если однобитовые устройства могут быть использованы в качестве ячейки быстрой энергонезависимой памяти с большим временем хранения и высокой радиационной стойкостью, то мультибитовые мемристоры позволяют увеличить плотность интеграции энергонезависимой памяти, а также спроектировать и создать адаптивные нейроморфные (когнитивные) вычислительные системы. Одной из наиболее интересных и до сих пор нерешенных проблем является природа промежуточных (дискретных) многоуровневых состояний в мемристоре. Среди специалистов распространена гипотеза, что эффект мемристивного переключения напрямую связан с формированием филамента, возникающего при пропускании по диэлектрику определенного импульса тока. Однако, кинетика его образования при переходе мемристора из высокоомного состояния в низкоомное до сих пор является дискуссионным вопросом. Другой нерешенной проблемой на пути разработки мемристорных элементов является описание процесса формовки (и возможности его предотвращения) – первое переключение из исходного высокоомного состояния в низкоомное при повышенных напряжениях, сопровождаемое интенсивным выделением джоулевого тепла. Природа формовки матрицы мемристоров до сих пор неясна, а отсутствие сколь-либо правдоподобной физической модели сдерживает практическую реализацию данных элементов.

Считается, что транспорт заряда в high-к диэлектриках обусловлен наличием дефектов, наиболее вероятными и распространенными среди которых являются кислородные вакансии. Свойства этих вакансий активно изучаются как экспериментально, так и теоретически. Однако, в литературе можно найти много противоречивых данных, а вклад и характеристики кислородных вакансий в процессы переноса заряда через диэлектрик окончательно не установлены. Очевидно, что скорость изменения структуры диэлектрика (а именно, скорость генерации вакансий кислорода, которые, в свою очередь, определяют проводимость вещества) в сильных электрических полях, в значительной степени определяется нестационарными процессами тепло- и массопереноса. Поэтому, кинетика данных процессов и обуславливает конечную морфологию и свойства мемристора.

В настоящей работе разработана нестационарная теплофизическая модель роста филамента при пропускании по диэлектрику импульсов электрического тока различной продолжительности, скважности и полярности. Модель представляет собой краевую задачу, включающую в себя нестационарное уравнение теплопроводности с нелинейным источником джоулева тепла, а также уравнения электродинамики: уравнение Пуассона и уравнения Шокли-Рида-Холла (уравнения переноса зарядов) с учетом сильного электрон-фононного взаимодействия в процессах ионизации ловушек и транспорта заряда. Сила тока, фигурирующая в источнике тепла, связана с числом образующихся в диэлектрике вакансий кислорода, генерация которых, в свою очередь, существенно зависит от температуры среды. Кинетические параметры модели определяются из транспортных и оптических экспериментов и первопринципного моделирования. Решение представленной задачи позволяет описать кинетику данного процесса и получить конечную морфологию филамента. Образующаяся филаментарная структура в свою очередь может объяснить резистивное (мемристорное) переключение.

Работа выполнена при поддержке Российского Научного Фонда (грант №16-19-00002).

Термодинамическое моделирование новых материалов для спинтроники

Р.В. Пушкарев, Н.И. Файнер, В.А. Шестаков,
Институт неорганической химии им. А.В. Николаева СОРАН,
Новосибирск, 630090, пр. Лаврентьева, 3,
эл.почта: pushkarev@niic.nsc.ru

Интеграция магнитных материалов и примесей в нанoeлектронных устройствах позволяет использовать спин электрона, а также его заряд, для переноса информации. Эта новая парадигма в устройствах обработки информации была названа "спинтроникой" по аналогии с электроникой. Достижение функциональных устройств спинтроники включает в себя разработку новых материалов и интеграции разнородных материалов с контролем атомного уровня. Существует целый ряд перспективных материалов для спинтроники, такие как сплавы Гейслера и разбавленные магнитные полупроводники. В данной работе для создания новых магнитных полупроводниковых пленок использовалось введение железа, или никеля или кобальта в карбонитрид кремния.

Синтез тонких слоев $\text{SiC}_x\text{N}_y\text{Fe}_z$ ($\text{SiC}_x\text{N}_y\text{Ni}_z$ или $\text{SiC}_x\text{N}_y\text{Co}_z$) из кремнийорганического соединения, 1,1,1,3,3,3-гексаметилдисилазана $\text{HNSi}_2(\text{CH}_3)_6$ (ГМДС) в смесях с ферроценом, $(\text{C}_2\text{H}_5)_2\text{Fe}$, или никелоценом $(\text{C}_2\text{H}_5)_2\text{Ni}$, или кобальтоценом, $(\text{C}_2\text{H}_5)_2\text{Co}$, гелием или водородом исследован с помощью термодинамического моделирования системы $\text{Si-C-N-Fe}(\text{Ni, Co})-\text{H}(\text{He})$ при 10^{-2} - 10^{-1} Торр в интервале температур 300-1300 К. Экспериментально изучены слои состава $\text{SiC}_x\text{N}_y\text{Fe}_z$, выращенные с помощью химического осаждения из газовой фазы (LPCVD) при пониженном давлении (10^{-1} Торр) в интервале температур 1073-1273 К.

Термодинамическое моделирование является важной составляющей изучения процессов химического осаждения из газовой фазы. Оно позволяет проследить изменение химического и фазового состава слоев в зависимости от температуры процесса или состава газа, поступающего в реактор. Основными допущениями такого моделирования является следующее: конденсированные фазы являются соединениями постоянного состава, газовая фаза подчиняется законам идеального газа, а процессы, протекающие в системе, носят квазиравновесный характер. Результатом моделирования являются CVD диаграммы, на которых отражены области осаждения разных фазовых комплексов в зависимости от термодинамических параметров системы.

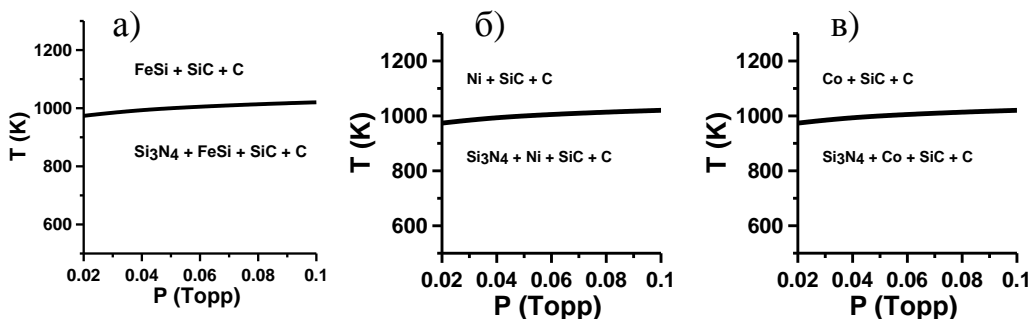


Рис. 1. Сечения фазовых CVD диаграмм систем Fe-Si-C-N-H(He) – а), Ni-Si-C-N-H(He) - б) и Co-Si-C-N-H(He) - в) для исходных газовых смесей ГМДС+ $(\text{C}_5\text{H}_5)_2\text{Fe}+\text{He}$, ГМДС+ $(\text{C}_5\text{H}_5)_2\text{Ni}+\text{He}$, ГМДС+ $(\text{C}_5\text{H}_5)_2\text{Co}+\text{He}$. Слои $\text{SiC}_x\text{N}_y\text{Fe}_z$ успешно выращены в высокотемпературных процессах химического осаждения из газовой фазы при пониженном давлении в области температур 1073-1273 К, используя исходную смесь ГМДС+ $(\text{C}_5\text{H}_5)_2\text{Fe}+\text{He}$. С помощью спектроскопических методов анализа: ЭДС, ИК-спектроскопии и РФЭС были найдены атомный состав и типы химических связей, которые определили химическую формулу синтезированных слоев как $\text{SiC}_x\text{N}_y\text{Fe}_z$. Полученный с помощью методов КРС и РФА-СИ фазовый состав слоев показал наличие в них нанокристаллов, относящихся к системе Si-C-N со следующими фазами: α - Si_3N_4 , графита и расчетных фаз семейства α - $\text{Si}_{3-x}\text{C}_x\text{N}_4$, где $x=0, 1, 2$ и 3 , а также фазы дисилицида железа α - FeSi_2 . Проведенные методом ЭПР исследования показали, что характер магнитных свойств слоев $\text{SiC}_x\text{N}_y\text{Fe}_z$ зависит от температуры синтеза: полученные при более низких температурах (1123 К) слои являются парамагнитными, а при более высоких (1273 К) – ферромагнитными.

Наносекундная лазерная обработка сильно легированных слоев n-Ge:Sb, осажденных на полупроводниковые и изолирующие подложки

Р.И. Баталов¹⁾, Р.М. Баязитов¹⁾, И.А. Файзрахманов¹⁾,
Н.В. Курбатова¹⁾, Н.М. Лядов¹⁾, Г.Д. Ивлев²⁾

¹⁾ Казанский физико-технический институт им. Е.К. Завойского КазНЦ РАН,
Казань, 420029, Сибирский тракт, 10/7

²⁾ Белорусский государственный университет,
Минск, Беларусь, 220030, пр-т Независимости, 4

тел: +7 (843)231-9102, факс: +7 (843) 272-5075, эл. почта: batalov@kfti.knc.ru

В настоящее время Ge представляет интерес как перспективный материал для интеграции микро- и оптоэлектронных приборов. К таким приборам относятся полевые транзисторы, фотодетекторы, светодиоды и лазеры. Актуальной проблемой при создании таких приборов является получение растянуто напряженных ($>0.3\%$) и сильно легированных ($>10^{20}\text{см}^{-3}$) донорной примесью (P, Sb, As) слоев Ge. Ранее мы получали нелегированные поликристаллические слои Ge на подложках Si, Al₂O₃ и SiO₂ с использованием ионного распыления мишени Ge и последующей наносекундной импульсной лазерной обработки (ИЛО) осажденных аморфных пленок Ge. Во время ИЛО изучались фазовые переходы в пленках (аморфное вещество-расплав-кристалл) путем регистрации отражения $R(t)$ [1]. Также проведено компьютерное моделирование процессов нагрева, плавления и кристаллизации, изучена морфология поверхности таких слоев и оценена деформация растяжения в зависимости от типа подложки (0.7-1%) [2]. В данной работе приведены результаты формирования растянуто напряженных и сильно легированных слоев Ge с примесью Sb (0.5-1 ат.%), осажденных на различные подложки.

Формирование слоев n-Ge:Sb толщиной 200-300 нм проводилось путем распыления мишени Sb/Ge пучком ионов Xe⁺ и последующей ИЛО осажденных аморфных пленок. Подложками служили кристаллы полупроводников (*p*-Si, *p*-Ge, *p*-GaAs) и изоляторов (Al₂O₃, SiO₂). Кристаллизация слоев и электрическая активация примеси Sb проводилась излучением рубинового лазера ($\lambda = 0.69\text{ мкм}$, $\tau = 70\text{ нс}$, $W = 0.2-1.4\text{ Дж/см}^2$). В отдельных случаях проводился термический отжиг слоев n-Ge:Sb после ИЛО. Структура и состав пленок исследовались методами сканирующей электронной микроскопии, Рамановской спектроскопии, вторичной ионной масс-спектропии. Электрофизические свойства пленок изучались путем измерения слоевого сопротивления и Холловской слоевой концентрации носителей. Фотолуминесценции (ФЛ) пленок Ge:Sb исследовалась в области длин волн 1100-1800 нм при 300 К.

Установлено, что легирование пленки Ge примесью Sb слабо влияет на деформацию растяжения, повышая ее лишь на 0.1%. Основной вклад (до уровня $\sim 1\%$) дает эффект быстрой кристаллизации расплава, а также различие в теплофизических параметрах пленки и подложки. ИЛО сопровождалась образованием поликристаллических пленок Ge:Sb на всех подложках, за исключением *p*-Ge, где наблюдалась эпитаксия. Примесь Sb была однородно распределена по толщине пленок. Слои Ge:Sb на подложке кварца характеризуются пониженным слоевым сопротивлением (40 Ом/□) и повышенной концентрацией электронов проводимости ($5.5 \times 10^{20}\text{ см}^{-3}$). Это обусловлено повышенной длительностью фазы плавления и кристаллизации на кварце, что повышает уровень электрической активации примеси. Измерения ФЛ на слоях Ge:Sb показали наличие сигнала в области 1.7-1.8 мкм лишь на подложке *p*-Ge, что вероятно связано с повышенной безызлучательной рекомбинацией носителей на границах зерен в поликристаллических пленках.

Литература

1. Г.А. Новиков, Р.И. Баталов и др. // ЖТФ. 2015. Т. 85, вып.3. С. 89-95.
2. Г.А. Новиков, Р.И. Баталов и др. // ФТП. 2015. Т.49, вып.6. С.746-752.

Формирование сплава GeSi с наночастицами Ag путем ионной имплантации и лазерного отжига

В.В. Воробьев¹⁾, Ю.Н. Осин¹⁾, Р.И. Баталов²⁾, В.И. Нуждин²⁾, В.Ф. Валеев²⁾,
Р.М. Баязитов²⁾, Н.М. Лядов²⁾, К.Н. Галкин³⁾, Г.Д. Ивлев⁴⁾, А.Л. Степанов^{1,2)}

¹⁾ Казанский федеральный университет, Казань, 420008, ул. Кремлевская 18

²⁾ Казанский физико-технический институт им. Е.К. Завойского КазНЦ РАН,
Казань, 420029, ул. Сибирский тракт, 10/7

³⁾ Институт автоматики и процессов управления ДВО РАН,
Владивосток, 690041, ул. Радио, 5

⁴⁾ Белорусский государственный университет, Минск, Беларусь,
220030, пр-т Независимости, 4

тел: +7 (843) 231-9102, факс: +7 (843) 272-5075, эл. почта: batalov@kfti.knc.ru

Благодаря повышенной подвижности носителей и переменной ширине запрещенной зоны сплавы GeSi находят применение в микро- и оптоэлектронике при создании быстродействующих транзисторов, фотодетекторов, модуляторов и светодиодов. В тоже время активно исследуются способы повышения функциональности различных электронных устройств на основе полупроводников за счет использования в их структуре плазмонных наночастиц Ag и Au. Такие композиционные металл/полупроводниковые материалы активно предлагаются для внедрения и применения в области плазмоники, оптоэлектроники и биосенсорики. Возникает очевидный интерес к получению и исследованию ранее не создаваемых плазмонных материалов, за счет расширения класса полупроводников, содержащих наночастицы благородных металлов. Целью настоящей работы является формирование и изучение плазмонного композиционного материала на основе сплава GeSi с наночастицами Ag (Ag:GeSi) с использованием низкоэнергетической имплантации подложки c-Si последовательно ионами Ge⁺ и Ag⁺, а также изучение эффекта импульсной лазерной обработки (ИЛО) данных слоев.

Имплантация ионами Ge⁺ и Ag⁺ проводилась в подложку p-Si(111) при комнатной температуре. Первоначально осуществлялась имплантация ионами Ge⁺ ($E = 40$ кэВ, $D = 1 \cdot 10^{17}$ ион/см², $J = 5$ мкА/см²) с целью формирования аморфного сплава GeSi. На последующем этапе облучения часть поверхности образцов Ge:Si и Si была имплантирована ионами Ag⁺ ($E = 30$ кэВ, $D = 1.5 \cdot 10^{17}$ ион/см², $J = 4$ мкА/см²). Для сравнительных исследований было сформировано три образца: Ge:Si, Ag:Si и Ag:GeSi. ИЛО данных образцов проводилась излучением рубинового лазера ($\lambda = 0.69$ мкм, $\tau = 70$ нс, $W = 0.6-1.8$ Дж/см²). В процессе ИЛО регистрировалось *in-situ* отражение слоев на длинах волн зондирующего излучения 532 и 1064 нм. Морфология поверхности образцов, их химический состав и кристаллическая структура изучались на сканирующем электронном микроскопе с использованием методов электронного микроанализа и дифракции отраженных электронов. Оптические свойства образцов изучались регистрацией спектров отражения и Рамановских спектров.

Установлено, что внедрение ионов Ge⁺ приводит к образованию мелкозернистого аморфного поверхностного слоя Ge:Si толщиной 60 нм с размером отдельных зерен 20-40 нм. При имплантации c-Si ионами Ag⁺ формируется субмикронная пористая аморфная структура a-Si толщиной ~ 50 нм, содержащая ионно-синтезированные наночастицы Ag. Показано, что внедрение ионов Ag⁺ в слой Ge:Si также стимулирует образование пор с наночастицами Ag, но с более однородным распределением по размерам. В спектрах отражения имплантированных слоев Ag:Si и Ag:GeSi наблюдается резкое снижение интенсивности в ультрафиолетовой области (220-420 нм) относительно c-Si более, чем на 50 % вследствие аморфизации и структуризации его поверхности. Образование наночастиц Ag в имплантированных слоях сопровождается появлением в оптических спектрах селективной полосы плазмонного резонанса с максимумом при ~ 820 нм. Обсуждаются перспективы применения новых типов материалов Ag:GeSi на практике.

Эффективные солнечные элементы на основе объемно наноструктурированного кремния с кластерами примесных атомов никеля

С.А. Валиев, М.К. Бахадырханов, Н.Ф. Зикриллаев, С.А. Тачилин, С.В. Ковешников
*Ташкентский государственный технический университет,
100095, Ташкент, Узбекистан, e-mail: usm.hoja111@rambler.ru*

Разработка объемно наноструктурированного кремния представляет большой практический интерес. Однако в настоящее время получение такого материала с воспроизводимыми параметрами не увенчалось успехом. В этом плане представляет определенный интерес исследование процесса формирования нанокластеров примесных атомов никеля в кристаллической решетке кремния [1].

Нами установлены термодинамические и технологические условия легирования кремния позволяющие формировать кластеры примесных атомов никеля с управляемыми параметрами. Как показали исследования с помощью АСМ и ИК микроскопии, размер кластеров никеля можно менять от нескольких нанометров до нескольких микрон. Концентрация кластеров при этом составляет $10^9 - 10^{12} \text{ см}^{-3}$. При дополнительной термообработке начинается упорядочение кластеров в определенных направлениях (рис.1,2).

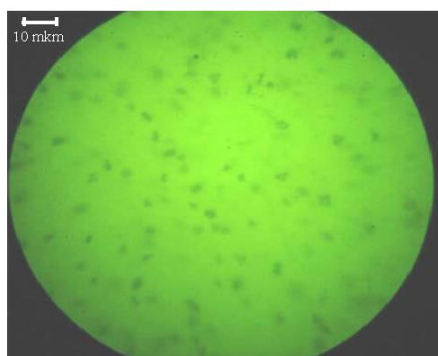


Рисунок 1. Упорядочение кластеров никеля в кремнии.

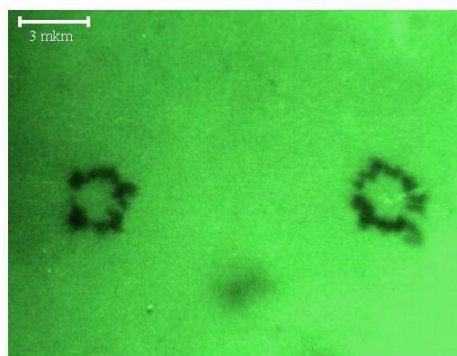


Рисунок 2. Петли, состоящие из кластеров никеля.

Сравнение динамики формирования и состояния кластеров примесных атомов Ni в образцах, легированных как в откаченных ампулах, так и на воздухе, показали, что существенные различия практически отсутствуют, т.е. можно легировать никелем кремниевые пластины большого диаметра. Проведенные исследования дают основание утверждать, что управляя температурой диффузии, скоростью охлаждения, временем и температурой последующего дополнительного низкотемпературного отжига, можно управлять плотностью, размером и распределением кластеров примесных атомов никеля.

На основе кремния марки КДБ-1, по стандартной технологии, были изготовлены солнечных элементы с максимальной концентрацией кластеров атомов никеля. Исследование изготовленных солнечных элементов показало, что в отличие от контрольных фотоэлементов полученных в аналогичных условиях, у солнечных элементов с кластерами примесных атомов никеля существенно расширяется спектральная область чувствительности в сторону длинных волн до 3 мкм.

Проведенные предварительные расчеты и анализ полученных результатов показывают, что коэффициент полезного действия солнечных элементов изготовленных на основе кремния с оптимальными параметрами кластеров атомов никеля можно увеличить до 40%. При этом также следует отметить важный факт возможности создания ИК фотодатчиков на основе кремния с кластерами примесных атомов никеля.

Литература

1. В.А. Abdurakhmanov and etc. // Nanoscience and Nanotechnology. 2014. 4 (3).

Расширение спектральной области чувствительности кремниевых фотоэлементов с помощью формирования новых элементарных ячеек на основе элементов VI и переходных групп

М.К. Бахадырханов¹, А.Ш. Мавлянов¹, У.Х. Содиков¹,
М.К. Хаккулов¹, Турэди Умайэр²

¹Ташкентский государственный технический университет имени Абу Райхан Беруни,
Узбекистан, г. Ташкент, 100095, ул. Университетская, 2
тел: (371) 246-04-98, эл. почта: *ust.hoja111@rambler.ru*

²Синьцзянский инженерный институт, Китай,
г. Урумчи, 830023, г. Урумчи, ул. Айдунь ху, 1350

Создание более эффективных фотоэлементов на основе кремния непосредственно связано с расширением спектральной области чувствительности как в сторону ИК, так и в сторону УФ спектра. В этом случае в таких фотоэлементах, не только будет максимально использоваться ИК-спектр Солнца до $\lambda = 3$ мкм, но также будет существенно ослаблен эффект термолиза. Одним из наиболее эффективных способов решения данного вопроса является формирование новых элементарных ячеек в решетке кремния с участием элементов VI и переходных групп. Нами было показано, что при определенных термодинамических условиях легирования между примесными атомами VI (S, Se, Te) и элементами переходных групп (Mn, Ge, Fe) формируются электронейтральные молекулы $S^{++}Mn^{-}$, $Se^{++}Mn^{-}$, которые впоследствии замещаются двумя атомами кремния. В результате в решетке кремния появляются новые элементарные ячейки типа $Si_2S^{++}Mn^{-}$, $Si_2Se^{++}Mn^{-}$ (рис. 1)

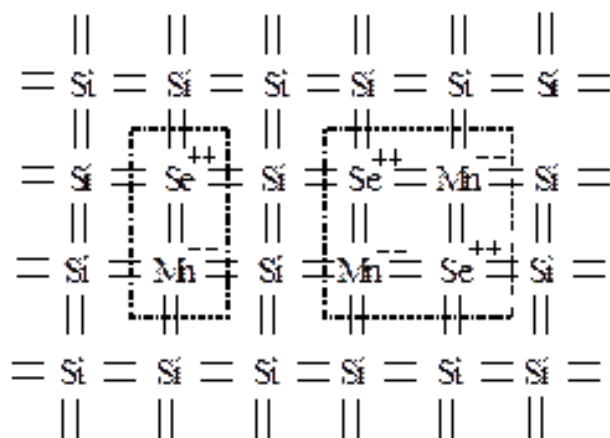


Рис. 1. Новые элементарные ячейки типа $Si_2S^{++}Mn^{-}$, $Si_2Se^{++}Mn^{-}$.

При этом атомы элементов VI и переходных групп полностью теряют свою электроактивность, а кристаллы после процесса легирования восстанавливают свои исходные параметры. Исследование оптических свойств кремния с элементарными ячейками $Si_2Se^{++}Mn^{-}$ и $Si_2S^{++}Mn^{-}$ показало, что в нём наблюдается полоса поглощения в области $\lambda=0,8$ мкм и $\lambda=0,95$ мкм соответственно, которая может быть связана с энергией ионизации электронов в данных элементарных ячейках.

Анализ полученных результатов позволяет утверждать, что подбирая состав элементарных ячеек состоящих из элементов VI и переходных групп, а также II группы (Cd, Zn), можно существенно расширить спектральную область чувствительности Si. С увеличением концентрации элементарных ячеек начинают формироваться ассоциации таких элементарных ячеек в решетке с появлением новых фундаментальных параметров, которые позволяют расширить спектральную чувствительность фотоэлементов. Основная задача при этом заключается в разработке технологии увеличения концентрации таких элементарных ячеек.

Литература

1. М.К. Bakhadyrkhanov and etc. Silicon with Binary Photo Cells as a Novel Class of Materials for Future Photoenergetics Applied Solar Energy, 2015, Vol. 51, No. 4, pp. 258–261. 41-43.

Перестройка энергетических уровней атомов марганца при формировании нанокластеров в кремнии

М.К. Бахадырханов, С.Б. Исамов, М.К. Азизов, Х.У. Камалов,
Ж. Боликулов, А.А. Хонбобоев

Ташкентский государственный технический университет, Ташкент,
100091, ул. Университетская 2, Узбекистан.

Формирование в решетке кремния нанокластеров состоящих из четырех атомов марганца, находящихся в ближайших соседних междоузлиях было установлено авторами [1-3]. Что происходит при формировании кластеров с энергетическими уровнями атомов марганца $E_1=E_C-0,3$ эВ и $E_2=E_C-0,51$ эВ в кремнии? Этот вопрос интересен с одной стороны для выяснения природы нанокластеров, а с другой стороны для определения функциональных возможностей кремния с нанокластерами атомов марганца для оптоэлектроники.

По разработанной нами технологии легирования [4], были изготовлены образцы кремния с нанокластерами атомов марганца. В качестве исходного материала был использован кремний p -типа с $\rho \sim 3$ Ом·см. Выбирались такие условия легирования, чтобы обеспечить максимальное участие атомов марганца в кластерообразовании. Образцы были p -типа с $\rho=(5\div 6)\cdot 10^3$ Ом·см, где уровень Ферми $F=E_V+0,36$ эВ. Известно, что при таких условиях теоретически оба уровня атомов марганца должны быть освобождены от электронов и все атомы марганца должны находиться в состоянии Mn^{++} . Спектральная зависимость ФП этих образцов имеет следующие особенности:

Начало фотоответа в них наблюдается при $h\nu=0,15$ эВ, и фототок непрерывно растет с ростом энергии фотонов до $h\nu=0,45$ эВ.

1. Имеет место скачкообразное увеличение фототока на $1,5\div 2$ порядка в областях $h\nu=0,45\div 0,5$ эВ, $h\nu=0,5\div 0,55$ и $h\nu=0,55\div 0,6$ эВ.

2. Максимальное значение примесного фототока наблюдается при $h\nu \geq 0,75$ эВ и практически без существенного изменения до собственной области поглощения (Рис. 1).

Эти результаты показывают во-первых аномально высокую примесную фотопроводимость в области $h\nu=0,15\div 0,75$ эВ, во-вторых, существенное изменение энергетических уровней атомов марганца при формировании кластеров. Таким образом, однозначно установлено, что формирование нанокластеров атомов марганца в решетке кремния позволяет создать уникальный материал, и на основе такого материала изготовить высокочувствительные фотоприёмники для области $\lambda=1,5\div 8$ мкм. Установлено, что наблюдаемые эффекты имеют место только в компенсированном материале с $\rho=10^3\div 6\cdot 10^4$ Ом·см. При этом, с увеличением удельного сопротивления образцов начало фотоответа смещается от $h\nu=0,15$ эВ к $h\nu=0,4$ эВ, фоточувствительность в области $h\nu=0,4\div 0,8$ эВ существенно не меняется. В перекомпенсированном материале приведенные эффекты не наблюдаются. Результаты этих исследований показывают, что кремний с нанокластерами атомов марганца очень перспективный материал для оптоэлектроники.

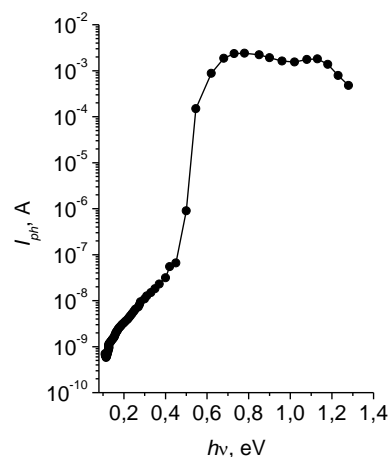


Рис. 1. Спектральная зависимость ФП кремния с нанокластерами атомов марганца при 77 К.

Литература

1. Kreissl J., Gehlhoff W. // Phys. Stat. Sol. 1988, V. 145(b), P. 609-616.
2. Фистуль В.И., и др. // ФТП, 1982, Т. 16, В. 5, С. 939-941.
3. Бахадырханов М.К., и др. // Неорганические материалы, 2011, том 47, № 5, с. 545-550.
4. Абдурахманов Б.А., и др. // ДАН РУз, 2010, №4, с. 32-36.

Спиновый транспорт с участием мелких доноров в кремнии

А.В. Королева¹⁾, А.А. Ежевский¹⁾, А.В. Сухоруков¹⁾, Д.В. Гусейнов¹⁾, А.В. Кудрин¹⁾,
А.П. Деточенко¹⁾, А.А. Конаков¹⁾, В.А. Бурдов¹⁾, Н.В. Абросимов²⁾, Н. Riemann²⁾

¹⁾ Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского,
Россия, Нижний Новгород, 603950, пр. Гагарина, 23

²⁾ Leibniz Institute for Crystal Growth, Germany,
Berlin, 12489, Max-Born-Str., 2

эл. почта: ezhevski@phys.unn.ru

Кремний, легированный донорами с большой спин-орбитальной связью, является привлекательным материалом для полупроводниковой спинтроники в связи с возможностью ориентации спинов электронов проводимости в таких структурах.

В работе были исследованы гальваномагнитные свойства образцов моноизотопного ^{28}Si , легированных примесью Вi с концентрациями от $1,1 \cdot 10^{13}$ до $7,7 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$, в диапазоне температур 10 – 80 К. Нелинейные зависимости холловского сопротивления от магнитного поля являются проявлением спинового эффекта Холла. При уменьшении температуры и/или увеличении концентрации доноров Вi вклад аномальной составляющей возрастает.

Экспериментальные зависимости напряжения Холла от магнитного поля представляют собой сумму нормального и спинового эффектов Холла. Под действием магнитного поля поляризуются как электроны, участвующие в проводимости, так и локализованные на доноре, которые впоследствии в поляризованном виде активируются в зону проводимости. Примесные центры висмута обладают большой спин-орбитальной связью, что приводит к сильному боковому рассеянию электронов проводимости и, как следствие, проявлению спинового эффекта Холла.

Было обнаружено, что при увеличении концентрации висмута до $7,7 \cdot 10^{15}$ магнетосопротивление меняет знак с положительного на отрицательный. Такое поведение можно интерпретировать проявлением спин-спинового рассеяния.

Для достижения большей концентрации электронов проводимости структуры Si : Вi были дополнительно легированы литием. Значительное уширение линии электронного парамагнитного резонанса (ЭПР) при концентрации висмута $2 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-3}$ свидетельствует о значительном вкладе в спиновую релаксацию механизма Эллиотта-Яфета [1,2], вызванного примесными центрами висмута.

Литература

1. R.J. Elliott, Phys. Rev. 96, 266-279 (1954).
2. Y. Yafet, Solid State Physics, edited by F. Seitz and D. Turnbull, 14, 1-98 (1963).

Свойства люминесцентных структур на базе пористого кремния допированного ионами эрбия

Н.Ю. Кирсанов¹, **Н.В. Латухина**¹, М.В. Степихова²

¹Самарский государственный аэрокосмический университет
(Самарский национальный исследовательский университет) им. С.П. Королева,
Самара, 443011, Акад. Павлова, 1

²Институт физики микроструктур РАН, Нижний Новгород,
тел.+7(846)334 54 55, факс .+7(846)334 54 55, e-mail: natalat@yandex.ru

Разработка эффективных люминесцентных структур, интегрированных в кремниевую оптоэлектронику, позволит повысить быстродействие, плотность записи информации, помехозащищенность и другие параметры электронных схем на кремниевой подложке. Однако, низкая эффективность межзонной излучательной рекомбинации в монокристаллическом кремнии из-за не прямой структуры энергетических зон является основной проблемой, которая может быть решена использованием систем нанокристаллического кремния с ионами редкоземельных элементов в диэлектрической матрице [1].

В данной работе такая система создавалась из окисленного наноструктурированного пористого кремния с внедренными ионами РЗЭ. Стенки пор пористого кремния представляют собой набор наноразмерных образований различной формы (рис.1).

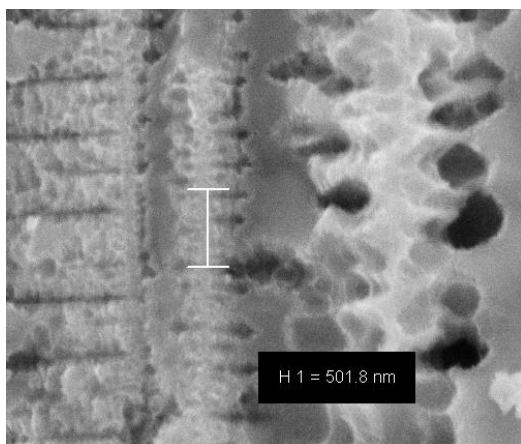


Рис.1. РЭМ – изображение поперечного скола пористого слоя

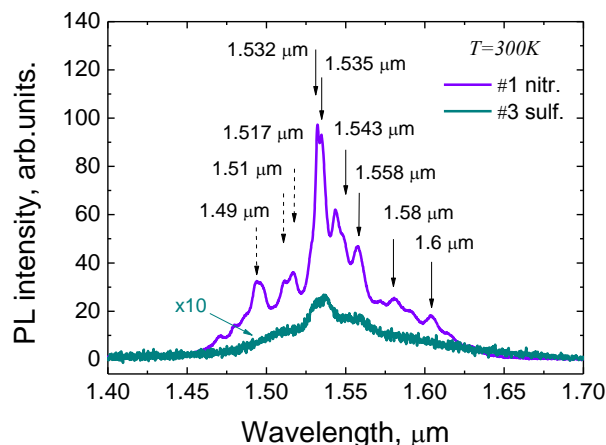


Рис.2. Спектры фотолюминесценции образцов пористого кремния

Внедрение ионов эрбия в пористый слой проводилось заполнением пор водным раствором соли эрбия с последующим отжигом образцов при температуре от 800⁰С до 1200⁰С. Так как поверхностный слой окисляется, ионы РЗЭ оказываются в окисном слое вблизи нанокристаллов на стенках пор. Анализ состава пористого слоя методом ВИМС, показывает, что концентрация эрбия в верхнем слое составляет в среднем $6 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ [2].

Структуры имеют хорошие люминесцентные свойства при комнатной температуре (рис.2), не проявляя концентрационного гашения люминесценции обычного в таких случаях, так как примесь распределена по большой площади внутренней поверхности пористого слоя. При использовании такой технологии формируются условия, наиболее пригодные для эффективной люминесценции.

Литература

1. П. К. Кашкаров и др. // ФТТ. 2004. Т. 46. – В.1. – С. 105 – 109.
2. М.Н. Дроздов и др. // Изв. ВУЗов. МЭТ.–2013 – В.4(64)–С.9 – 12.

Исследование оптических характеристик системы пористый кремний/Родамин Б

А.С. Леньшин, П.В. Середин, В.М. Кашкаров, Д.А. Минаков, И.Е. Кавецкая
*Воронежский государственный университет,
Воронеж, 394006, Университетская пл., 1
тел: (473) 220-8363, эл. почта: paul@phys.vsu.ru*

Материалы для нанофотоники на основе пористого кремния, пропитанного растворами органических красителей, представляют большой интерес для современной техники обработки оптических сигналов. Соединение столь разнородных веществ в единый композитный материал позволяет получить серьезные преимущества по сравнению с исходными компонентами – это и широкая возможность выбора органических красителей с самыми разными оптическими свойствами, излучающих в широком спектральном диапазоне, легкость введения красителей в неорганическую матрицу.

С другой стороны, сама матрица обеспечивает возможность закрепления молекул красителя в определенном пространственном положении, а возможность получения пор разного размера позволяет добиваться того, чтобы молекулы красителя практически не взаимодействовали между собой и собственно с растворителем. В результате можно ожидать существенного роста интенсивности флуоресцентного излучения молекул красителя, помещенных в неорганическую матрицу, поскольку в этом случае исключается взаимное влияние молекул красителя.

Наличие усиления интенсивности излучения красителя при условии изоляции его молекул друг от друга подтверждено экспериментально. В то же время при проведении экспериментов по фотолюминесценции с внедрением органического красителя в пористый кремний необходимо учитывать возможность возбуждения излучения в самом материале матрицы. Поверхность свежеполученного пористого кремния является химически активной – она содержит в достаточно большом количестве связи типа Si-H и Si-OH, а также оборванные связи кремния. В результате молекулы красителя, адсорбированные на поверхности пор, могут вступать в химическое взаимодействие с пористым кремнием (явление хемосорбции). Изменение химического состояния молекул красителя должно приводить к изменениям в спектре фотолюминесценции.

Кроме того, под действием потока стимулирующего фотолюминесценцию излучения в порах могут происходить различные процессы, приводящие к десорбции молекул красителя или к стимуляции протекания химических реакций. Таким образом, вопросы стабильности молекул красителя при использовании композитов типа ПК-краситель могут играть важную роль при создании фотопреобразователей излучения и при разработке светоизлучающих приборов на их основе.

Инфракрасные спектры поглощения для образцов с различным размером пор были получены на ИК-Фурье спектрометры VERTEX 70 фирмы BRUKER. Оказалось, в образцах макропористого кремния количество связей Si-Hn и Si-O-Si на поверхности существенно меньше, чем в образцах микропористого кремния. При этом влияние процесса осаждения красителя на состав пористого слоя незначительно и тип адсорбции преимущественно физический.

В работе также проведено исследование особенностей фотолюминесценции молекул красителя в зависимости от размера пор в пористом кремнии для мезо и макропористого кремния. Благодаря данным ФЛ подтверждено осаждение красителя Родамин-Б на поверхность образцов и определены оптимальные технологические условия осаждения. Образцы при возбуждении с длинами волн 405 и 532 проявили достаточно интенсивную ФЛ, характерную как для родамина (положение пика ФЛ ~ 530 нм), так и для пористого кремния (положение пика ФЛ ~ 650 нм).

Работа выполнена при поддержке Минобрнауки России в рамках государственного задания ВУЗам в сфере научной деятельности на 2014-2016 годы. (Проект №740, Задание №3.130.2014/К), а также гранта президента РФ МК-4865.2016.2.

Оптические свойства пленок SiO_xN_y на кремнии, имплантированных ионами Ge^+ и отожженных при высоком давлении

И.Е. Тыщенко¹⁾, **К.К. Павлова**¹⁾, Г.К. Кривякин¹⁾, В.А. Володин^{1),2)}

¹⁾ *Институт физики полупроводников им А.В. Ржанова СО РАН,
Новосибирск, 630090, Академика Лаврентьева, 13*

²⁾ *Новосибирский государственный университет,
Новосибирск, 630090, Пирогова, 2*

тел: +7 (383) 333-2493, факс: +7 (383) 333-2775, эл. почта: tys@isp.nsc.ru

Оксид кремния в последние годы рассматривается как диэлектрик, альтернативный оксиду кремния. По сравнению с SiO_2 , оксинитрид кремния обладает меньшей шириной запрещенной зоны и большей диэлектрической проницаемостью. Это делает его привлекательным с точки зрения создания ловушек для хранения заряда. Эффективными ловушками для электронов являются нанокристаллы германия. Одним из универсальных методов создания нанокристаллов Ge, совместимым с имеющейся кремниевой технологией, является метод ионно-лучевого синтеза. Однако, коэффициенты диффузии многих примесей в оксинитриде кремния, в том числе и германия, много меньше, чем в SiO_2 . Это накладывает некоторые ограничения на процесс ионно-лучевого синтеза. Ранее нами было показано, что гидростатическое сжатие, приложенное в процессе постимплантационного отжига, приводит к увеличению коэффициента диффузии Ge, имплантированного в SiO_2 , на 2-3 порядка величины. Поэтому целью настоящей работы является исследование условий формирования кристаллической фазы германия в пленках SiO_xN_y в результате имплантации ионов Ge^+ и последующего отжига при высоких давлениях и их оптических свойств.

Пленки SiO_xN_y ($x = 0.25$, $y = 1$) с коэффициентом преломления ~ 1.882 толщиной ~ 75 нм осаждались из смеси газов SiH_2Cl_2 ($50 \text{ с}\cdot\text{см}^3$), N_2O ($150 \text{ с}\cdot\text{см}^3$) and NH_3 ($150 \text{ с}\cdot\text{см}^3$) при температуре 780°C под давлением 200 мТорр на подложки монокристаллического кремния n-типа проводимости с удельным сопротивлением 3-10 Ом·см, ориентированные в направлении $\{100\}$. Имплантация пленок SiO_xN_y проводилась ионами Ge^+ с энергией 55 кэВ дозами $2,1 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$, $5,8 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ и $1,7 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$. Последующий отжиг проводился при температуре $T_a = 800\text{-}1300^\circ \text{C}$ в течение 5 часов в атмосфере Ar как при атмосферном давлении, так и в условиях гидростатического сжатия при $P = 1\text{-}12$ кбар. Анализ кристаллической фазы и оптические свойства пленок изучались методами комбинационного рассеяния света (КРС) и фотолюминесценции (ФЛ) в видимом спектральном диапазоне при комнатной температуре.

В спектрах КРС пленок SiO_xN_y , имплантированных ионами Ge^+ дозой $1,7 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$, наблюдались широкие пики с максимумом около 110 и 260 см^{-1} , частотное положение которых соответствует частоте акустических и оптических фононов в разупорядоченной решетке германия. Последующий отжиг при температуре 1000°C сопровождалась гашением низкочастотной полосы КРС и увеличением интенсивности полосы на частоте 260 см^{-1} . При этом в области 300 см^{-1} также появляется слабоинтенсивный пик. С ростом величины гидростатического сжатия соотношение интенсивностей изменяется в пользу пика 300 см^{-1} , природа которого может быть обусловлена оптическим фононом в кристаллическом германии. Увеличение температуры отжига до 1300°C под давлением 12 кбар приводит к подавлению интенсивности пика на частоте 260 см^{-1} и росту интенсивности пика, связанного с частотой оптического германия (300 см^{-1}). В спектрах ФЛ при этом наблюдается гашение полосы с максимумом 570 нм, которая обычно ассоциируется с дефектами в оксинитриде кремния и появлением пика с максимумом 750 нм. Его природа обсуждается в рамках проявления квантово-размерного эффекта в гидростатически сжатых нанокристаллах германия, формирующихся в условиях высокотемпературного отжига при высоких давлениях.

Нанокристаллы кремния и германия в плёнках аморфного гидрогенизированного кремния: формирование и оптические свойства

Г.К. Кривякин¹, В.А. Володин^{1,2}, Г.Н. Камаев¹, С.А. Кочубей¹,
А.А. Шкляев^{1,2}, J. Stuchlik³, А.В. Двуреченский^{1,2}

¹ ИФП СО РАН, Новосибирск, 630090, пр. академика Лаврентьева, 13

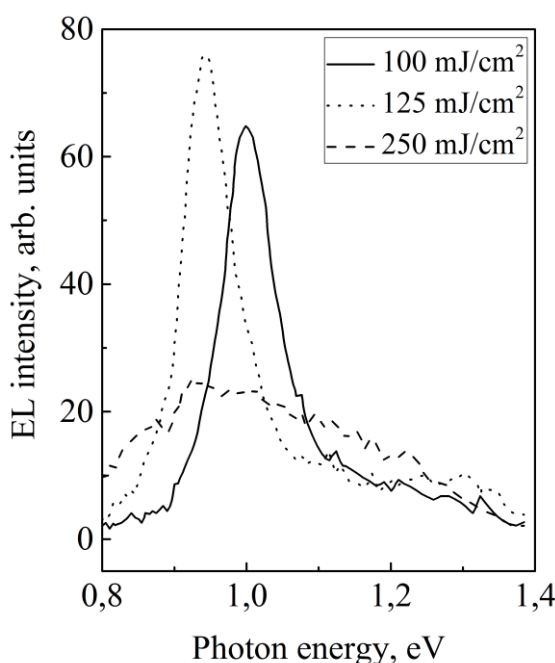
² НГУ, Новосибирск, 630090, ул. Пирогова, 2

³ Institute of Physics ASCR, Czech Republic, Praha, 162 00 6, v. v. i., Cukrovarnická 10/112

тел: (383) 333-2470, факс: (383) 333-2771, эл. почта: grisha992@gmail.com

Нанокристаллы (НК) Ge и Si в аморфных плёнках, интересны как с фундаментальной точки зрения, так и для применения в нано- и оптоэлектронике. Ввиду непрямозонности Si и Ge, способом повышения квантовой эффективности может быть использование структур, в которых они смогут проявить квантоворазмерные свойства. Нами были сформированы и исследованы два типа структур: 1- Ge/Si гетро-система; 2- *p-i-n*-структуры с включениями НК Si в *i*-слой.

В первом случае фокусом исследования было влияние режимов роста германия на кремнии и импульсных лазерных отжигов (ИЛО) на фазовый и элементный состав системы Ge/Si. Основной мето-



дикой исследования плёнок являлась спектроскопия комбинационного рассеяния света (КРС). Показано, что управляя температурой роста плёнки a-Ge на a-Si:H, можно сформировать НК Ge на поверхности аморфного кремния. Анализ спектров КРС показал, что ИЛО с плотностью энергии 120 мДж/см² в импульсе XeCl лазера (15 нс, длина волны 308 нм), приводит к перемещению Ge и Si с последующей полной кристаллизацией германия и частичной кремния, итогом стала трёхфазная система НК Ge_{0.7}/Si_{0.3}, НК Si и a-Si:H.

Второй изучаемой структурой была *p-i-n*-структура на основе аморфного кремния с нанокристаллическими включениями в *i*-области. Структура имеет следующий вид: Стекло/ITO/a-Si:H(*n*-*thin*)/a-Si:H(*i*-*thin* с НК Si)/a-Si:H(*p*-*thin*)/Al. Плёнки аморфного кремния выращивались методом плазмохимического осаждения (ПХО), а НК в *i*-области формировались с применением ИЛО в трёх режимах: 100 мДж/см² (до порога плавления Si), 125 мДж/см² (на границе плавления) и 250 мДж/см² (выше порога плавления).

Структуры обладали диодной ВАХ, в образцах с ИЛО было зафиксировано проявление электролюминесценции (ЭЛ), вид которой приведён на рисунке. Наибольший сигнал ЭЛ проявил образец с ИЛО 100 мДж/см², в котором ТЭМ и КРС спектроскопия *i*-области не показали наличия НК или каких либо структурных изменений после ИЛО в отличие от других образцов. Исходные структуры (без ИЛО) не проявили заметной ЭЛ. Излучательные переходы с энергиями ~ 0.9 эВ в гетерофазной системе a-Si:H/НК-Si предположительно связаны с состояниями на границе НК Si [1].

Итак, развит способ формирования НК кремния и германия в структурах на основе аморфного гидрогенизированного кремния на нетугоплавких подложках с использованием наносекундных ИЛО.

Литература

Г.К. Кривякин и др. // ФТП. 2016. Т.50, вып.7. С.952-957.

Люминесцентные свойства резонаторов мод шепчущей галереи, сформированных на базе структур с самоформирующимися наноструктурами Ge(Si)

М.В. Степихова^{1,2)}, С.М. Сергеев¹⁾, Е.Е. Морозова¹⁾, М.В. Шалеев¹⁾,
А.В.Новиков^{1,2)}, В.А.Вербус¹⁾, З.Ф.Красильник^{1,2)}

¹ Институт физики микроструктур РАН, Нижний Новгород, 603950, ГСП-105

² ННГУ им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород, 603950, пр. Гагарина 23
тел: +7 (831) 417-9482, факс: +7 (831) 417-9464, эл. почта: mst@ipm.sci-nnov.ru

В работе представлены результаты исследований дисковых и кольцевых микрорезонаторов, сформированных на базе светоизлучающих структур Ge/Si. Исследуемые микрорезонаторы представляют интерес с точки зрения возможностей их применения в схемах и устройствах кремниевой оптоэлектроники. В силу малого размера резонаторы такого типа могут быть легко интегрированы в схемы микроэлектроники и используются в настоящее время в качестве активных и пассивных компонент электронно-фотонных схем для задержки, фильтрации и модулирования оптического сигнала [1,2]. Не маловажную роль здесь играют и электродинамические особенности таких резонаторов, позволяющие за счет эффектов взаимодействия электромагнитного поля с активной средой изменять излучательные свойства последней [3].

В данной работе исследовались дисковые и кольцевые микрорезонаторы, сформированные на базе светоизлучающих структур с самоформирующимися наноструктурами Ge(Si). Структуры выращивались методом молекулярно-пучковой эпитаксии на подложках SOI. Активная область структур представляла собой чередующуюся последовательность слоев наноструктур Ge(Si) с промежуточными слоями Si, локализованную в кремниевом волноводе. Количество слоев наноструктур Ge(Si) варьировалось от 5 до 20, полная толщина волновода составляла 250 – 770 нм. Для формирования микрорезонаторов в работе использовались методы оптической литографии и плазмохимического травления. Внешний диаметр микрорезонаторов варьировался от 3 до 40 мкм. Исследования полученных микрорезонаторов проводились методом микро-фотолюминесценции с высоким пространственным (до 3 мкм) и спектральным (до 0.01 нм) разрешением.

Проведенные в работе исследования позволили выделить в спектрах микрофотолюминесценции сформированных структур резонансные особенности, хорошо описываемые в рамках теории мод шепчущей галереи. В работе показана взаимосвязь наблюдаемых резонансных спектров с качеством изготовления микрорезонаторов и условиями их обработки после процедуры плазмохимического травления (условиями пассивации поверхности стенок микрорезонаторов после травления). В работе приводится анализ резонансных спектров (их интенсивности и модового состава) в зависимости от геометрических параметров исследованных микрорезонаторов и излучательных особенностей активной среды. Обсуждаются условия наблюдения эффекта Парселла в таких структурах.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект #15-02-05272) и программ РАН.

Литература

1. С. Sun et al. // Nature. 2015. V.528. P. 534-538.
2. J.S. Orcutt et al. // Opt. Express. 2012. V.20, No.11. P. 12222-12232.
3. K.J. Vahala // Nature. 2003. V.424. P. 839-846.

Излучательные и магнитные свойства деформационных дефектов в изотопно-обогащенном ^{29}Si

А.Н. Терещенко¹, Э.А. Штейнман¹, О.В. Коплак², Р.Б. Моргунов²

¹ Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, 142432, ул. Академика Осипьяна, 2

² Институт проблем химической физики РАН, Черноголовка, 142432, пр. академика Семенова, 1
тел.: +7 (49652) 28201, факс: +7(496) 522 8160, эл. почта: tan@issp.ac.ru

Ранее [1] нами была обнаружена корреляция температурных зависимостей интенсивности линии $D1$ дислокационной люминесценции и магнитного момента пластически деформированных изотопно-обогащенных кристаллов ^{29}Si . Установлено, что магнитная восприимчивость деформированных кристаллов, полученная интегрированием спектров электронного парамагнитного резонанса, и интенсивность линии $D1$ претерпевают схожие немонотонные вариации при изменении температуры в диапазоне 20–32К (рис.1). Значимость этого результата заключается в потенциальной возможности использования эффекта влияния пластической деформации на магнитные свойства и дислокационную люминесценцию изотопно-обогащенного кремния ^{29}Si : В для построения чисто кремниевых квантовых компьютеров, поскольку ядерные спины в кремнии имеют весьма значительные времена спиновой релаксации, что является одним из главных критериев работоспособности квантовых компьютеров.

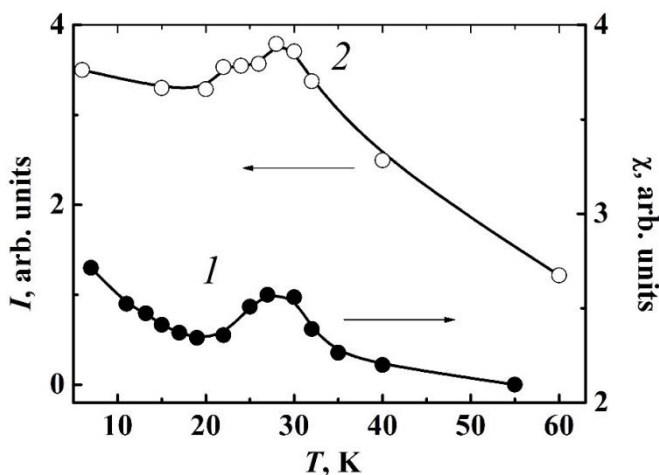


Рисунок 1. Температурные зависимости магнитной восприимчивости χ деформированного образца, полученной двойным интегрированием спектра ЭПР (1) и интенсивности люминесценции линии $D1$ после двукратной деформации (2). Приведенные зависимости нормированы для удобства сравнения в одной шкале.

Одной из проблем создания квантового процессора является фиксация и определение геометрического расположения спинов в образце, от которого зависит адресное считывание и запись информации. Такая возможность появляется при введении дефектов методом пластического деформирования, при котором известна пространственная ориентация дефектов. В связи с этим, задачей данной работы являлось изучение динамики генерации парамагнитных дефектов, времен когерентности электронных и ядерных спинов, а также разработка методики изготовления соответствующих наноструктур.

Работа выполнена при поддержке Программы Президиума РАН «Современные проблемы физики низких температур».

Литература

1. О.В. Коплак и др., ФТП, т.49, вып. 9, стр.1175-1179, (2015).

Парамагнитные свойства наночастиц кремния, полученных методом лазерно-индуцированного пиролиза

А.А. Миннеханов¹⁾²⁾³⁾, Е.А. Константинова¹⁾²⁾³⁾, А.В. Павликов¹⁾, П.К. Кашкаров¹⁾²⁾³⁾

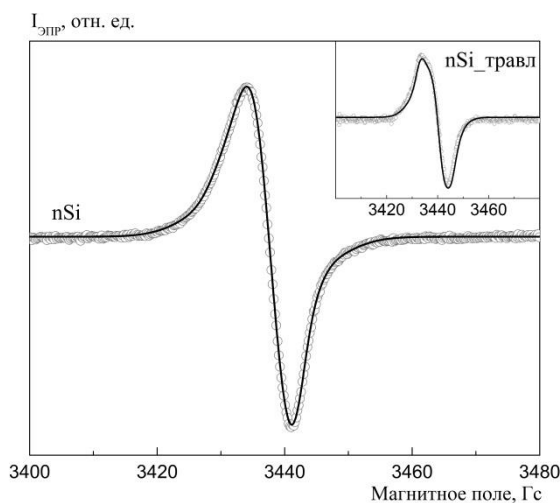
¹ Физический Факультет МГУ имени М.В. Ломоносова,
Москва, 119991, ГСП-1, Ленинские горы, 1

² Национальный Исследовательский Центр «Курчатовский Институт»,
Москва, 123182, пл. Академика Курчатова, 1

³ Московский физико-технический институт (государственный университет),
Долгопрудный, 141700, Институтский пер., 9
тел: (495) 939-2193, эл. почта: minnekhanov@physics.msu.ru

В настоящее время наблюдается неуклонный рост исследовательского интереса к наноструктурированному кремнию в связи с возможностью применения данного материала в различных областях науки и техники. Простым и доступным методом получения наночастиц (НЧ) кремния является термическое разложение (пиролиз) моносилана [1]. Было показано, что НЧ, полученные данным способом, содержат высокую концентрацию оборванных связей, которые могут взаимодействовать с носителями заряда, играя роль ловушек, что сказывается на эффективности переноса заряда и тем самым влияет на возможность практического применения данных НЧ. Обычно выделяют три типа таких дефектов: D-центры (или оборванные связи в аморфном кремнии), P_{b0} -центры (или идентичные им P_b -центры) и P_{b1} -центры.

В настоящей работе методом спектроскопии электронного парамагнитного резонанса (ЭПР) были изучены образцы НЧ кремния, полученные путем лазерно-индуцированного пиролиза смеси особо чистых газов в поточном реакторе под воздействием непрерывного излучения CO_2 -лазера ИЛГН-802 с длиной волны $\lambda=10,6$ мкм [2]. Спектры ЭПР были получены при помощи ЭПР-спектрометра Bruker ELEXSYS-500. Компьютерная симуляция сигнала ЭПР проводилась в программном модуле EasySpin пакета MATLAB [3].



На рис. 1 представлен ЭПР-спектр образца НЧ кремния (кружки) и его компьютерная симуляция (линия). В результате сравнения параметров симуляции с литературными данными [4,5] было установлено, что доминирующим типом дефектов в исследуемых НЧ являлись D-центры. Также были обнаружены P_{b0} и P_{b1} -центры. Общая концентрация дефектов составила 3×10^{16} спин/г. Для изучения влияния процессов окисления на парамагнитные свойства НЧ, нами были проведены измерения ЭПР после травления образца в растворе $H_2O+HF+HNO_3$ (в этом случае НЧ обладали стабильной люминесценцией). Спектр травленного образца представлен на вставке рис. 1. Путем компьютерной симуляции было установлено, что данный сигнал также состоит из

линий P_{b0} , P_{b1} и D центров, однако общая концентрация дефектов снизилась более чем в 4 раза, что позволяет сделать вывод, что стабильной люминесценцией обладают образцы с наименьшей концентрацией радикалов.

Авторы благодарны В.И. Пустовому (ИОФ РАН, Москва) за предоставленные образцы.

Литература

1. Ring M.A., O'Neal H.E. // J. Phys. Chem. 1992. Vol. 96, № 26. P. 10848–10855.
2. Vladimirov A. et al. // Laser Phys. 2011. Vol. 21, № 4. P. 830–835.
3. Stoll S., Schweiger A. // J. Magn. Reson. 2006. Vol. 178, № 1. P. 42–55.
4. Cantin J.L. et al. // Phys. Rev. B. 1995. Vol. 52, № 16. P. R11599–R11602.
5. Poindexter E.H. et al. // J. Appl. Phys. 1981. Vol. 52, № 2. P. 879–884.

Формирование и исследование массивов кремниевых нанопилларов с встроенным вертикальным р-п переходом

Л.С. Басалаева, Ю.В. Настаушев, Ф.Н. Дульцев, А.В. Латышев
Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН,
Новосибирск, 630090, пр. Ак. Лаврентьева 13

тел: (383) 330-9082, факс: +7(383)333-27-71, эл. почта: GolobokovaLS@isp.nsc.ru

Кремниевые нанопиллары (Si НП) в последнее время вызывают значительный интерес исследователей. Это связано с тем, что Si НП имеют необычные оптические свойства и представляют качественно новые возможности управления световыми потоками [1-3]. В нашей работе исследовались особенности формирования Si НП с встроенным вертикальным р-п переходом. Для создания массивов кремниевых НП применялся подход «top-down», включающий в себя электронно-лучевую литографию и реактивное ионное травление. Проводилось исследование взаимодействия света с Si НП. Исследовалась фоточувствительность Si НП с целью оценки эффективности использования таких структур для солнечных батарей.

Для формирования Si НП с вертикальным р-п переходом на поверхности исходной кремниевой пластины выращивались эпитаксиальные структуры методом молекулярно-лучевой эпитаксии. Электронная литография проводилась на установках Pioneer и Raith 150 (Raith GmbH). В качестве маски

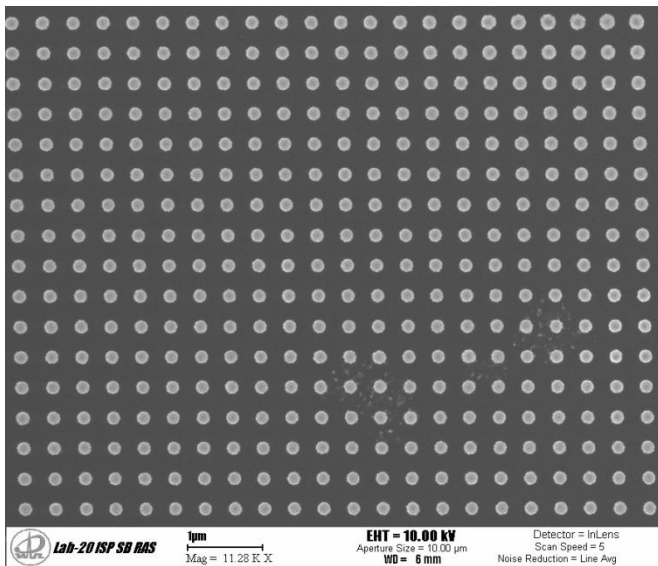


Рис.1 РЭМ изображение массива Si НП (вид сверху). Масштабная метка 1 μm .

для травления кремния использовался полимер (негативный резист ma-N2403) толщина которого составляла 300 нм. Диагностика полученных структур проводилась методом растровой электронной микроскопии (РЭМ). Были получены массивы НП высотой 500 нм, с различным периодом (400 нм -1000 нм), диаметр варьировался от 60 до 250 нм (Рис.1).

Пассивация поверхности проводилась путем кипячения в концентрированной азотной кислоте. Для улучшения электрофизических характеристик также был нанесен пассивирующий слой оксинитрида титана [4]. Было продемонстрировано, что полевая пассивация путем формирования диэлектрического слоя снижает потери на рекомбинацию на наноструктурированной поверхности кремния. Для активации электропроводности Si НП использовался микроволновый отжиг. Были измерены ВАХ массивов Si НП с вертикальным р-п переходом. Была зафиксирована высокая фоточувствительность образцов с Si НП, при этом верхняя часть столбиков была закрыта алюминием и свет распространялся в волноводном режиме вдоль поверхности кремния.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-32-00269 мол_а. Работа выполнена на оборудовании ЦКП «Наноструктуры».

Литература

1. Zhijie Wang et al. // Nano Energy 2016. V. 19, P 328 -362.
2. Byoung-Ho Cheong et.al.// Appl. Phys. Lett. 2009. V 94, P 213104.
3. F. Dominec et al. // Optics Express 2014. V. 22, P. 30492.
4. F. N. Dultsev et al. // Thin Solid Films 2011. V. 519, P. 6344-6348.

Получение упорядоченных наноразмерных структур si на поверхности CaF₂

С.Б. Донаев, Х.Х. Болтаев, Ш. Бегмаматов,
Д.А. Ташмухамедова, Б.Е. Умирзаков
Ташкентский государственный технический университет
Узбекистан, 100095, Ташкент, ул. Университетская 2,
тел.: (+998 71) 246-65-50, e-mail: ftmet@rambler.ru

В настоящее время слоистые нанопленочные структуры на основе Si/CaF₂ имеют большие перспективы в создании новых видов резонансно-туннельных диодов, высокочастотных транзисторов и сверхрешеток, приборов с отрицательным дифференциальным сопротивлением, магнитно-оптических приборов, в целом в создании приборов твердотельной электроники, где используются квантово-размерные эффекты. Наряду с такими многослойными структурами очень перспективным является получение упорядоченных одинаковых нанокристаллических фаз одного материала на поверхности другого материала. Данная работа посвящена получению регулярно расположенных нанокристаллических фаз и однородных нанопитаксиальных пленок кремния толщиной 20 – 30 Å ($\theta = 8 - 10$ монослоев) на поверхности эпитаксиальных пленок CaF₂/Si (111) с последовательным использованием методов ионной бомбардировки и термического осаждения. Перед исследованием проводился термический отжиг пленки CaF₂ при $T \approx 1100$ К в течение 50 – 60 мин. Бомбардировка в основном проводилась ионами Ag⁺ с $E_0 = 1$ кэВ с вариацией дозы облучения D в пределах от 10^{12} см⁻² до 10^{14} см⁻². Наиболее регулярные с одинаковыми размерами нанокластеры формировались при адсорбции атомов Si на CaF₂, облученного с $D = 5 \cdot 10^{13}$ см⁻². При этой дозе поверхность CaF₂ пока еще не теряет свою кристалличность, но происходит образование дефектных центров, обогащенных атомами Ca с поверхностными размерами $d = 1,5 - 2$ нм. Напыление атомов Si с толщиной θ примерно одного монослоя и последующий прогрев при $T \approx 800$ К приводило к формированию на поверхности CaF₂ монокристаллических фаз Si с диаметром 10 – 15 нм. Увеличение толщины слоев атомов Si до 3 монослоев приводило к монотонному росту размеров (основания и высоты) островков: диаметр островков составлял $d = 20 - 30$ нм, а их высота – 10 – 15 Å. При этом степень покрытия поверхности CaF₂ атомами Si лежит в пределах 35 – 40 %, что хорошо согласуется с данными полученными методом РЭМ.

Влияние локального фотонного отжига на удельное сопротивление солнечного кремния

Е.А. Гостева¹⁾, В.В. Старков²⁾, Ю.Н. Пархоменко¹⁾

¹⁾ Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,
Москва, 119049, Ленинский пр-т, 4

ФГБУН «Институт проблем технологии микроэлектроники и особо чистых материалов РАН»,
г. Черноголовка Московской обл., 142432, ул. Академика Осипьяна, д. 6

Несмотря на большие усилия исследователей по разработке новых материалов, основным для изготовления солнечных элементов (СЭ) наземного применения является кремний. Тенденция уменьшения стоимости СЭ ведет к все более широкому применению дешевых сортов так называемого «солнечного» и мультикристаллического кремния. Для этих сортов кремния характерно более высокое содержание структурных дефектов. Повышение эффективности фотопреобразования до предельных значений предполагает более детальный учет и управление механизмами транспорта фотогенерированных носителей заряда в материале с гетерогенным распределенными пространственными дефектами. В качестве механизма снижения рекомбинационных потерь предлагается использовать процесс уменьшения времени разделения фотогенерированных носителей тока в структуре СЭ с зарядовыми насосами, в качестве которых в p -базе могут выступать встроенные локальные n^+ -области, системы металл-полупроводник в виде барьеров Шоттки, локальные области диэлектрик-полупроводник или металл-диэлектрик-полупроводник, локальные гетеропереходы, и др. [1,2].

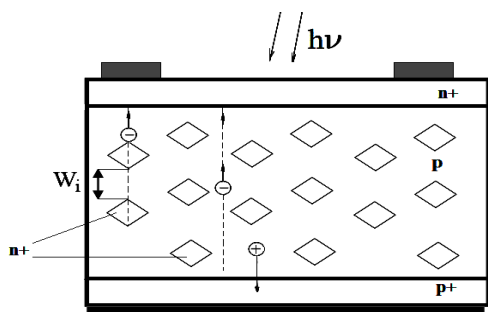


Рисунок 1. Фрагмент структуры СЭ с зарядовыми насосами дискретной топологии.

Время пролета электронами p -базы с зарядовыми насосами определяется диффузионным пролетом слоя W (неосновных носителей) и временем дрейфа электронов (основных носителей) в n^+ -области (рис.1,[2]). Время заряда локальной n^+ -области генерируемым фотонапряжением составляет величину менее 10^{-10} с, поэтому основная инерционность обусловлена временем диффузии через слой W , составляющий десятые или сотые доли общей толщины базы d . Поэтому, по сравнению с традиционной структурой, время разделения зарядов снижается на полтора-два порядка, что существенно уменьшает рекомбинационные потери. Проведенные теоретические оценки [2] показывают, что в структуре, у которой половина объема занята зарядовыми насосами с $W = 0,1d$, а другая имеет толщину p -

базы d , эффективность возрастает с 15% до 21% при одинаковых рекомбинационных свойствах используемого кремния. В работе [3] продемонстрирована эффективность формирования зарядовых насосов с дискретной топологией в структуре СЭ методом локального фотонного отжига (ЛФО). Наиболее вероятным механизмом появления локальных n^+ -областей в p -базе является формирование термодоноров (ТД). При этом появление ТД должно модулировать удельное сопротивление p -базы в сторону его увеличения. В настоящей работе представлены результаты исследования влияния атермического режима ЛФО на изменение удельного сопротивления p -типа кремния, используемого в производстве СЭ. Полученные результаты подтверждают предположение о возникновении в структуре кремния ТД.

Литература

1. В.А. Гусев. Фотопреобразователи на основе зарядовых насосов. Вестн. СевНТУ. Сер. Информатика, электроника, связь - 2011. - Вып. 114. - С. 199 – 203.
2. V.A. Gusev, V.V. Starkov, A.V. Teterskii. Solar cells with a charge pump: theoretical prospects and technological aspects of the application. Russian Microelectronics. - 2015. -V. 44, N. 8. - p. 1 – 6.
3. В.В. Старков, В.А. Гусев, Н.О. Кулаковская, Е.А. Гостева, Ю.Н. Пархоменко. Формирование зарядовых насосов в структуре фотопреобразователей (в печати).

Твердофазная кристаллизация пленок аморфного гидрогенизированного субоксида кремния, синтезированных струйным плазмохимическим методом

А.О. Замчий¹, С.Я. Хмель¹, Е.А. Баранов¹, М.А. Буйко²

¹Институт теплофизики им. С.С.Кутателадзе СО РАН,
Новосибирск, 630090, Академика Лаврентьева 1

²Новосибирский государственный университет, Новосибирск, 630090, Пирогова 2
тел: (383) 335-6676, факс: (383) 330-8480, эл. почта: zamchiy@gmail.com

В последнее десятилетие проявляется значительный интерес к получению и исследованию нанокристаллитов кремния, заключенных в матрицу SiO₂ ввиду их широкого применения в оптоэлектронике и фотовольтаике [1, 2].

Для синтеза тонких пленок аморфного гидрогенизированного субоксида кремния (a-SiO_x:H) использовался метод газоструйного химического осаждения с активацией электронно-пучковой плазмой [3]. Пленки были получены на подложках из монокристаллического кремния из смеси моносилаана с аргоном (5% SiH₄ + 95% Ar) с расходом 18-89 н.см³/мин при добавлении аргона, с расходом 278 н.см³/мин. Таким образом, соотношение расходов аргона [Ar] и моносилаана [SiH₄] в смеси рабочих газов R = [Ar]/[SiH₄] составляло 82-332. Температура подложки в процессе синтеза составляла 260°C. Кислород в процессе эксперимента подавался непосредственно в вакуумную камеру с расходом 6 н.см³/мин. Активация газов осуществлялась электронным пучком, пересекающим струю вблизи газового источника. Электронный пучок с энергией 1600 эВ и током 55-70 мА генерировался форвакуумной электронной пушкой с плазменным катодом на основе разряда с полым катодом. Далее пленки были подвержены термическому отжигу для формирования в них нанокристаллитов кремния. Процесс протекал в вакуумной печи при давлении 6 Па и температуре 700 °С в несколько этапов. Длительность каждого этапа составляла 120 мин, скорость нагрева образцов - 20 °С/мин. Состав и структурные свойства пленок после каждого этапа отжига, а также исходного материала были исследованы при помощи методов Фурье инфракрасной спектроскопии (ИК) и спектроскопии комбинационного рассеяния света (КРС).

Степень кристалличности пленок, а также размер кристаллитов были определены на основании спектров КРС, полученных на спектрометре T64000 Horiba Jobin Yvon [4].

Содержание связанного водорода и кислорода в пленках были оценены из ИК спектров пропускания пленок, записанных с помощью ИК Фурье-спектрометра Bruker IFS 113v в вакуумной откачке [5].

Таким образом, впервые было исследовано влияние термического отжига на пленки a-SiO_x:H, синтезированных методом газоструйного химического осаждения с активацией электронно-пучковой плазмой, определено влияние параметров синтеза пленок на характеристики структур, полученных в результате термического отжига.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 15-08-08334-а.

Литература

1. J. Ruan et al. // Appl. Phys. Lett. 2003. Vol. 83. P. 5479-5481.
2. G. Conibeer et al. // Thin Solid Films. 2006. Vol. 511 – 512 P. 654-662.
3. R.G. Sharafutdinov et al. // Sol. Energy Mater. Sol. Cells. 2005. Vol. 89. P. 99-111.
4. G.B. Tong et al. // Vacuum. 2012. Vol. 86. P. 1195-1202.
5. M. Zacharias et al. // J. Non-Cryst. Solids. 1994. Vol. 169. P. 29-36.

Характеризация наноразмерных порошков кремния, полученных термическим разложением силана

Т.В. Котерева¹⁾, В.А. Гавва¹⁾, А.В. Нежданов²⁾

¹ *Институт Химии Высокочистых веществ им. Г.Г.Десятых РАН, 603950, Нижний Новгород, ул. Тропинина, 49*

² *Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, 678076 Нижний Новгород, Россия, Пр. Гагарина 23
тел: +7 (831) 262-7750, факс: +7 (831) 262-5764,
эл. почта: kotereva@ihps.nnov.*

Наноразмерные порошки кремния привлекают внимание как объект фундаментальных исследований влияния дисперсности на свойства полупроводников. В прикладном плане, они перспективны для использования в фотонике, биологии, медицине. Разработаны различные способы получения наноразмерных порошков кремния, основанные на испарении веществ с последующей конденсацией, плазмохимическом осаждении, лазерной абляции, газофазном синтезе и др. [1]. Наиболее чистые и монодисперсные наноразмерные порошки кремния получают разложением моносилана в адиабатическом процессе [2]. Мелкодисперсный порошок кремния образуется как побочный продукт реакции пиролиза моносилана при получении поликристаллического кремния. Представляет интерес изучение его свойств.

Цель работы - характеристика по дисперсности и примесному составу наноразмерного порошка кремния, образующегося в процессе получения поликристаллического кремния по силановой технологии. Исследовались порошки кремния с природным изотопным составом и моноизотопного кремния-28 (99,99 %).

Изображения, полученные с помощью просвечивающей электронной микроскопии показали, что полученные порошки кремния состоят из сферических частиц размером 10-25 нм. Методом рентгенофлуоресцентного анализа показано, что порошки содержат от 3 до 20% кислорода в зависимости от времени их хранения. Примесный состав порошков исследован методом лазерной масс-спектрометрии.

Изучение спектров КР порошков показало, что в основном частицы присутствуют в виде нанокристаллов. Об этом свидетельствует положение максимума КР на оптических фонах, локализованных в нанокристаллах при 500 см^{-1} и его длинноволновый сдвиг на $\sim 20\text{ см}^{-1}$ в «красную область» относительно полосы КР объемного образца кремния. Уширение полосы КР до 19 см^{-1} в порошках ^{nat}Si и ^{28}Si может быть связано с распределением частиц по размерам и присутствием аморфной структуры. Теоретические оценки размеров нанокристаллов по положению пика КР дают значение среднего диаметра нанокристаллов $\sim 3\text{ нм}$.

ИК-спектроскопическое исследование мелкодисперсных порошков кремния показало, что в спектрах присутствуют полосы поглощения характерные для связей Si-H₄ при $2250\text{-}2100\text{ см}^{-1}$ и 960 см^{-1} , Si-OH при 3300 см^{-1} и 1600 см^{-1} , Si-O-Si Si-O и SiO₂ в области 1100 , 860 и 500 см^{-1} соответственно.

Сопоставление спектров КР и ИК-поглощения порошков ^{nat}Si и ^{28}Si пока не позволяет сделать однозначного заключения о проявлении в них изотопного сдвига, так как его сложно выделить на фоне эффектов, связанных с размерностью.

Работа выполнена по теме госзадания № 0095-2014-0001

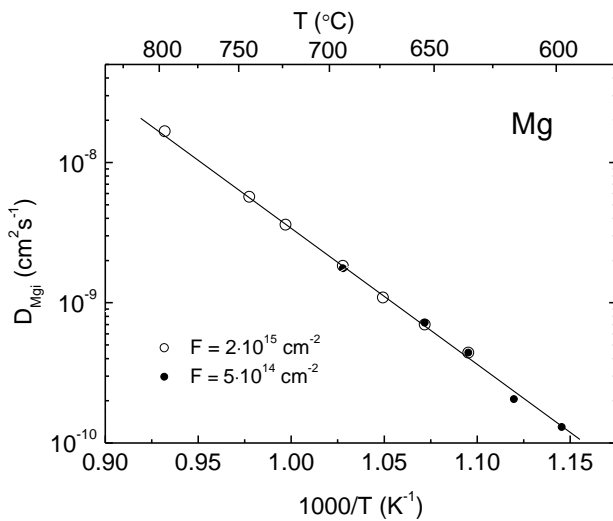
Литература

1. Л.А. Асламов, Г.В. Фетисов, А.А. Ищенко. Нанокремний: свойства, получение, применение, методы исследования и контроля. Физика квантовых низкоразмерных структур. М.: Физматлит, 2011. 646 с.
2. Г.А. Поздняков, А.И. Сапрыкин, В.Н. Яковлев. Получение наноразмерных порошков кремния в адиабатическом процессе // ДАН Т. 456, №1, 2014, с. 1-4.

Диффузия междузельного магния в кремнии из ионно-легированного слоя

В.Б. Шуман, А.А Лаврентьев, Ю.А. Астров, А.Н. Лодыгин, Л.М. Порцель
Физико-технический институт им. А.Ф.Иоффе,
Санкт-Петербург, 194021, Политехническая, 26
тел: (812) 297-2245, факс: (812) 297-1017, эл. почта: Shuman@mail.ioffe.ru

Несмотря на длительную историю изучения кремния, легированного магнием, свойства этого материала понята недостаточно. В частности, малоизучен процесс диффузии магния в Si. Цель настоящего исследования – определение коэффициента диффузии междузельных донорных центров Mg_i (D_{Mgi}) в кристаллах Si в области температур $T = 600 - 800^\circ\text{C}$. Для этого использовался метод диффузии Mg из имплантированного слоя в объем полупроводника. В опытах применялись пластины бездислокационного БЗП p -Si с удельным сопротивлением $450 \text{ Ом}\cdot\text{см}$. Ориентация пластин (100), толщина 0.8 мм . Образцы легировались при комнатной температуре при энергии ионов 150 кэВ . Ис-



следовались две серии образцов, приготовленные при дозах введенной примеси $F = 2.0 \cdot 10^{15}$ и $5.0 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$. Легированные пластины отжигались в аргоне либо на воздухе при различных T при длительности отжига в диапазоне от 5 минут до 5 часов. Формы пространственных распределений Mg в имплантированной области для начального состояния и в отожженных образцах исследовались с помощью метода масс-спектрометрии вторичных ионов. Температурная зависимость коэффициента диффузии определялась путем исследования зависимости глубины p - n перехода в образцах от температуры и времени прогрева.

На рисунке представлена полученная зависимость $D_{Mgi}(T)$, где приведены данные для обеих серий образцов. Прямая линия на графике соответствует аналитической зависимости, которая получена путем подгонки уравнения Аррениуса к экспериментальным точкам:

$$D_{Mgi} = 32.0 \exp(-1.98/k_B T),$$

где k_B – постоянная Больцмана, T – температура [K].

Высокая скорость диффузии примеси указывает на то, что процесс осуществляется по междузельному механизму.

Таким образом, в работе впервые определена температурная зависимость коэффициента диффузии магния в кремнии.

Исследование частично поддержано грантом РФФИ 14-02-00638. Авторы благодарят Г.Я. Москалева (ОКБ-Планета, г. Великий Новгород) за проведение операции ионного легирования.

Особенности электронной структуры и состава массивов нитевидного кремния, сформированного методом металл-ассистированного жидкофазного травления

Д.Н. Нестеров¹, В.А. Терехов¹, С.Ю. Турищев¹, К.Г. Колтыгина¹, Е.В. Парина¹, Д.А. Коюда¹,
Н.А. Румянцева¹, А. Schleusner², V. Sivakov², Э.П. Домашевская¹

¹ Воронежский государственный университет,

Воронеж, 394018, Университетская пл. 1

² Leibniz Institute of Photonic Technology, Jena, Germany

тел: (473) 220-8363, факс: (473) 220-8363, эл. почта: nesterov@phys.vsu.ru

Пористый кремний уже давно является предметом пристального внимания исследователей, и нитевидный кремний, как его частный случай, не является исключением. Массивы нитевидного кремния имеют хорошие перспективы применения для создания светоизлучающих наноструктур, газовых сенсоров, а также использования в качестве полупроводниковой матрицы. Поскольку формируемые структуры имеют очень развитую поверхность, то для их исследования необходимо применять методы, чувствительные к локальному окружению атомов, входящих в состав поверхностных слоев. Такими методами являются эмиссионная спектроскопия (USXES — Ultrasoft X-ray Emission Spectroscopy) и спектроскопия ближней тонкой структуры края рентгеновского поглощения (XANES — X-ray Absorbption Near Edge Structure).

Для создания массивов кремниевых нанонитей использовался метод металл-ассистированного жидкофазного травления MAWCE (Metal Assisted Wet Chemical Etching) пластин монокристаллического кремния с-Si (100) двух типов. Первый тип пластин с высокой (10^{20} см⁻³, удельное сопротивление < 0,005 Ом/см) степенью легирования бором (B), второй тип с низкой (10^{15} см⁻³, удельное сопротивление ~ 1-5 Ом/см) степенью легирования бором (B). Исходные пластины монокристаллического кремния были подвергнуты предварительной обработке в ацетоне и плавиковой кислоте для удаления с поверхности естественного оксида кремния SiO₂. Кремниевые нанонити получались двухэтапным методом. На первом этапе на поверхность пластин осаждались наночастицы серебра. На втором этапе пластины подвергались травлению в растворе плавиковой кислоты и перекиси водорода. Пластина с высоким удельным сопротивлением (LD-SiNW) травилась в течение 20 минут, с низким удельным сопротивлением (HD-SiNW) — 60 минут.

Картина микродифракции показывает наличие разориентированных кристаллитов в образцах HD-SiNW и LD-SiNW. Результаты рентгеновской дифракции не противоречат данным микродифракции. USXES Si L_{2,3} спектры были зарегистрированы при различных глубинах анализа от 10 нм до 120 нм. Из данных USXES можно сделать вывод о значительном окислении образца HD-SiNW, и только при глубине анализа 120 нм наблюдается незначительное содержание фазы кристаллического кремния. Для образца LD-SiNW результаты USXES показывают преобладание фазы кристаллического кремния. Данные спектров XANES хорошо согласуются с результатами USXES.

Работа выполнена при поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации в рамках государственного задания ВУЗам в сфере научной деятельности на 2014-2016 годы, проекты № 1606, 757, 3.1868.2014/К.

Формирование и диагностика элементов кремниевой фотоники

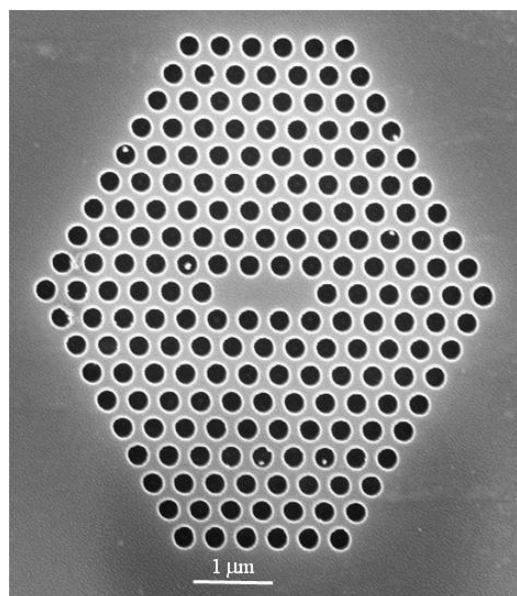
Н.А. Байдакова¹, З.Ф. Красильник¹, К.Е. Кудрявцев¹, В.Ф. Лукичев², Е.Е. Морозова¹,
А.В. Новиков¹, Н.А. Орликовский², С.М. Сергеев¹, Е.В. Скороходов¹,
М.В. Степихова¹, А.А. Татаринцев²

¹ Институт физики микроструктур РАН, Нижний Новгород, 603950, ГСП-105

² Физико-технологический институт РАН, Москва, 117218, Нахимовский проспект 36/1
тел: (831) 417-9480, факс: (831) 417-9464, эл. почта: anov@ipmras.ru

В работе представлены результаты по формированию на подложках «кремний на изоляторе» (SOI) и структурах с Ge(Si) самоформирующимися наноструктурами, выращенными на них, различных элементов кремниевой фотоники и их диагностике.

Волноводные структуры формировались на SOI подложках с тонким (200 - 250 нм) приборным слоем Si. С помощью оптической литографии и плазмохимического травления (ПХТ) в смеси SF₆/C₄F₈ газов были изготовлены полосковые волноводы, реализующие схемы адиабатического сопряжения относительно узких (2 мкм) волноводов, удобных для реализации оптических схем на кристалле, с более широкими (10 мкм) волноводами, оптимальными для ввода и вывода излучения с использованием одномодового оптического волокна. Для реализации вертикального ввода и вывода излучения в их широкой части методами электронной литографии и ПХТ формировались дифракционные решетки с периодом ~660 нм, фактором заполнения 50% и глубиной травления 70 нм. Проведенные измерения показали, что формируемые дифракционные решетки позволяют увеличить эффективность сопряжения в системе «волокно-волновод-волокно» на два порядка.



Для формирования различных микрорезонаторных структур использовались как SOI подложки, так и структуры с Ge(Si) самоформирующимися наноструктурами, выращенные на них методом МПЭ. Встраивание Ge(Si) островков в микрорезонаторы позволяет значительно увеличить эффективность излучательной рекомбинации носителей заряда в них [1]. В работе дисковые и кольцевые резонаторы диаметром от 5 до 40 мкм были сформированы с помощью оптической литографии и ПХТ. Особое внимание при их формировании было уделено уменьшению шероховатости их боковых стенок. При комнатной температуре от структур с Ge(Si) островками, встроенными в дисковые резонаторы, наблюдается модуляция их сигнала фотoluminesценции, связываемая с проявлением резонансных мод.

С помощью электронной литографии и ПХТ были получены микрорезонаторы на основе фотонных кристаллов (см. на рисунке снимок СЭМ фотонного кристалла с L3 дефектом) и исследованы их оптические свойства.

Работа выполнена при поддержке Программ РАН и РФФИ (проекты № 15-02-05272 и 16-32-00459-мол_а).

Литература

J. Xia, T. Maruizumi, Y. Shiraki// Front. Optoelectron. V. 5. 2012. P. 13.

Плазмонные волноводы на основе V-образных каналов и наноструктур в кремнии

А.А. Лямкина, Л.С. Басалаева, С.П. Мощенко
Институт физики полупроводников им. А.В.Ржанова,
Новосибирск, 630090, пр. Лаврентьева, 13
тел: +7 (383) 330-6945, факс: +7 (383) 330-6945, эл. почта: lyamkina@isp.nsc.ru

Плазмонные волноводы рассматриваются в качестве кандидатов для разработки интегральных нанофотонных структур, так как позволяют сконцентрировать электромагнитное поле на масштабах меньше длины волны света и значительно уменьшить геометрические размеры таких структур. Одна из перспективных конструкций таких волноводов основана на создании узкого V-образного канала в металлической подложке [1]. Недавно эта концепция была успешно перенесена на кремниевые подложки, в которых с помощью фотолитографии и последующего жидкостного травления были сформированы V-образные каналы с огранкой плоскостями (111), а затем электронно-лучевым напылением на поверхность каналов была нанесена плёнка золота [2]. Очевидными достоинствами этой методики являются простота технологии, позволяющая формировать каналы с высокой воспроизводимостью, и возможность создания интегральных гибридных структур. В то же время формирование канала с огранкой по кристаллографическим плоскостям ограничивает их геометрию, в том числе повороты на произвольные углы.

Известно, что волноводы на основе цепочек наночастиц позволяют снять ограничения на конфигурацию волновода, а с помощью оптимизации их параметров плазмонные моды могут распространяться практически без затухания [3]. В данной работе теоретически исследованы плазмонные волноводы на основе V-образных каналов, а также наночастиц в виде пирамидок, которые могут быть сформированы в ямках селективного травления в кремнии.

Нами проведено моделирование плазмонных волноводов в виде цепочки пирамидок с помощью приближения дискретных диполей [4]. Параметры пирамидок задавались с учётом реальной геометрии ямок травления в кремниевой подложке, полученных с помощью электронной литографии и последующего жидкофазного травления. Также были изучены волноводы, сформированные в протяжённых V-образных каналах в кремнии. Одна из существенных особенностей данной работы состоит в изменении геометрии индивидуальных частиц и концов каналов с помощью поворота литографического шаблона относительно кристаллографических осей. Показано, что с помощью оптимизации параметров – размера, геометрии частиц, а также расстояния между ними, - могут быть получены плазмонные волноводы с высокой эффективностью передачи оптического сигнала. Изучено взаимодействие волноводов с дипольным излучателем в зависимости от его расположения. Полученные результаты могут быть использованы для создания интегральных гибридных систем на основе полупроводниковых подложек с монолитными излучателями, такими как излучательные центры или квантовые точки.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проекты 16-37-60075, 16-32-00269). ААЛ выражает благодарность за предоставление финансовой поддержки в виде стипендии Президента РФ СП-3014.2016.3.

Литература

1. S.I. Bozhevolnyi et al. // Nature. 2006. 440, 508.
2. C.L.C. Smith et al. // Nano Lett. 2014. 14, 1659.
3. I.L. Rasskazov, S.V. Karpov, V.A. Markel // Opt. Lett. 2013. 38, 22. P. 4743–4746.
4. M.A. Yurkin and A.G. Hoekstra // J. Quant. Spectrosc. Radiat. 2011. 112, 2234-47.

Электронное строение и фазовый состав аморфных плёнок $a\text{-SiO}_x\text{:H}$, синтезированных методом газоструйного химического осаждения с активацией электронно-пучковой плазмой

В.А. Терехов¹, **Е.В. Парина**¹, Д.Е. Спирин¹, С.Я. Хмель², Е.А. Баранов²,
А.О. Замчий², Б.В. Сеньковский³, С.Ю. Турищев¹

¹ ФГБОУ ВО "Воронежский государственный университет",
Воронеж, 394018, Университетская пл., 1

² Институт теплофизики им. С.С. Кутателадзе СО РАН,
Новосибирск, 630090, пр-т Академика Лаврентьева, 1

³ Санкт-Петербургский государственный университет,
Санкт-Петербург, 199034, Университетская наб., 7-9

тел: (473) 220-8363, факс: (473) 220-8363, эл. почта: parinova@phys.vsu.ru

Тонкие плёнки аморфного гидрогенизированного субоксида кремния $a\text{-SiO}_x\text{:H}$ являются перспективным материалом для использования в технологии тонкопленочных кремниевых солнечных элементов. Экспериментальные методы анализа, обладающие высокой чувствительностью к ближне-му порядку атомов, востребованы для исследований таких объектов, как пленки $a\text{-SiO}_x\text{:H}$. В работе проводилось исследование электронно-энергетического строения и фазового состава поверхностных и более глубоких слоев пленок $a\text{-SiO}_x\text{:H}$ лабораторным методом ультрамягкой рентгеновской эмиссионной спектроскопии (USXES – Ultrasoft X-ray emission spectroscopy) и синхротронным методом спектроскопии ближней тонкой структуры края рентгеновского поглощения (XANES – X-ray absorption near edge structure).

Пленки синтезировались методом газоструйного химического осаждения с активацией электронно-пучковой плазмой. Параметры системы осаждения пленок для полученных образцов с толщиной 500-950 нм были следующими: материал подложки - пластина $c\text{-Si}$ с ориентацией $\langle 100 \rangle$; давление в вакуумной камере 17 Па; температура подложки, образцы: F1 (30 °C), F2 (105 °C), F3 (190 °C), F4 (260 °C), F5 (335 °C), F6 (415 °C); ускоряющее напряжение 1600 В; ток пучка электронов 55 мА; расход смеси ($\text{SiH}_4\text{+Ar}$) 185 $\text{cm}^3\text{/min}$; расход кислорода 10 $\text{cm}^3\text{/min}$.

Спектры USXES позволяют получить информацию о распределении локальной парциальной плотности занятых электронных состояний в валентной зоне исследуемого материала. Эмиссионные Si $L_{2,3}$ -спектры были получены на лабораторном ультрамягком спектрометре-монохроматоре РСМ-500 при напряжении на аноде рентгеновской трубки 1, 3, 6 кВ, что соответствовало глубине анализа около 10, 60, 120 нм. Экспериментальные рентгеновские спектры XANES вблизи $L_{2,3}$ края поглощения Si были получены на Российско-Германском канале RBL синхротрона BESSY II Гельмгольц Центра Берлин (Германия). Спектры XANES отражают данные о распределении локальной парциальной плотности свободных электронных состояний в зоне проводимости. Для данного метода толщина информативного слоя ~ 5 нм в области $L_{2,3}$ краев кремния.

Изучение образцов пленок $a\text{-SiO}_x\text{:H}$ методами USXES и XANES показало следующие особенности атомного и электронного строения плёнок $a\text{-SiO}_x\text{:H}$, сформированных газоструйным химическим осаждением с активацией электронно-пучковой плазмой. Поверхностные (~ 5 нм) и более глубокие слои до ~ 60 и 120 нм представляют собой композит на основе аморфного кремния и оксидов кремния различной степени окисления. Увеличение температуры подложки при осаждении пленки в целом приводит к росту содержания оксидов в пленке, прежде всего в более глубоких слоях, что говорит об образовании оксидов уже в процессе роста пленки. Наличие в исследованных пленках большого количества субоксидов кремния с низкой степенью окисления сказалось и на энергетическом распределении свободных электронных состояний. Показано, что присутствие в составе пленки кроме SiO_2 субоксидов приводит к появлению заметной плотности свободных состояний ниже дна зоны проводимости в SiO_2 , но выше, чем в $a\text{-Si:H}$.

Работа выполнена при поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации в рамках государственного задания ВУЗам в сфере научной деятельности на 2014-2016 годы, проекты № 1606, 757, 3.1868.2014/К и при частичной финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта №15-08-08334 «а».

Синтез высокочистых нанозолей кремния для различных применений

Н.В. Шикина¹⁾, С.В. Лазарева¹⁾, Л.Е. Татарова¹⁾, А.С. Левина²⁾, М.Н. Репкова²⁾,
В.Ф. Зарытова²⁾, З.Р. Исмагилов^{1,3)}

¹ Институт катализа им. Г.К. Борескова,
Новосибирск, 630090, пр. Ак. Лаврентьева, 5

² Институт химической биологии и фундаментальной медицины,
Новосибирск, 630090, пр. Ак. Лаврентьева, 8

³ Институт углеродной и химического материаловедения,
Кемерово, 650000, пр. Советский, 8
тел:+7 (383) 3307670, эл. почта: shikina@mail.ru

Силиказоль – коллоидная система, состоящая из частиц диоксида кремния, распределённого в жидкой среде. Благодаря полимерной природе частиц, наличием высокоразвитой поверхности и функциональных (силанольных) групп наноразмерный коллоидный диоксид кремния широко используется в оптической, электронной, полупроводниковой, металлургической промышленности, медицине [1, 2].

Данная работа посвящена исследованиям синтеза силиказолей методом гидролиза тетраэтоксисилана (ТЭОС) с последующими конденсацией и полимеризацией. В качестве катализаторов использовали традиционные (аммиак, HCl), и альтернативные (лизин, триэтаноламин). Разработанные методики синтеза и условия работы в «чистой комнате» позволили получить высокочистые силиказоли с различным размером частиц (10-150 нм) и содержанием SiO₂ в водной и спиртовой среде (Рис.1).

Исследована возможность синтеза аминозамещенных силанолов для доставки терапевтических фрагментов ДНК в клетки, зараженных вирусом гриппа. Были разработаны методы получения нанокомпозитов при иммобилизации фрагментов ДНК на SiO₂-наночастицах и аморфном NH₂C₃H₆Si(OH)₃ (Si~NH₂). Исследована способность нанокомпозитов инактивировать вирус гриппа А *in vitro* в зараженных клетках МДСК. Показано, что нанокомпозит на основе Si~NH₂, содержащий электростатически связанный ДНК-фрагмент, комплементарный определенному участку вирусной РНК, ингибировал репликацию вируса в 500 раз (99.8%).

Работа выполнена при поддержке РАН и ФАНО России (проект V.45.1.10.)

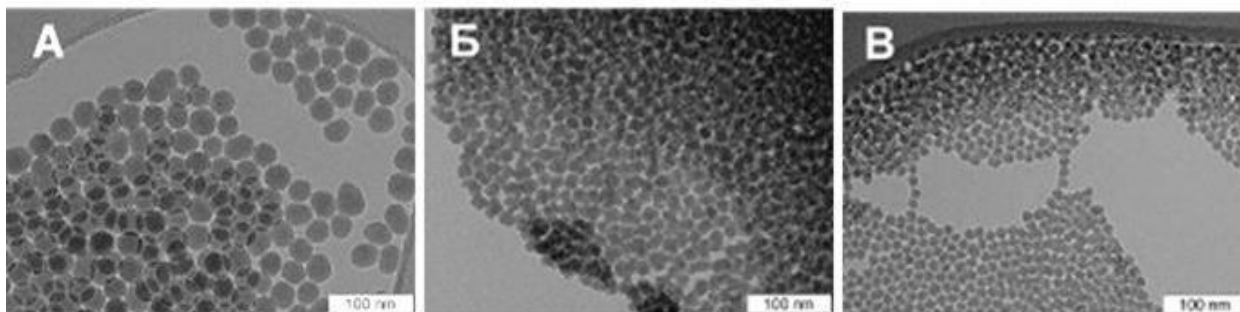


Рис.1. ПЭМ-изображения силиказолей №1 (а), №2 (б) и №3 (в), синтезированных при различном соотношении исходных реагентов и катализатора-аммиака.

Литература

1. Шабанова Н.А., Саркисов П.Д. Основы золь-гель технологии нанодисперсного кремнезёма. М.: ИКЦ Академкнига, 2004. 208 с.
2. Tang L., Cheng J.// Nano Today, 2013, 8, 290.

Легирование пленок Si со стороны подложки

Ё.С. Эргашов, А.Э. Нарбаев, А.А. Абдувойитов,
Д.А. Ташмухамедова, Б.Е. Умирзаков

Ташкентский государственный технический университет
Узбекистан, 100095, Ташкент, ул. Университетская 2, тел.: (+998 71) 246-65-50,
e-mail: ftmet@rambler.ru

В настоящее время для легирования полупроводниковых пленок используются различные традиционные методы, в частности, термодиффузия, ионная и ионно-молекулярная бомбардировка, ионно-плазменная обработка и др. Эти методы в основном осуществляются со стороны поверхности полупроводника. Данная работа посвящена изучению состава поверхности и профилей распределения легирующего элемента по глубине системы Si/Me. Для обогащения подложки атомами легирующего элемента использован метод низкоэнергетической ионной имплантации. Наши исследования показали, что наиболее оптимальным режимом ионной имплантации является: энергия ионов $E_0 = 4 - 5$ кэВ; доза облучения $D = 10^{17}$ см⁻² (рис).

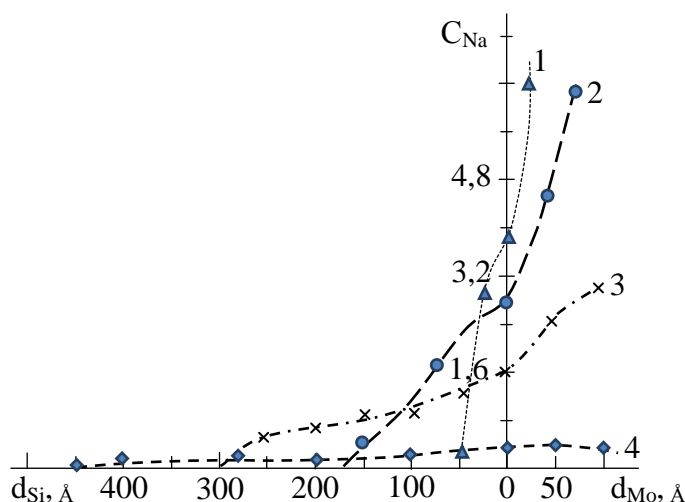


Рис. Концентрационные профили распределения атомов Na по глубине системы Si/Mo, имплантированной ионами Na⁺ с $E_0 = 5$ кэВ при $D = 10^{17}$ см⁻², после прогрева при T, К: 1 – 500, 2 – 700, 3 – 800, 4 – 900.

Как видно из рисунка концентрация Na вблизи границы раздела составляет 3 – 4 ат.%. При этом не обнаруживается образование силицидов Na, т.е. практически отсутствует барьерный слой. Уже при $T = 700$ К атомы Na диффундируют до глубины 180 – 200 Å. При $T = 800$ К глубина диффузии Na увеличивается до 250 – 300 Å. При $T = 900$ К в интервале $d \approx 50 - 400$ Å концентрация Na практически не меняется и составляет 0,1 – 0,2 ат.%. При 1000 К атомы Na однородно легируются практически до поверхности, а концентрация в этих слоях уменьшается до 0,05 ат.%.

Моделирование и формирование прецизионного кремниевого npn-транзистора в составе комплементарной пары

Е.К. Багочюс¹⁾, А.В. Глухов¹⁾, А.М. Мясников²⁾

¹АО «НПП Восток», 630049, г.Новосибирск, ул.ДусиКовальчук, 276.

²ИФП СО РАН, 630090, г.Новосибирск, пр.Ак.Лаврентьева, 13

При создании высокочастотных аналоговых приборов используется технология, позволяющая получать комплементарную пару похожих биполярных транзисторов – npn и pnp. От идентичности характеристик транзисторов противоположного типа проводимости зависят многие параметры интегральной схемы, в том числе ток потребления и рабочая частота. С этой целью, для получения оптимальных характеристик транзисторов формирование эмиттера, базы и коллектора каждого транзистора необходимо делать прецизионно с учетом множества технологических параметров — в частности, режимов имплантации и термических операций. Экспериментальный подбор таких режимов в существующем технологическом маршруте представляет из себя большую сложность, является дорогостоящим и, часто, практически невозможным.

В данной работе проводилось технологическое и приборное моделирование с помощью пакета программ Sentaurus TCAD npn-транзистора из комплементарной пары с целью поиска технологии, обеспечивающей наилучшие электрофизические параметры, а именно, коэффициент усиления $h_{21Э}$ и пробивное напряжение BV_{CEO} . Работоспособность модели была подтверждена сравнением с реальными приборами. На основании сквозного расчета технологического маршрута и исследования полученной модели интегральной схемы, включающей в себя комплементарную пару транзисторов, были подобраны оптимальные режимы имплантации. Оптимальные режимы были проверены на устойчивость технологии с помощью общего анализа. По данным расчета в технологический маршрут изготовления интегральных схем были введены двойная имплантации примеси в область коллектора и проведена коррекция доз в другие области, что позволило достичь необходимых электрофизических параметров и увеличить процент выхода годных приборов.

Расчет шумовых и сигнальных характеристик фотодетекторов с квантовыми точками германия на кремнии

А.П. Коханенко¹⁾, К.А. Лозовой¹⁾, А.В. Войцеховский¹⁾

¹ *Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, 634045, Ленина, 36
тел: (3822) 413-517, факс: (3822) 412-772, эл. почта: lka@sibmail.com*

С начала 1990-х годов, когда впервые были получены структуры с квантовыми точками германия на кремнии, большое внимание исследователей уделяется созданию различных оптоэлектронных устройств на основе этого материала, в частности, созданию фотодетекторов инфракрасного диапазона. Столь высокий интерес к наногетероструктурам с квантовыми точками Ge на Si обусловлен рядом уникальных свойств таких структур [1–4].

Инфракрасные фотодетекторы применяются в целом ряде областей: от военной сферы до гражданских нужд, в энергетике и медицине, в промышленности и строительстве. Основными требованиями при выборе фотоприемников являются хорошие рабочие характеристики, работа при как можно более высоких температурах, низкая стоимость изготовления. И если до сих пор, несмотря на высокую стоимость, обусловленную технологическими сложностями при выращивании эпитаксиальных слоев, основным материалом для создания фотоприемников инфракрасного диапазона являлся теллурид кадмия-ртути, то теперь инфракрасные детекторы с квантовыми точками могут стать более дешевой, но не менее эффективной альтернативой [5–7].

Принципы работы инфракрасного фотодетектора с квантовыми точками аналогичны принципам работы инфракрасного фотодетектора с квантовыми ямами. Отличие состоит лишь в том, что в квантовой точке носитель ограничен в своем движении во всех трех направлениях [8]. Ожидается, что благодаря этому ограничению фотодетекторы с квантовыми точками могут обеспечивать лучшие рабочие характеристики, а именно более высокие рабочие температуры, низкий темновой ток и высокий коэффициент фотоэлектрического усиления [7], что, в конечном счете, выливается в высокие чувствительность и обнаружительную способность [9].

В данной работе теоретически рассматриваются шумовые и сигнальные характеристики фотоприемников инфракрасного диапазона на основе материала с квантовыми точками германия на кремнии. Рассчитывается темновой ток через такие структуры, обусловленный тепловой эмиссией носителей и туннелированием носителей в поле, а также обнаружительная способность фотодетектора в приближениях работы в режиме ограничения генерационно-рекомбинационными шумами фотоприемника и в режиме ограничения флуктуациями фонового излучения. Кроме того, сделана попытка оптимизировать ростовые условия в методе молекулярно-лучевой эпитаксии для создания фотодетекторов с как можно более высокой обнаружительной способностью [10].

Литература

1. J. Wu et al. // *Journal of Physics D: Applied Physics*. 2015. V. 48. P. 363001.
2. К.А. Лозовой, А.В. Войцеховский, А.П. Коханенко // *Opto-Electronics Review*. 2014. V. 22. P. 6-12.
3. J.-N. Aqua, I. Berbezier, L. Favre // *Physics Reports*. 2013. V. 522. P. 59-189.
4. K. L. Wang, D. Cha, Liu J., C. Chen // *Proceedings of the IEEE*. 2007. V. 95. P. 1866-1882.
5. J. Phillips // *Journal of Applied Physics*. 2002. V. 91. P. 4590-4594.
6. A. Rogalski, J. Antoszewski, L. Faraone // *Journal of Applied Physics*. 2009. V. 105. P. 091101.
7. G. Liu, J. Zhang, L. Wang // *Infrared Physics & Technology*. 2015. V. 73. P. 36-40.
8. A.I. Yakimov et al. // *Applied Physics Letters*. 2015. V. 107. P. 213502.
9. A. Mahmoodi, H. D. Jahromi, M.H. Sheikhi // *IEEE Sensors Journal*. 2015. V. 15. P. 5504-5509.
10. К.А. Лозовой, А.В. Войцеховский, А.П. Коханенко // *International Journal of Nanotechnology*. 2015. V. 12. P. 209-217.

Эллипсометрический мониторинг в label-free кремниевых микрочиповых биотехнологиях

В.Н. Кручинин¹, А.Н. Сняжков², Д.В. Пышный², Е.В. Спесивцев¹, С.В. Рыхлицкий¹

¹ *ФГБУН Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН,
Новосибирск, 630090, пр. Ак. Лаврентьева, 13*

тел: (383) 330-8946, эл. почта: kruch@isp.nsc.ru

² *ФГБУН Институт химической биологии и фундаментальной медицины СО РАН,
Новосибирск, 630090, пр. Ак. Лаврентьева, 8*

тел: (383) 363-5150, факс: (383) 363-5153, эл. почта: niboch@niboch.nsc.ru

Кремний является удобным материалом для изготовления микрочипов с эллипсометрической детекцией, используемых в биотехнологиях, ввиду высокого оптического контраста с биологическими материалами, химической инертности и относительно низкой стоимости.

Цель данной работы – отработка методики оптической эллипсометрической детекции результатов иммобилизации биомолекулярных зондов, а так же регистрации специфических взаимодействий с участием основных биологических маркеров (нуклеотидной и белковой природы) на поверхности кремниевых биочипов.

Методом высокоразрешающей сканирующей эллипсометрии проведен анализ поверхности биочипов, приготовленных на основе пластин кремния для исследования реакций предварительно иммобилизованных олигонуклеотидов и белковых молекул.

Проведена детекция гибридационных взаимодействий нуклеиновых кислот (образование дуплекса при реакции ампликона гена матриксного белка вируса гриппа А с молекулами-зондами), сорбции белковых молекул и белок-белковых взаимодействий на поверхности биочипов. Установлено, что предварительная сорбция наночастиц золота приводит к увеличению иммобилизационной способности биочипа к молекулам белков. Показано, что метод эллипсометрии может быть успешно использован для анализа гибридационных взаимодействий нуклеиновых кислот, а также белок-белковых взаимодействий, происходящих на поверхности биочипов. При эллипсометрическом сканировании биочипов возможно не только выявлять сорбированные на поверхности биомолекулы, но и фиксировать изменения толщины, что представляет интерес для выявления белок-белковых взаимодействий, реализующихся, например, при образовании комплекса антиген/антитело и широко используемых в иммуноферментном анализе. Эллипсометрическая информация может быть представлена в виде значений эффективных толщин покрытий биомолекул, что позволяет рассчитать количественные характеристики процессов адсорбции и реакций биомолекул на поверхности биочипа.

На основе полученных в работе экспериментальных данных сделан вывод о том, что оптическая эллипсометрия представляет собой высокочувствительный, экспрессный и сравнительно экономичный label-free метод детекции поверхности биочипов, пригодный в том числе и для количественного анализа специфических взаимодействий между биомолекулами.

Физические и конструктивно-технологические особенности перспективных транзисторных структур в кремниевой микроэлектронике

О.М. Орлов^{1,2)}

¹Открытое акционерное общество «Научно-исследовательский институт молекулярной электроники и завод Микрон»,

г. Москва г. Зеленоград, 124460, 1-й Западный проезд, 12/1

²Акционерное общество «Научно-исследовательский институт молекулярной электроники»,

г. Москва, г. Зеленоград, 124460, 1-й Западный проезд, 12/1

тел: +7(495)229-72-81, эл. почта: oorlov@mikron.ru

В связи с быстрым увеличением числа элементов на кристалле и уменьшением минимальных размеров (по закону Мура) статическая потребляемая мощность катастрофически возросла из-за роста токов утечки (подпороговые токи и токи через затвор) и задача её снижения является фундаментальной проблемой при разработке перспективных полупроводниковых приборов и схем [1-4].

В работе рассматриваются такие перспективные транзисторные структуры, в частности, такие как FinFet, спинтронные транзисторы на основе эффекта Рашбы, туннельные транзисторы. Проведён сравнительный анализ и рассмотрены перспективы развития транзисторных структур.

В частности отмечено, что современные КМОП приборы основываются на механизме переключения путём модуляции термоэлектронной эмиссии и из-за термического расширения функции Ферми и, таким образом, имеют ограничение по минимальной подпороговой крутизне около 60mV/dec при комнатной температуре. Это является основным препятствием для дальнейшего сокращения рабочего напряжения и, соответственно, энергопотребления схемы. Альтернативные традиционному КМОП наноприборные структуры “Tunnel-FET” (TFET-туннельные FET) основываются на n^+i-p^+ переходе (переход исток – канал), у которого механизм транспорта носителей определяется туннелированием зона – зона (ВТВТ), в котором только носители с высокой скоростью способны туннелировать в канал. Такие приборы являются маломощными (“green transistors”), обладают слабой зависимостью от температуры и обещают снижение подпороговой крутизны существенно ниже теплового предела 60mV/dec и соответственно низкое значение тока закрытого состояния транзистора, что делает его идеальным прибором для новых “green” электронных приложений с ультранизким энергопотреблением.

Литература

1. Г.Я. Красников - Конструктивно-технологические особенности субмикронных МОП-транзисторов // Изд. «Техносфера», 2011.

2. Отличительные особенности и проблемы КМОП технологии при уменьшении проектной нормы до уровня 0,18 мкм и меньше / Красников Г.Я., Орлов О.М.// Российские нанотехнологии, 2008, Том 3, N 7 - 8, С. 124-128.

3. Некоторые тенденции развития и совершенствования КМОП технологии нанометрового топологического диапазона // Орлов О.М., Мурашев В.Н.// Известия высших учебных заведений. Материалы электронной техники, Москва «Руда и Металлы», МИСиС, 2010, стр.4-12.

4. Silicon and Strained Silicon Nanowire Array Tunnel FETs/ C. Sandow, C. Urban, Q. T. Zhao and S. Mantl //Proceedings of ULIS (Ultimate Integration on Silicon) 17-19 March 2010, Glasgow, Scotland, pp.109-112.

Разработка энергонезависимой памяти FRAM на основе использования процессов ALD

О.М. Орлов

Акционерное общество «Научно-исследовательский институт молекулярной электроники»,
г. Москва, г. Зеленоград, 124460, 1-й Западный проезд, 12/1
тел: +7(495)229-72-81, эл. почта: oorlov@mikron.ru

Переход на альтернативные физические принципы с использованием новых материалов является актуальным направлением разработки перспективной энергонезависимой памяти, включая FRAM - Ferroelectric Random Access Memory (на основе изменения вектора поляризации диполей под действием электрического поля и возникновения соответствующего импульса тока). Важным аспектом является возможность встраивания данных ячеек в КМОП [1] технологический маршрут на этапе многослойной разводки, а также возможность 3D интеграции данных ячеек.

Для оксида гафния и электродов разработаны процессы атомно-слоевого осаждения (ALD), позволяющие прецизионно контролировать толщину плёнки и её состав с высокой однородностью покрытия на поверхностях со сложным рельефом. Поэтому перспективным представляется подход, направленный на создание металл-изолятор-металл (МИМ) конденсаторных структур для FRAM памяти на основе ALD с использованием сегнетоэлектрического слоя $\text{Hf}_{0,5}\text{Zr}_{0,5}\text{O}_2$ [2-4].

В данной работе разработаны конструктивно-технологические решения создания ячеек 1Т-1С, позволяющие интегрировать КМОП транзисторные и конденсаторные структуры на этапе формирования многоуровневой разводки. Показано, что варьирование определенных параметров, в том числе толщины, условий формирования и обработки функциональных слоев, позволяют добиться значения двойной остаточной поляризации не менее 7 мкКл/см^2 , значения коэрцитивного поля $\sim 1-1.5 \text{ МВ/см}$ и количества циклов переключения более чем $1 \cdot 10^8$. Проведено исследование и показано, что в тонких сегнетоэлектрических плёнках $\text{Hf}_{0,5}\text{Zr}_{0,5}\text{O}_2$ механизм транспорта является фонон-облегчённым туннелированием между ловушками [5].

В результате работы показана возможность создания 1Т-1С ячейки энергонезависимой памяти FRAM с тонким сегнетоэлектрическим слоем $\text{Hf}_{0,5}\text{Zr}_{0,5}\text{O}_2$ на основе использования процессов ALD.

Работа была проведена в рамках соглашения №14.576.21.0065 от 23.10.2014 с Министерством образования и науки Российской Федерации о предоставлении субсидии, уникальный идентификатор проекта RFMEFI57614X0065.

Литература

1. Г.Я. Красников, О.М. Орлов - Отличительные особенности и проблемы КМОП технологии при уменьшении проектной нормы до уровня 0,18 мкм и меньше // Российские нанотехнологии, 2008, Том 3, N 7 - 8, С. 124-128.
2. J. Mueller et al. // Nano Lett. 12, 4318 (2012).
3. A. Chernikova, M. Kozodaev, A. Markeev, Yu. Matveev, D. Negrov. O. Orlov // Confinement-free annealing induced ferroelectricity in $\text{Hf}_{0,5}\text{Zr}_{0,5}\text{O}_2$ thin films // Microelectronic Engineering, 147 (2015) 15–18.
4. Орлов О.М., Маркеев А.М., Зенкевич А.В., Измайлов Р.А., Воронов Д.Д., Егоров К.В., Черникова А.Г. Исследование и разработка элементов энергонезависимой памяти ReRAM, FRAM на основе использования процессов ALD // Тезисы докладов конференции «Микроэлектроника 2015», с. 270-272, г. Алушта.
5. Д.Р. Исламов, А.Г. Черникова, М.Г. Козодаев, А.М. Маркеев, Т.В. Перевалов, В.А. Гриценко, О.М. Орлов. Механизм транспорта заряда в тонких плёнках аморфного и сегнетоэлектрического $\text{Hf}_{0,5}\text{Zr}_{0,5}\text{O}_2$ // Письма в ЖЭТФ, Том. 102, вып. 8, с. 610-614 (2015).

Определение степени однородности и микротвердости нитевидных кристаллов $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$

П.Г. Литовченко¹⁾ **Ю.В. Павловский²⁾**,

¹ Институт ядерных исследований НАН Украины, Киев, пр. Науки, 47

² Дрогобычский государственный педагогический университет имени Ивана Франко,

Дрогобыч 82100, И. Франко, 24

тел: (096) 21-21-910, эл. почта: pavlovskyy@mail.ru

Нитевидные кристаллы (НК) интересны с точки зрения возможности их использования в сенсорике, особенно в сенсорах механических величин [1]. Высокие механические параметры НК связаны с тем, что в процессе их роста образуются кристаллы, которые имеют совершенную структуру объемных и поверхностных слоев [2].

Нитевидные кристаллы Si-Ge выращивались методом химических транспортных реакций в закрытой бромидной системе с использованием легирующих примесей (Pt, В, Au). Для исследования отобраны образцы поперечными размерами ~ 40 мкм, которые имеют гексагональную огранку.

Степень однородности твердого раствора $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ по составу ($\Delta x/x_{\text{Ge}}$) исследовалась методом микронзондового анализа с помощью установки «Сameбах» сканированием поверхности зондом диаметром 2 мкм с шагом (10-15) мкм вдоль оси роста НК. Результаты анализа приведены на рис. 1.

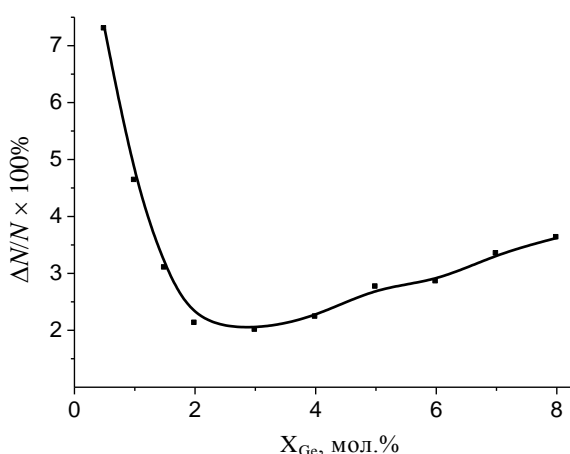


Рис. 1. Зависимость относительного изменения содержания германия от состава твердого раствора $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$

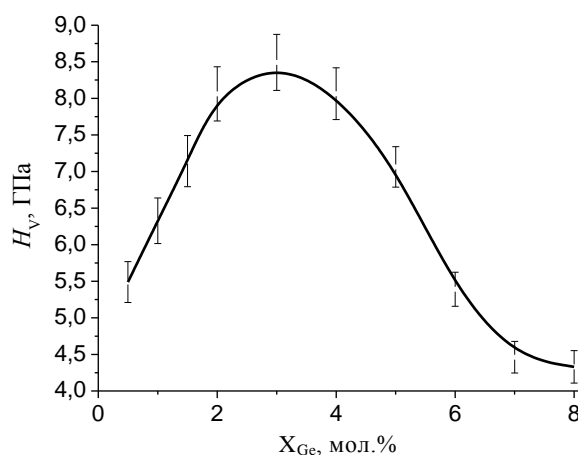


Рис. 2. Зависимость микротвердости от состава твердого раствора $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$

Из рис. 1 видно, что наиболее однородными по содержанию германия являются НК твердого раствора $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$, которые соответствуют составу $x = 0,03$. С другой стороны, как показали исследования механических свойств НК $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$, именно образцы такого состава обладают максимальной величиной микротвердости (рис. 2). Измерение микротвердости проводилось на приборе ПМТ-3, используя нагрузку 30 г. На каждой грани измерялась длина диагоналей не менее 20-30 отпечатков. Выходя из этого, погрешность измерения микротвердости не превышала 4%.

Таким образом, в представленной работе, установлено, что нитевидные кристаллы состава $\text{Si}_{0,97}\text{Ge}_{0,03}$ имеют перспективу практического применения в разных отраслях науки и техники.

Литература

1. Druzhinin A., Ostrovskii I., Liakh N. Study of piezoresistance in $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$ whiskers for sensor application // Materials Science in Semiconductor Processing. 2005. Vol. 8, No. 1–3. P. 193–196.
2. Baitsar R.I., Kurylo I.V., Varshava S.S., Ostrovskii I.P. Mechanical properties of silicon-germanium alloy whiskers // Functional materials. 2001. Vol. 8, No. 2. P. 398–400.

Температурные спектры проводимости гетероструктур Ge/Si с квантовыми точками Ge

А.А. Пищагин¹⁾, В.Ю. Серохвостов¹⁾, А.В. Войцеховский¹⁾, А.П. Коханенко¹⁾,
А.И. Никифоров²⁾, В.А. Тимофеев²⁾.

¹ *Национальный исследовательский Томский государственный университет,
Томск, 634050, пр. Ленина 36*

² *ИФП СО РАН, Новосибирск, 630090, ак. Лаврентьева 13
тел: +7 (3822) 413-517, , эл. почта: apishch@gmail.com*

В последние годы усилился интерес к фотоэлектрическим свойствам гетероструктур Ge/Si (прежде всего, в спектральной области ближнего инфракрасного диапазона 1,3 – 1,55 мкм), связанный с расширением рабочего спектрального диапазона фотодетекторов на базе Si в инфракрасную область. Интенсивно разрабатываются новые типы фотодетекторов на основе кремний-германиевых низкоразмерных гетероструктур с использованием внутривозонных и межвозонных переходов в этих материалах вплоть до комнатной температуры [1,2].

В настоящее время идет поиск новых и пересмотр существующих традиционных методов диагностики полупроводниковых гетероструктур и приборов на их основе. Динамические методы спектроскопии адмиттанса используются для исследования глубоких уровней в запрещенной зоне полупроводника или уровней размерного квантования [3]. Большое количество статей посвящено исследованию методами спектроскопии адмиттанса квантово-размерных структур с барьерами Шоттки. Однако для таких устройств, как фотоэлементы, широко используются p-i-n структуры. Эта работа является одной из первых, в которой представлена возможность изучения p-i-n структур на основе Si с квантовыми точками Ge с помощью методов адмиттансной спектроскопии.

Образцы с квантовыми точками, результаты измерений которых обсуждаются в данной работе, представляют собой p-i-n структур с квантовыми точками Ge в собственной области изготовленные в ИФП СО РАН. Образцы типа 1 содержат в i-области 30 слоев квантовых точек Ge толщиной по 6 монослоев, разделенных 5 нм слоями Si. В образцах типа 2 через каждые 10 слоев квантовых точек дополнительно нанесен слой Si толщиной 100 нм.

Для исследуемых структур строились температурные спектры проводимости G-T при разных частотах вынуждающего сигнала и напряжения смещения. В некоторых температурных спектрах проводимости образцов типа 2 наблюдается два максимума. Второй максимум наблюдается только при положительных смещениях при более высоких температурах и наиболее ярко выражен при низких частотах, в то время как первый максимум наблюдается и при отрицательных смещениях. Для обоих образцов была рассчитана энергия активации для первого второго максимума проводимости. Для первого пика энергия активации не зависит от приложенного напряжения и составляет 46 ± 4 мэВ для образцов 1 и 2 типа соответственно. Рассчитанная энергия активации для второго пика при напряжении смещения 1 В составила 65 ± 10 мэВ, при напряжении смещения 2 В составила 165 ± 30 мэВ.

Можно сделать предположение, что проявляющийся в исследованной нами структуре дискретный энергетический уровень с энергией активации $\sim 45-50$ мэВ, соответствующий первому пику температурной зависимости проводимости не связан с размерным квантованием в наноструктурах. Второй пик температурной зависимости проводимости обнаружен при напряжениях смещения 1 В и 2 В. Этот пик уширен и, вероятно, соответствует не одному дискретному уровню, а системе близко лежащих уровней, что связано с неоднородностью таких параметров квантовых точек как их латеральные размеры и высота, форма и плотность в массиве.

Литература

1. К. А. Lozovoy et al. // Opto-Electronics Review. 2014. V. 22, No. 3. P. 6-12.
2. А.И. Yakimov // Optoelectron., Instrum. and Data Process. 2013. V. 49, No. 5. P. 467– 475.
3. В.И. Зубков Диагностика полупроводниковых наногетероструктур методами спектроскопии адмиттанса. СПб.: Элмор, 2007. 220 с.

Фотолюминесцентные свойства прозрачных пленок $\text{SiC}_x\text{N}_y\text{O}_z$, полученных из смесей тетраметилдисилазана с азотом и кислородом

А.Г. Плеханов, Н.И. Файнер, Ю.М. Румянцев, М.И. Рахманова
Институт неорганической химии им. А.В.Николаева СОРАН,
Новосибирск, 630090, пр. Лаврентьева, 3,
эл.почта: plehanov@niic.nsc.ru

Оптоэлектроника является одним из наиболее динамично развивающихся научно-технических направлений в связи с резким расширением круга областей применения. Важнейшим этапом этого развития является создание новых материалов и структур на их основе, обладающих необходимыми свойствами, и соответствующих процессов их получения. Среди них весьма перспективны плазмохимические процессы получения прозрачных, аморфных тонких пленок с использованием легколетучих кремнийорганических соединений типа силазанов.

Нами разработана методика получения пленок гидрогенизированного оксикарбонитрида кремния методом PECVD с использованием 1,1,3,3-тетраметилдисилазана в смеси с азотом и кислородом. Полученные образцы исследовались набором современных методик, которые показали, что пленки обладают высоким пропусканием света ($k \sim 96-99\%$) в ультрафиолетовой, видимой и ИК области спектра, даже в случае высокотемпературных образцов (рис. 1). Кроме того, эти пленки обнаруживают фотолюминесценцию.

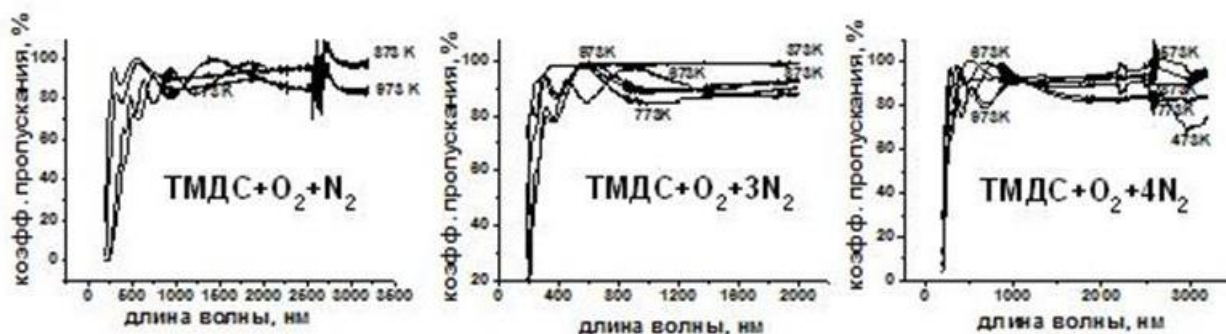


Рис. 1. Зависимость коэффициента оптического пропускания пленок $\text{SiC}_x\text{N}_y\text{O}_z$ от состава газовых смесей $\text{TMDC}+\text{O}_2+x\text{N}_2$ и температуры синтеза.

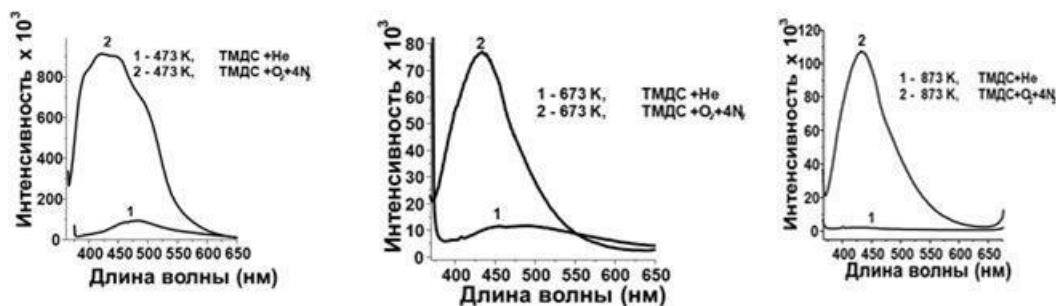


Рис. 2. Спектры фотолюминесценции пленок $\text{SiC}_x\text{N}_y\text{O}_z$.

Пленки, выращенные из смеси $\text{TMDC}+\text{O}_2+4\text{N}_2$, при всех температурах синтеза показывают максимум полосы свечения при одной и той же длине волны 430 нм в спектрах фотолюминесценции, которая превышает фотолюминесценцию аналогичных пленок, выращенных из TMDC в смеси с гелием (Рис. 2). Исследование структуры пленок методом РФА-СИ на станции «Прецизионная дифрактометрия и Аномальное рассеяние» показало наличие в пленках нанокристаллов, относящихся, в основном, к фазам $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$ и $\alpha\text{-Si}_2\text{CN}_4$, которые возможно и являются центрами фотолюминесценции наряду с оборванными связями.

Прозрачные в УФ, видимой и ИК областях спектра тонкие пленки оксикарбонитрида кремния, полученные плазмохимическим осаждением из смеси метилтрис(диэтиламино)силана, кислорода и азота

А.Г. Плеханов, Н.И. Файнер, Ю.М. Румянцев, И.В. Юшина
Институт неорганической химии им. А.В.Николаева СОРАН,
Новосибирск, 630090, пр. Лаврентьева, 3,
эл.почта: plehanov@niic.nsc.ru

В последние годы тонкие пленки гидрогенизированного оксикарбонитрида кремния ($\text{SiC}_x\text{N}_y\text{O}_z\text{:H}$) рассматриваются, как перспективный материал для возможного применения их в таких технологических областях, как микроэлектроника, оптоэлектроника, квантовая электроника и солнечная энергетика.

Пленки гидрогенизированного оксикарбонитрида кремния синтезированы плазмохимическим осаждением из нового кремнийорганического вещества - метилтрис(диэтиламино)силана $(\text{CH}_3\text{Si}(\text{N}(\text{C}_2\text{H}_5)_2)_3$, МТДЭАС [1] в смесях с кислородом и азотом в температурной области 373-973К. Использовались две исходные газовые смеси: МТДЭАС+ O_2 + 2N_2 и МТДЭАС+ O_2 + N_2 при отношениях в них парциальных давлений $P_{\text{O}_2}/P_{\text{МТДЭАС}}$ равных 0.1 и 0.2, соответственно.

Методами ИК-, рентгеновской энергодисперсионной спектроскопии и спектроскопии комбинационного рассеяния света изучены типы химических связей, элементный состав пленок $\text{SiC}_x\text{N}_y\text{O}_z\text{:H}$. Низкотемпературные пленки содержат основную широкую полосу, соответствующую суперпозиции валентных колебаний связей Si-C (800 см^{-1}), Si-N (950 см^{-1}), Si-O (1030 см^{-1}) и Si-O-C (1140 см^{-1}), а также многочисленные водородсодержащие связи: Si- CH_3 ($\sim 1250\text{ см}^{-1}$), C-H ($\sim 2900\text{ см}^{-1}$ и $\sim 2960\text{ см}^{-1}$), Si-H ($\sim 2200\text{ см}^{-1}$) и N-H ($\sim 3390\text{ см}^{-1}$). Высокотемпературные пленки (673-973К) имеют широкую абсорбционную полосу, соответствующую суперпозиции валентных колебаний Si-C-N (830 - 870 см^{-1}), Si-N (950 см^{-1}) и Si-O (1030 см^{-1}) и водородсодержащие связи Si-H и N-H с малой интенсивностью пиков.

В случае использования МТДЭАС в смесях с кислородом и азотом при увеличении температуры синтеза до 973К в полученных пленках $\text{SiC}_x\text{N}_y\text{O}_z\text{:H}$ растет содержание кремния, азота и кислорода, и сильно падает содержание углерода (до 10-20 ат.%). Причиной значительного уменьшения содержания углерода в пленках $\text{SiC}_x\text{N}_y\text{O}_z\text{:H}$ является протекание химических реакций в ВЧ-плазме за счет интенсивной электронной бомбардировки атомов и молекул газообразных реагентов. При этом, углерод, входящий в состав метильных и этильных групп МТДЭАС или других кремнийорганических соединений, вступает в плазменной среде последовательно в химическую реакцию с атомарным кислородом с образованием CO или CO_2 , которые далее реагируют с атомарным азотом или NO по реакции $\text{CO} (\text{CO}_2) + \text{NO}(\text{N}) \rightarrow \text{CN} + \text{O}_2$. Экспериментально "in situ" изучался химический состав газовой фазы во время горения ВЧ-плазмы (40.68 МГц) с помощью оптической эмиссионной спектроскопии (спектрометр «Колибри»). Было показано, что интенсивной линией в эмиссионном спектре является линия, отнесенная к CN [2].

Необычные спектры пропускания наблюдаются в случае пленок $\text{SiC}_x\text{N}_y\text{O}_z\text{:H}$, изготовленных из смеси МТДЭАС+ O_2 + N_2 , при разных температурах их синтеза: при температуре 373 К -573К нет пропускания в УФО, коэффициент пропускания составляет в видимой области 96% и 99 % в ИК области. Начиная с температуры синтеза 673 К, у пленок наблюдается пропускание в УФО (92 %) и в видимой и ИК-области 99 %. Не смотря на тот факт, что с увеличением температуры синтеза до 973 К в пленках повышается содержание углерода приблизительно до 30 ат. %, характер сдвига края полосы поглощения не меняется. На настоящий момент причина этого явления не выяснена.

Литература

1. N.I.Fainer, et al. //ECS Journal of Solid State Science and Technology, 2015. **4**. P. N3153.
2. Н.И. Файнер и др. //Физ. и хим. стекла. 2014. Т.40. С. 749-758.

Фото- и электролюминесценция эрбия в Ta₂O₅

К.В. Феклистов¹⁾, Д.С. Абрамкин¹⁾

¹⁾ *Институт физики полупроводников им. А.В.Ржанова СО РАН,
Новосибирск, 630090, пр-кт акад. Лавреньева, 13
тел.: +7 (383) 333-2537, факс: +7 (383) 333-2771, эл. почта: kos@isp.nsc.ru.ru*

Работа направлена в дальней перспективе на интеграцию оптических систем передачи данных с электронными вычислительными системами, что называется на одной плате или даже в одной микросхеме (системе-на-кристалле – СНК), на основе кремниевой технологии. Успешное воплощение этого направления может привести к гибридным опто-электронным, а в дальнейшем и к оптическим вычислительным системам. Для реализации этого направления требуется создать на кремнии эффективный источник излучения в телекоммуникационном диапазоне пропускания оптоволоконных линий 1.5 мкм.

Эрбий считается перспективным легирующим элементом для создания интегрированных опто-электронных приборов на кремнии. Его оптический переход $\text{Er}^{+3}: {}^4\text{I}_{13/2} \rightarrow {}^4\text{I}_{15/2}$ на длине волны 1.54 мкм попадает в диапазон наименьших потерь оптоволоконных линий. Начиная с 1983 года с работ Ennen [1] и по настоящее время, несмотря на длительные и обширные исследования (см. обзоры [2]), остается нерешенной ключевая задача эффективного преобразования электрической накачки в излучение. На этом пути встал ряд технологических и физических проблем. Во-первых, легирование кремния высокой концентрацией атомов Er в оптически активном состоянии. Во-вторых, проблема обратного девозбуждения атомов Er без эмиссии фотона, которое ведет к эффекту температурного гашения фотолюминесценции при комнатной температуре при возбуждении эрбия в кремнии по экситонному механизму. Еще одним близким направлением является электролюминесценция Er в SiO₂ в сильных электрических полях [3]. При этом ударный механизм возбуждения Er горячими электронами в SiO₂ имеет довольно высокое сечение возбуждения $6 \times 10^{-15} \text{ см}^2$ [3]. Это выше, чем аналогичное сечение возбуждения $6 \times 10^{-17} \text{ см}^2$ в кремнии [4] и сравнимо с сечением экситонного возбуждения Er в кремнии при низких температурах (15K) $3 \times 10^{-15} \text{ см}^2$ [5]. Преимуществом системы Er в SiO₂ является слабое гашение электролюминесценции даже при комнатной температуре. Недостатком этой системы является большой барьер для инжекции электронов из кремния в окисел (~3 эВ), что приводит к низкой эффективности электролюминесценции.

В работе предложена система в которой предполагается обойти вышеперечисленные трудности. Предлагается исследовать электролюминесценцию Er в пленке оксида металла Ta₂O₅, осажденной на кремниевую подложку. Преимуществом данной системы является, во-первых, 100% оптическая активность всех внедренных атомов Er благодаря окружению из атомов кислорода, а так же возможность сильного легирования Er до 10 ат.%. Во-вторых, ожидается отсутствие эффекта температурного гашения люминесценции Er, присущее диэлектрикам. Возбуждение Er планируется осуществить по механизму ударного возбуждения горячими носителями — электронами в сильных электрических полях. Выбранный материал Ta₂O₅ обладает малым барьером для инжекции электронов из кремния (всего 0.3-0.8 эВ [6]), что должно обеспечить эффективную инжекцию электронов в диэлектрическую пленку.

Проверка этих представлений входит в объем работ. В работе будет представлена фотолюминесценция атомов эрбия в матрице Ta₂O₅, в том числе ее температурная зависимость. Кроме того, будет исследована электролюминесценция в предложенной системе.

Литература

1. H. Ennen et. al. // J. Appl. Phys. **61**, 4877 (1987)
2. Соболев Н.А. // ФТП. 1995. Т. 29. С. 1153.; A. Polman // J. Appl. Phys. 1997. V 82. P. 1.; Kenyon A.J. // Semicond. Sci. Technol. 2005. V. 20 P. R65
3. S. Wang et.al. // Appl. Phys. Lett. **71**, 2824 (1997)
4. S. Coffa, G. Franzo, F. Priolo // Appl. Phys. Lett. **69**, 2077 (1996)
5. Priolo F., Franzo G., Coffa S., Carnera A., Phys. Rev. B **57**, 4443 (1998)
6. S. Miyazaki // J. Vac. Sci. Technol. **B 19**, 2212 (2001); B.C.-M. Lai et.al. // IEEE Electron. Dev. Lett. **22** (2001) 221.

PIN фотодиоды на основе высокоомного БЗП кремния

К.Б. Фрицлер, И.Б. Чистохин, Б.И. Фомин, О.П. Пчеляков, В.В. Калинин,
П.Л. Смирнов, В.М. Елисеев
*Институт Физики Полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН,
Новосибирск, 630090, пр. ак. Лаврентьева, 13
тел: +7 (383) 3333286, эл. почта: kbf@isp.nsc.ru*

PIN фотодиоды на основе высокоомного кремния ($>3\text{кОм см}$), выращенного методом бестигельной зонной плавки (БЗП), используются для широкого ряда применений, включающих измерения высокоэнергетичных заряженных частиц и фотонов. Основной проблемой при изготовлении PIN фотодиода является минимизация величины темнового тока, задающего уровень шума и определяющего динамический диапазон входных усилителей. Нижний предел темнового тока обратно смещенного кремниевого PIN фотодиода определяется генерационным током, который имеет обратно-пропорциональную зависимость от величины времени жизни τ неравновесных носителей заряда (ННЗ), чувствительной к присутствию в кристалле примесей, создающих глубокие энергетические уровни. К их числу относятся атомы переходных металлов и их комплексы с различными примесями и собственными дефектами кремния. После термообработок пластин БЗП Si в стандартной планарной технологии высокие исходные значения τ могут уменьшиться на 2-3 порядка вследствие неконтролируемой диффузии атомов металлов. Эффективным методом сохранения высоких значений времени жизни ННЗ является внешнее геттерирование с использованием осаждения на обратной стороне пластины Si слоя поликристаллического кремния, *in-situ* легированного фосфором при температуре 650°C [1].

Ранее [2] нами был предложен модифицированный метод геттерирования, заключающийся в раздельном легировании фосфором обратной стороны подложки и нанесении поликристаллического кремния. Исследования показали, что наиболее эффективным является геттер, полученный с использованием метода ионной имплантации.

В данной работе представлены результаты применения данного подхода при изготовлении PIN фотодиода для детектора ядерного излучения. Использовались пластины Si с $\rho > 5\text{ кОм}\cdot\text{см}$, начальное значение τ составило 5 мс.

Создание геттера включало в себя следующие операции.

1. Осуществлялось ионное легирование фосфором обратной стороны пластины БЗП – Si на имплантере ИМС 200 с уровнем легирования $5\cdot 10^{16}\text{ см}^{-2}$ и энергией 100 кэВ, использовался твердотельный источник фосфора.

2. Методом CVD при $T = 600 - 700^\circ\text{C}$ проводилось нанесение поликристаллической пленки кремния толщиной 0,12 – 0,15 мкм и размером зерен порядка ее толщины.

3. В процессе отжига при $T=900^\circ\text{C}$ осуществлялась диффузия P в поликристаллический слой Si.

Наличие используемого геттерного слоя позволило в ходе последующих термообработок сохранить высокие значения времени жизни ННЗ. Максимальное значение τ достигало 1,5 мс. На изготовленных PIN фотодиодах площадью $5\times 5\text{ мм}^2$ величина обратного темнового тока составляла менее 2-3 нА при внешнем смещении 30 В.

Литература

1. Han D. J., Vagnani G., Guerra A. D. Supergain transistors on high-purity float-zone silicon substrate//Applied physics letters. 2003. , v. 83, № 7, pp. 1450-1452.

2. Фрицлер К. Б.и др. Эффект геттерирования при изготовлении pin фотодиодов на высокоомном кремнии. Тезисы докладов X Конференции по актуальным проблемам физики, материаловедения, технологии и диагностики кремния, нанометровых структур и приборов на его основе “Кремний-2014”, с. 187.

Регистрация белковых маркеров с помощью нанопроволочного биосенсора

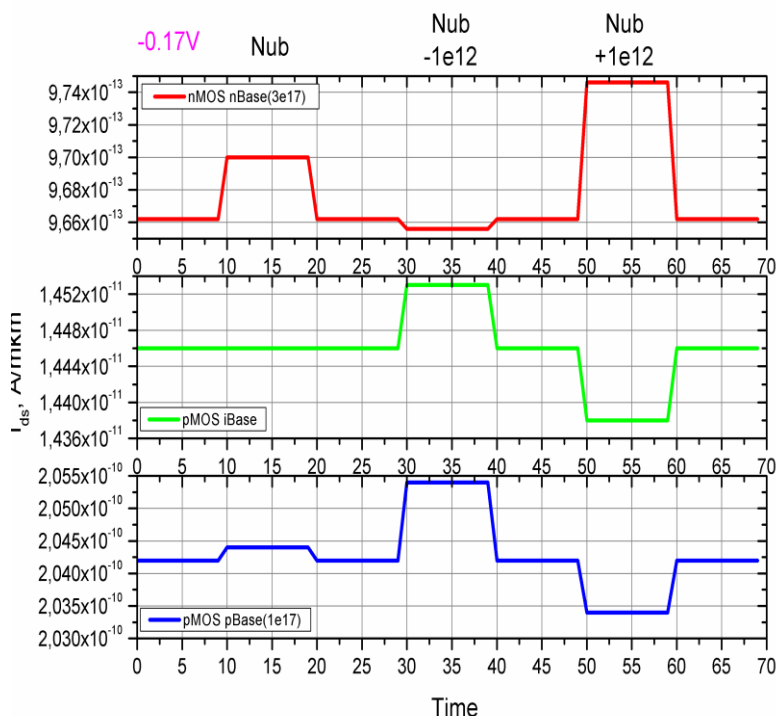
К.А. Мальсагова¹), Ю.Д. Иванов¹), Т.О. Плешакова¹), А.Ф. Козлов¹), **И.Д. Шумов¹**,
В.П. Попов²), М.А. Ильницкий²), О.В. Наумова²), Б.И. Фомин²), Д.А. Насимов²),
А.Л. Асеев²), А.И. Арчаков¹)

¹ Институт биомедицинской химии им. В.Н. Ореховича РАН,
Москва, ул. Погодинская, 10

² Институт физики полупроводников СО РАН, 630090, Новосибирск
тел: +7 (499) 246-3761; факс: + 7 (499) 245-0857; эл. почта: shum230988@mail.ru

В работе показана возможность детекции вирусного белкового HCVcore в растворе и сыворотке крови с помощью нанопроволочного биосенсора на основе структур «кремний-на-изоляторе» (КНИ-НП). Для биоспецифической детекции целевого белка поверхность нанопроволок была модифицирована аптамерами против HCVcore. Обнаружение белка проведено с использованием КНИ-НП чипов 2-х типов: первый – с нековалентно-иммобилизованными аптамерами без использования линкера; и второй - с ковалентно-иммобилизованными через DSP-линкер аптамерами.

Показано, что взаимодействие HCV core Ag с нековалентно- иммобилизованными аптамерами (олигонуклеотидными или пептидными молекулами, специфически связывающимися с определёнными белковыми молекулами-мишенями) вызывает снижение сигнала биосенсора, как в случае использования n-типа, так и в случае использования p-типа транзисторов.



Это обусловлено поляризацией HCV core Ag вблизи поверхности кремниевой нанопроволоки. В то же время, взаимодействие вирусных частиц сыворотки крови с поверхностью НП-чипов с n-типом проводимости вызвало рост сигнала, обусловленного взаимодействием заряженных вирусных частиц с нанопроволоками.

Для регистрации нейтральных, положительно и отрицательно заряженных диагностически-значимых белковых маркеров (уровни которых предположительно имеют одинакового порядка величины) и вирусных частиц в клинических и полевых условиях требуются биохимические сенсоры на основе КНИ нанопроволочных транзисторов n-, i- и p-типов в одной и той же микрожидкостной ячейке. На рисунке приведены ре-

зультаты расчетов плотности тока для одного из вариантов конструкций транзисторов трех типов, удовлетворяющих требованиям регистрации биочастиц без заряда и с зарядами в органических электролитах.

Работа поддержана Программой фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 годы и гранта РФФИ 15-04-08368а.

Вероятностные численные методы для визуализации дислокаций в методах катодоллюминесценции и EBIC, тока, индуцированного электронным лучом

К.К. Сабельфельд

Институт вычислительной математики и математической геофизики СО РАН,
Новосибирск, 630090, Лаврентьева 6
тел: (383) 3308578, эл. почта: sabelfeld.karl@yahoo.de

В докладе представлен новый численный алгоритм для моделирования процесса визуализации дислокаций и других дефектов в методах катодоллюминесценции и тока, индуцированного электронным пучком (EBIC). Оба эти метода описываются трехмерной внешней краевой задачей Робена [1,2]

$$D \Delta n(r,z) - \alpha n(r,z) = 0, \quad \nabla n(y) = g(y),$$

где D – коэффициент диффузии носителя заряда (например, экситона), α – обратное время жизни, ∇ – дифференциальный оператор конвекции (Робена) для третьей краевой задачи, либо тождественный оператор в случае задачи Дирихле, значения которого предписаны для граничных точек y . Область, где решается данная задача может быть произвольной, но в практических задачах обычно область представляет собой бесконечную область, ограниченную плоскостью и серией полубесконечных фигур, например, цилиндров, в случае проникающих дислокаций, либо вкрапленных сфер в случае малых дефектов.

Предлагаемый алгоритм основан на вероятностной интерпретации процесса диффузии с поглощением [3]. Расчет сводится к нахождению вероятности выживания броуновской частицы с заданным поведением на границе, управляемым граничным оператором ∇ . Эту вероятность удается представить в виде среднего по траекториям броуновской частицы, а сама траектория строится специальным образом так, что не приходится вводить сеток. Это достигается тем, что все необходимые вероятности типа выживания вычисляются аналитически для сферы и полусферы, после чего моделирование траекторий строится только путем моделирования равномерно распределенных точек на поверхностях сфер и полусфер максимально возможных радиусов – расстояний до ближайшей граничной точки. Данный метод блуждания по сферам и полусферам кардинально ускоряет расчеты, что делает возможным решение задачи визуализации, в частности, для ансамбля проникающих дислокаций.

Работа выполнена при поддержке Российского Научного Фонда, грант N 14-11-00083.

Литература

1. K. Pey, D. Chan, J. Phang, J. Breese and S. Myhajlenko, Cathodoluminescence contrast of localized defects. *Inst Phys Conf Ser* 134:687-692.
2. D. Nakaji, V. Grillo, N. Yamamoto and T. Mukai, Contrast analysis of dislocation images in TEM-cathodoluminescence technique, *Journal of electron microscopy* 54 (2005), 223–230.
3. К.К.Сабельфельд. Monte Carlo methods in boundary value problems. Springer Verlag. New York - Heidelberg - Berlin, 1991.

Гранулированный кремний: перколяционная проводимость путем резонансного туннелирования

Х.Б. Ашуров¹⁾, Б.М. Абдурахманов¹⁾, Б.Л. Оксенгендлер^{1,2)}, М.М. Адилов¹⁾

^{1)Институт ионно-плазменных и лазерных технологий АН РУз,}

Узбекистан, Ташкент, 100125, Дўрмон йўли, 33

тел: (998-71) 262 -7040, факс: (998-71) 262 -8767, эл. почта: ashurov@iae.uz

^{2)Научно-исследовательский центр химии и физики полимеров}

при Национальном Университете Узбекистана, Ташкент 100128, А.Кадыри 7б

Устойчивый интерес к наноструктурированным и композиционным материалам имеющий место в термоэлектричестве обусловлен предпосылками к решению с их помощью главной задачи ,стоящей в этой области – повышению КПД термоэлементов. Гранулированный Si, сочетая в себе свойства обоих этих материалов , проявляет целый ряд необычных свойств (аномально большую величину коэффициента Зеебека, аномально малую теплопроводность и др.). Не решенным вопросом является малая проводимость, осуществляемая путем электронной и дырочной перколяции, где туннелирование носителей идет через диэлектрические прослойки (типа SiO₂). Однако обычное («гамовское») туннелирование оказывается не эффективно, а-в противовес ему – «резонансное» туннелирование подаёт определённые надежды в резком увеличении электропроводности гранулированного Si. Действительно, вероятность резонансного туннелирования определяемое интерференцией электронных волн в области двухгорбых потенциалов характеризуется выражением типа.

$$D(E) \approx \left\{ 1 + (\tau_0 \theta^2 / \hbar)^2 (E - E_N)^2 \right\}^{-1}$$

(см. Рис) где τ_0 - период колебания электрона в потенциальной яме (область III). Величина

$\theta = \exp \left\{ \int_b^a (P_1 / \hbar) dx \right\}$ (P_1 - импульс 0 области I), обычно очень большая, может быть резко снижена за

счёт случайности величины (a-b). Это позволяет получить чисто перколяционное выражение для проводимости всей среды в целом:

$$\sigma = \sigma_0 \exp \left\{ - \int_b^a (P_1 / \hbar) dx \right\} \cdot \exp [\xi_0 / 2]$$

где $2\xi_0$ - диапазон изменения распределения случайной величины, связанной с случайностью расположения точки (a) на Рис.1

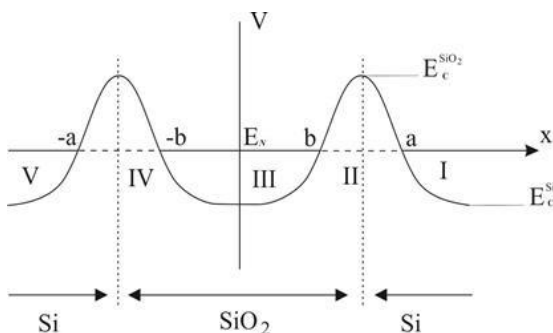


Рис.1. Потенциальный рельеф электрона в области плёнки SiO₂, содержащей примесь с резонансным уровнем E_N .

Поскольку величина a-b много меньше ширины прослойки SiO₂, то σ оказывается для резонансного туннелирования гораздо более чувствительной по сравнению с обычным «гамовским» случаем туннелирования.

Влияние низкоэнергетической имплантации ионов Ва и щелочных элементов на электропроводность поверхности Si

А.С. Рысбаев, Ж.Б. Хужаниязов, **И.Р. Бекпулатов**, Н.Ш. Шоабдурахмонова
Ташкентский Государственный Технический Университет,
ул. Университетская, 2, 100095, Узбекистан,
тел: +99897 450-09-27, E-mail: bekpulatov85@mail.ru

В работе исследовано изменение удельной электропроводности поверхности Si(111) *n*- типа в процессе имплантации ионов Ва, Na и Li с энергией $E_0=1$ кэВ различной дозой. Имплантация ионов (не зависимо от типа ионов) до дозы $D=8 \cdot 10^{14}$ см⁻² практически не приводит к изменению σ (рис.1). Это вероятно связано с глубоким проникновением имплантируемых ионов и малым их вкладом в поверхностную проводимость. Хотя следует отметить, что имплантация ионов Ва и щелочных элементов с дозой $D \sim 10^{14}$ см⁻² приводит к увеличению концентрации электронов на донорных уровнях и к началу расщепления донорных уровней [1]. Однако при этих дозах поверхностная область Si(111) сильно разупорядочивается, что ведет к уменьшению электропроводности поверхности, последнее компенсирует вклад увеличения концентрации доноров в рост σ . О правомерности подобного механизма свидетельствуют минимумы на дозных зависимостях σ (рис.1). С увеличением дозы имплантируемых ионов наблюдается резкий рост σ вплоть до $D=10^{17}$ см⁻². На рис.2 приведены зависимости удельной электропроводности σ поверхности Si(111), имплантированного ионами Li⁺, Na⁺ и Ва⁺ с энергией $E_0=1$ кэВ с дозой $D=2 \cdot 10^{17}$ см⁻² от температуры последующего отжига. Видно, что начиная с температуры $T_{кр}$, соответствующей рекристаллизации имплантированной области [2], наблюдается резкий рост σ . По нашему мнению при $T=T_{кр}$ наблюдается образование наноразмерных пленок LiSi, NaSi, BaSi.

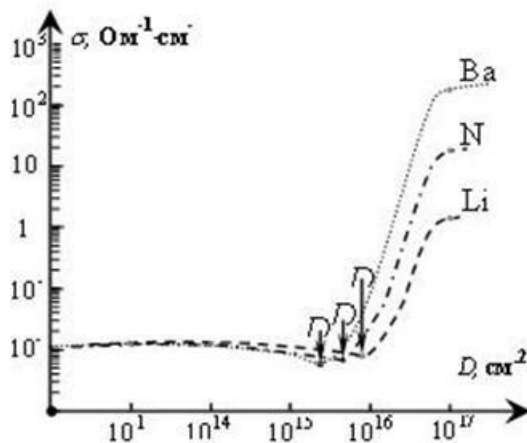


Рис.1. Зависимости удельной электропроводности σ поверхности Si(111) от дозы имплантации ионов (Li⁺, Na⁺ и

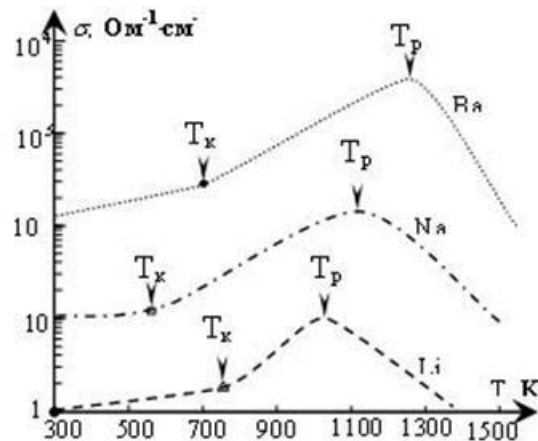


Рис.2. Зависимости удельной электропроводности σ поверхности Si(111) имплантированного ионами (Li⁺, Na⁺ и Ва⁺) от температуры отжига.

Оценка толщины силицидной пленки методом послойного оже – анализа показала, что для энергии ионов $E_0=1$ кэВ толщина пленок составляет 5-6 нм (или 50-60 Å). В области температур от $T_{кр}$ до T_p силицидные пленки имеют линейную зависимость $\sigma = \sigma(T)$.

Литература

1. А.С. Рысбаев, А.А. Рысбаев, Ж.Б. Хужаниёзов, А.М. Рахимов, Л.Х. Рахимова. // Uzbek Journal of Physics. 2013. Vol.15 N1-2. с 26-32.
2. A.S. Rysbaev, J. B. Khujaniyazov, A.M. Rakhimov, I.R. Bekpulatov. Formation of Nanosize Sili-cides Films on the Si(111) and Si(100) Surfaces by Low_Energy Ion Implantation. // Technical Physics, 2014, Vol. 59, №. 10, pp. 1526–1530.

Изменение электронной структуры приповерхностной области Si (111) в процессе имплантации низкоэнергетических ионов Ва, Р и В

А.С. Рысбаев, Ж.Б. Хужаниязов, **И.Р. Бекпулатов**, З.Р. Сайдахмедова
Ташкентский Государственный Технический Университет,
ул. Университетская, 2, 100095, Узбекистан,
тел: +99897 450-09-27, E-mail: bekpulatov85@mail.ru

Исследование физико – химических свойств поверхности полупроводников и возможности их целенаправленной модификации имеет крайне важное значение для развития новых технологий и получения материалов с уникальными свойствами. При этом в первую очередь следует контролировать электронную и кристаллическую структуру поверхности материалов поскольку многие свойства твердых тел определяются электронной структурой поверхности [1, 2].

Целью данной работы является исследование изменения электронной структуры поверхности кремния в процессе имплантации ионов Ва, Р и В и последующем термическом отжиге.

В работе методами электронной спектроскопии и дифракции медленных электронов исследовано влияние имплантации ионов Ва, Р, В и щелочных элементов с низкой энергией ($E_0 < 5$ кэВ) на электронную структуру тонкой приповерхностной области монокристаллов Si(111), p и n – типа.

Экспериментальные измерения проводили в приборе с анализатором типа сферического зеркала с тормозящим полем при давлении остаточных газов не более 10^{-7} Па. В качестве объектов исследования были выбраны монокристаллы Si(111) n и p – типа с удельным сопротивлением 6000 Ом·см. Очистку образцов проводили термическим прогревом в два этапа: длительно при температуре 1200 К в течении 60 мин и кратковременно при 1500 К в течении 1 минут.

Было установлено, что при имплантации ионов Va^+ и P^+ в Si (111), p -типа с дозой $D < 5 \cdot 10^{-13}$ см⁻² в запрещенной зоне Si появляются отдельные мелкие донорные уровни Ва и Р. При $D = 1 \cdot 10^{14}$ см⁻² происходит почти полная компенсация электрически активных акцепторных уровней бора и уровень Ферми E_F устанавливаются в середине запрещенной зоны. При $D = 1 \cdot 10^{15}$ см⁻² волновые функции электронов атомов Ва перекрываются и уровень Ва превращается в примесную подзону, которая начиная с дозы $1 \cdot 10^{16}$ см⁻² перекрывается с зоной проводимости и уровень E_F оказывается в зоне проводимости, запрещенная зона сужается до 0,7 эВ. Последующий прогрев при 900 К приводит к образованию пленки силицида ВаSi. В таблице приведены значения параметров электронной структуры полученных силицидных пленок. Где $e\phi$, Φ - термо- и фотоэлектронная работа выхода, χ - средство к электрону, E_g -ширина запрещенной зоны.

параметры Тип силицидов	$e\phi$, эВ	Φ , эВ	χ , эВ	E_g , эВ	Тип поверхностной структуры	$T_{отж}$, К
Si (111)	4,7	5,1	4,0	1,1	Si (111)-1×1	1500
Ва Si	2.35	3.0	2.3	0.7	Si (111)-1×1 Ва	900
SiP	3.5	4.9	3.45	1.45	Si (111)-1×1 P	1100
SiB ₃	4.75	4.8	3.5	1.3	Si (111)- $(\sqrt{3} \times \sqrt{3}) \times R$ $30^\circ - R$	1200

Литература

1. К. Оура, Г.В. Лифшиц, А.А. Саранин, А.В. Зотов, М. Катаяма. Введение в физику поверхности. М.: Наука, 2006. С. 52-56.
2. A.S. Rysbaev, Zh.B. Khuzhaniyazov, M.T. Normuradov, A.M. Rakhimov, and I.R. Bekpulatov. // *Technical Physics*, 2014, Vol. 59, No. 11, pp. 1705–1710.

Эволюция дислокационной структуры и переход пластичность-хрупкость в кремнии

В.Г. Еременко¹⁾, Д. Ейди²⁾, Ж. Рабье²⁾

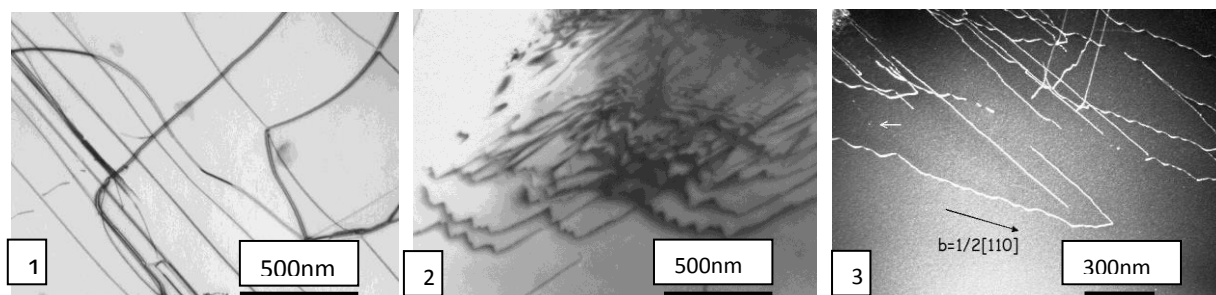
¹⁾ *Институт Технологии Микроэлектроники РАН, Черноголовка,
Московская обл. ул. Ак. Осипьяна 6, 142432*

²⁾ *Institut PPRIMME, Département de Physique et Mécanique des Matériaux - UPR
3346 CNRS, Université de Poitiers, ENSMA - SP2MI, BP 30179, F-86962
Chasseneuil Futuroscope Cedex*

тел: (812) 247-2245, факс: (812) 247-1017, эл. почта: user@mail.ru

Переход пластичность-хрупкость (brittle-ductile (BDT) переход) является уникальным свойством кристаллической решетки кремния. Суть его в том, что макроскопическая пластическая деформация кремния возможна при температурах выше $\sim 450^\circ\text{C}$. При температурах $\sim 400^\circ\text{C}$ и ниже материал практически мгновенно разрушается без заметных признаков деформации. Именно это свойство определило выбор кремния как базового материала микроэлектроники и сделало его, фактически, модельным материалом для изучения механизмов пластичности в широком интервале температур. Несмотря на многолетние исследования природы BDT фундаментальные атомные механизмы его остаются неясными. Безусловно, внимание в этих исследованиях уделяется дислокации, как основному протяженному дефекту, ответственному за пластическую деформацию [1]. Обнаружение специфических протяженных дефектов. Генерируемых в плоскости скольжения дислокации в кремнии указывает на существование неизвестного ранее свойства дислокации [2]. Образование данных дефектов является комплементарным процессу движения дислокации, при этом, ярко выраженная морфология дефектов и их свойства-электрическая активность [2], говорят о более сложной атомной структуре ядра дислокации и механизма его движения области пластичности и, очевидно, в области BDT.

В данной работе представлены результаты ТЕМ исследования особенностей дислокационной структуры в широкой области температур деформации, включая область BDT. Высоковольтная ПЭМ микроскопия выявила высокую плотность дислокационных диполей произвольной формы, содержащих участки с различными проскостями габитуса (Рис.1). Эксперименты при температурах вблизи



и ниже BDT выявили скользящие (Shuffle) дислокации с характерным осциллирующим фронтом (Рис.2), идентичные наблюдаемым в кристаллах, деформированных гидростатическим сжатием (Рис.3) [3]. Обсуждаются возможные механизмы генерации протяженных дефектов, связанные с особенностями структуры дислокаций, и возможной роли процессов генерации дефектов в shuffle-glide преобразовании дислокаций и возникновении атомных центров разрушения.

Литература

1. A. George and G. Michot. *Mat.Sci. & Eng. A, Structural materials: properties, microstructure and processing*, 164, 1993.118 с.
2. V. Eremenko, J.L. Demenet and J. Rabier. *Phys. Stat. Sol. (c)* 6, 2009. 1801 с.
3. J. Rabier, P. Cordier, J.L. Demenet, H. Garema. *Materials Science and Engineering*, A309–310, 2001. 74с.

Зависимость интенсивности спектра ЭПР углеродной пленки, нанесенной на кремний, от времени

Б.А. Рақыметов, Ю.А. Рябикин, В.Б. Глазман

Товарищество с ограниченной ответственностью Физико-технический институт,
Казахстан, г. Алматы, 050032, ул. Ибрагимова, 11

Тел: (727) 386-5536, факс: (727) 386-5378 эл почта: Bagdat_r@mai.ru

Интерес к изучению физико-химических характеристик тонких углеродных пленок обусловлен их разнообразными свойствами, такие как высокая твердость диэлектрические характеристики, хороши теплопроводность и ряд других особенностей так материалы на основе одностенных углеродных нанотрубок являются самыми прочными из всех известных веществ.

Данная работа посвящена исследованию парамагнитных характеристик углеродных пленок методом ЭПР. Пленки получали на установке AX-5200S-ECR фирма Seki Technatron Corp путем плазменного разложения смеси CH_4 и H_2 и осаждением углерода на подложки из монокристаллического кремния. Изучение парамагнитных свойств углеродных пленок проводилось на спектрометре ЭПР фирмы JEOL при комнатных температурах.

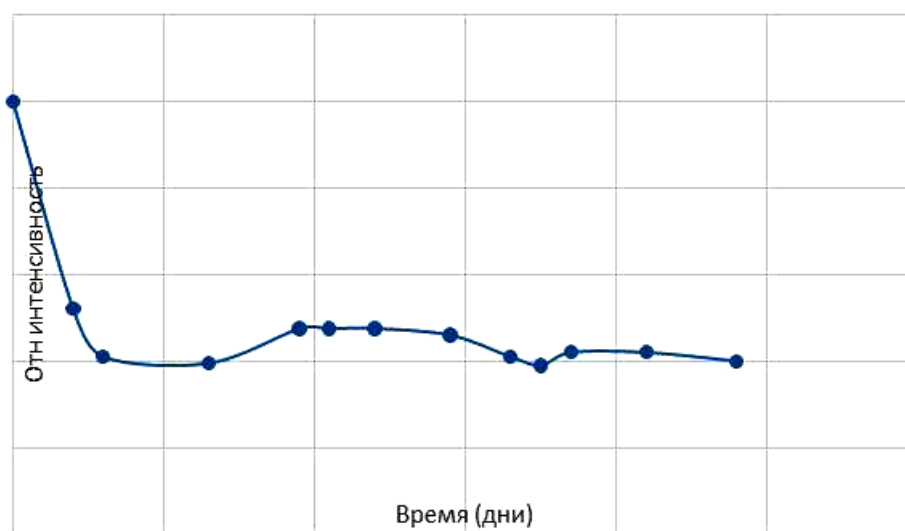


Рис. Зависимость интенсивности ЭПР спектров углеродной пленки на кремнии от времени после ее напыления

На рисунке представлена зависимость интенсивность спектра ЭПР углеродной пленки после ее напыления на кремний. Из рисунка видно, что через двое суток интенсивность сигнала упала два раза. За тем сигнал достиг своего минимального значение (4-6 дней). Далее наблюдается его не большое возрастание, а затем медленный спад

Литература

1. А. В. Тюрина, А. А. Золотухин, А. И. Образцов // ПЖТФ. 2006, в17, с. 1-6
2. С. А. петров, Г. В. Шаронов. // Вестник БГУ. 2010, сер, 1, с 37-40
3. В. В. Клименов и др, // Вестник КазНАЕН, 2010. в1, с 93-97

Исследование дозовой зависимости степени аморфизации поверхности Si(111) при низкоэнергетической бомбардировке ионами Na⁺

С.Ж. Ниматов, Д.С. Руми

*ИИПилТ АН РУЗ, ул. Дурмон йули 33, Ташкент, Узбекистан,
тел. 262-79-40, email: Nimatov@mail.ru*

Научный и практический интерес к аморфизации кремния ионными пучками связан с использованием ионной имплантации в производстве кремниевых приборов нанометрового диапазона. Принято считать, что аморфизация полупроводников достигается при значительно меньших дозах облучения, чем для металлов. Существует множество моделей описывающие процессы аморфизации поверхности при ионной бомбардировке. Подробный обзор различных моделей аморфизации кристаллического кремния под действием ионов высокой и средней энергий можно найти в работе [1]. При ионной бомбардировке нарушения на поверхности создаются с определённой скоростью: одновременно с образованием дефектов идёт их отжиг. Предполагается, что динамическое равновесие между разрушением и отжигом облучаемой поверхности возможно за счёт разных механизмов, обладающих, в частности, энергетической, дозовой, температурной зависимостью. Исследования в этой области важны как для фундаментальной науки, так и для практики. Эксперименты с применением метода дифракции медленных электронов (ДМЭ) при бомбардировке тщательно очищенной высокотемпературным прогревом поверхности Si показали, что в области энергии ионов Na⁺ до 1 КэВ имеет место быстрое осаждение плёнок из ионного пучка. При комнатной температуре подложки время до полного исчезновения дифракционных рефлексов сравнимо с временем накопления атомов натрия с концентрацией 10^{15} ат/см². Температура отжига, при которой восстанавливается дифракционная картина, зависит от энергии иона. Для низкотемпературной части характерно низкие энергии бомбардирующего иона, отсутствие поверхностных структур и химических реакций. Работа выхода ϕ изменяется плавно, проходя через минимум при концентрации адатома менее одного монослоя и достигая насыщения около двух монослоев. Время полного исчезновения дифракционных рефлексов совпадает с выходом кривой $\phi = f(d)$ на насыщение.

Литература

1. L. Pelaz, L. A. Marqués, and J. Barbolla. Ion-beam-induced amorphization and recrystallization in silicon J. Appl. Phys. V.96, N 11, 2004, P. 5947-5976.

Оптимизация условий роста пленок VO₂ из газовой фазы на кремниевых подложках

Л.В. Яковкина¹, Т.П. Смирнова¹, В.Р. Шаяпов¹, И.В. Корольков¹

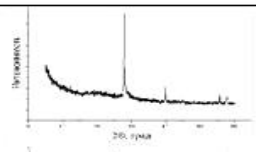
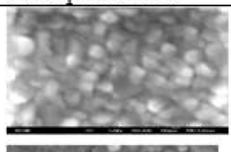
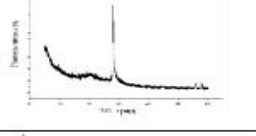
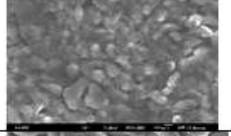
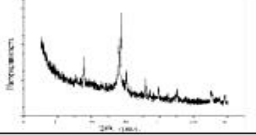
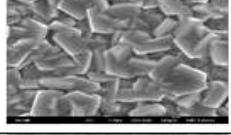
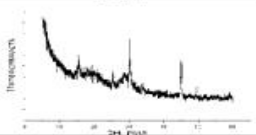
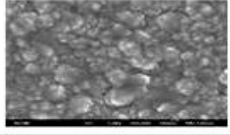
*Институт неорганической химии СО РАН им. А.В. Николаева,
Новосибирск 630090, проспект Академика Лаврентьева, 3
тел.: (383)330-94-10, факс.: (383) 330-94-10, эл. почта: yakovk@iic.nsc.ru
С.В. Мутили², В.Я. Принц²*

*²Институт физики полупроводников СО РАН им. А.В.Ржанова,
Новосибирск 630090, проспект Академика Лаврентьева, 13
Тел (383) 333-06-99, факс (383) 330-56-36 эл.почта: mutilin@isp.nsc.ru*

Диоксид ванадия (VO₂) в настоящее время является активно исследуемым, перспективным материалом для ряда практических применений, в том числе для ИК-боллометров, оптических модуляторов, транзисторов [1,2]. Перспективность пленок VO₂ выращенных на кремнии состоит в том, что такие структуры хорошо совмещаются с кремниевой технологией создания интегральных схем и могут быть применены в фотонике и фотоэлектронике.

Широкое практическое применение VO₂ станет возможным только при улучшении качества выращенных пленок (уменьшении примесей, дефектов, присутствии других фаз). Настоящая работа посвящена исследованию и поиску оптимальных условий роста VO₂ из газовой фазы на кремниевых подложках. Пленки синтезировались методом химического осаждения из газовой фазы (CVD) на подложках Si(100) и Si(111). В качестве прекурсора был использован ацетиацетонат ванадила (VO)acac₂. Рентгеновская дифракция, сканирующая электронная микроскопия, Раман-спектроскопия были использованы для исследования состава, структуры и морфологии пленок. Электропроводность пленок измерялась в диапазоне температур 20-150°C. В таблице 1 приводится взаимосвязь температуры синтеза пленок с их структурой, морфологией и соотношением удельного сопротивления металлической и полупроводниковой фаз (R₁/R₂).

Таблица 1

T, °C	Дифрактограмма	Морфология поверхности	R ₁ /R ₂
470			755
450			2300
410			25
390			5

Как видно из представленных данных при увеличении температуры от 390°C до 470°C наблюдается переход структуры от метастабильной моноклинной (PDF No 31-1438) к моноклинной (PDF No 43-1051) через смесь фаз при температуре 410°C. Изменение структуры влечет за собой изменение и морфологии, что в совокупности приводит к изменению соотношения R₁/R₂.

Приведенные в таблице данные показывают, что структура и морфология влияют на величину скачка удельного сопротивления при фазовом переходе в пленках VO₂. Таким образом, найдены оптимальные условия роста качественных пленок из газовой фазы на кремниевых подложках.

Из температурной зависимости коэффициента отражения была рассчитана температура фазового перехода пленок VO₂, синтезированных на Si(100)/SiO₂ подложках.

Работа поддержана грантом РФФИ №15-12-00050.

Химическое строение и микроструктура пленок HfO_2 , легированных редкоземельными элементами

Т.П. Смирнова, Л. В. Яковкина

¹Институт неорганической химии им. А.В. Николаева СО РАН
Новосибирск 630090, пр-т Лаврентьева 3,
тел: (383) 330-94-10, эл.почта: smirn@niic.nsc.ru

С целью установления зависимости функциональных свойств пленок HfO_2 , легированных редкоземельными элементами (La, Sc), от их химического состава и микроструктуры были выполнены исследования образцов пленок методами высокоразрешающей просвечивающей электронной микроскопии (Теснаи G2 F20 S-Twin TMP), электронографии и рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии с профилированием толщины пленок по элементному составу (РФЭС - PHI VersaProbeII.) Целенаправленно были синтезированы образцы пленок с различной концентрацией редкоземельного элемента и его вариацией по толщине. Пример распределения элементов по толщине в одном из образцов приведен на рис.1. Микрофотография этого образца показана на рис. 2. У подложки аморфный слой толщиной ~100 нм., в котором концентрация La ≥ 30 ат.%. При уменьшении концентрации La формируется нанокристаллический слой со структурой флюорита (кубическая) - нанокристаллиты вытянутой формы размером 80x20 нм. В области концентраций 15-18 ат.% наблюдалось формирование фазы пирохлора ($\text{Hf}_2\text{La}_2\text{O}_7$).

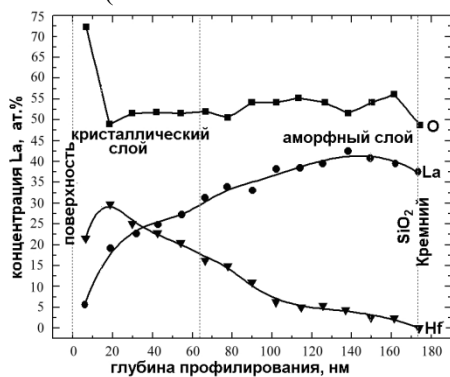


Рис.1 Распределение элементов по толщине пленки

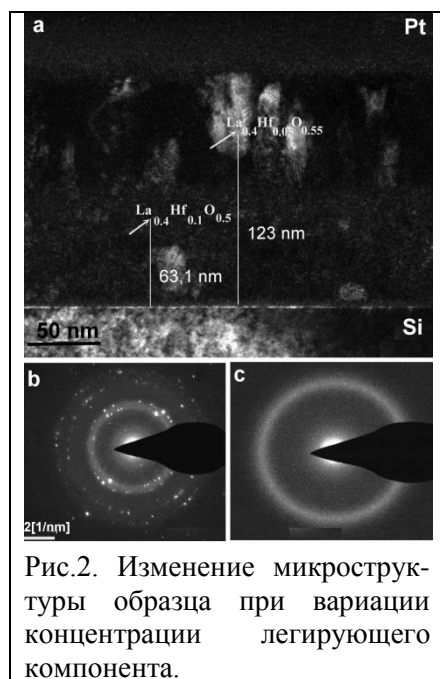


Рис.2. Изменение микроструктуры образца при вариации концентрации легирующего компонента.

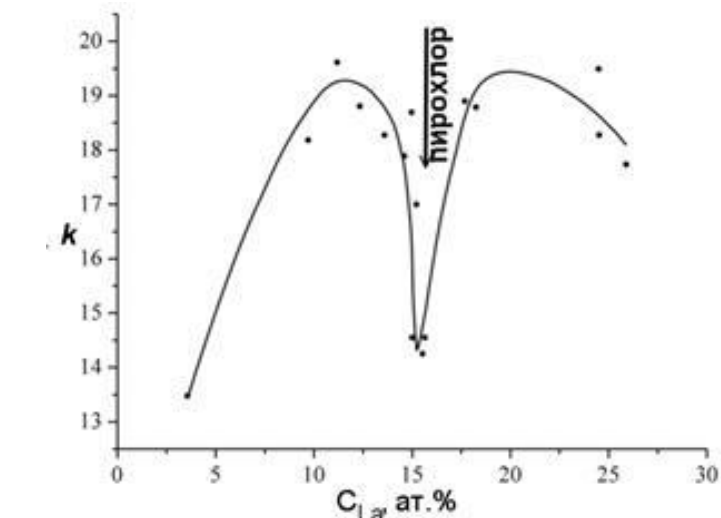


Рис.3. Зависимость диэлектрической проницаемости от концентрации La в пленках Hf-La-O.

Авторы благодарят ООО «Системы для микроскопии и анализа» (Москва, Сколково) за проведение исследований микроструктуры образцов.

Литература

1. Т. П. Smirnova, L.V. Yakovkina, V.O. Borisov. // Journal of Rare Earth, 2015.V. 33, P. 857
2. V.V. Kaichev, T.P. Smirnovac, L.V. Yakovkinac, E.V. Ivanova, M.V. Zamoryanskaya, A.A. Saraev, V.A. Pustovarove, T.V. Perevalovf, V.A. Gritsenko. //Materials Chemistry and Physics. 2016. V.175. P.200-205

Повышение рентабельности производства технического кремния и ферросилиция

М.Ш. Курбанов, С.З. Мирзаев, О.В. Трунилина

Институт Ионно-плазменных и лазерных технологий АН РУз,

ул.Дурмон йули 33, 100125 Ташкент, Узбекистан

тел:+998 (71) 2623789, факс:+998 (71) 2628762, эл. почта: electronics@aie.uz

Получение технического кремния и ферросилиция по существующим технологиям сопровождается возникновением ряда экологически небезопасных отходов, достигающих объема от 10 до 200 тыс. тонн в год в зависимости от мощности предприятия. Главный из отходов – микрокремнезем (силика) с дисперсностью в широком диапазоне от 0,1 до 1 мкм, накапливающийся в системах очистки отходящих газов. Известны способы утилизации мелкодисперсного кремнезема – его возврат в технологический процесс в составе брикетов из кварцитов и углеродистого восстановителя, а также использование силики в строительных смесях, цементе, бетоне, керамических изделиях [1-3]. Учитывая объемы соответствующих отходов на Ангренском заводе по производству ферросилиция в Узбекистане, лаборатория теплофизики многофазных систем Института Ионно-Плазменных и лазерных технологий АН РУз создает ряд наукоемких технологических разработок, позволяющих на основе принципа локализации и безотходности эффективно использовать микрокремнезем в строительной отрасли. Для этой цели предлагается использование воднодисперсионных составов, которые в настоящее время успешно вытесняют продукцию на основе органических растворителей, являясь экологически более безопасными как в производстве, так и в эксплуатации. В процессе дальнейшей технологической модификации с использованием микрокремнезема, а также руд каолиновых и вермикулитовых месторождений Узбекистана, материал приобретает заранее заданные свойства, необходимые в практическом применении. Использование наукоемких методов, таких как золь-гель технология, позволяет эффективно варьировать технологические параметры, влияющие на реологию и конструировать термодинамически устойчивую структурированную сетку конечного геля с целью создания гибкой матрицы - основы итогового продукта. В этом направлении оптимально сочетаются полезные свойства как минеральных, так и органических компонентов, функционирующих, как порообразователи, диспергаторы, стабилизаторы, вяжущие. Благодаря синергическим процессам в растворителе, значительно повышается эффективность эксплуатационных характеристик полиэлектrolитов, выраженных в способности к стабилизирующим, флокулирующим, адгезионным свойствам. Сочетание таких параметров дает возможность создания многофункционального полиэлектrolитного гелеобразного состава, который может применяться на практике, как гибкая, модифицируемая под конкретную добавку матрица для различных строительных смесей: клеевых, шпатлевочных, смазочных, бетонных, цементных.

Литература

1. М.Н. Мороз, В.И. Калашников, И.В. Ерофеева . «Эффективные бетоны нового поколения с низким удельным расходом цемента на единицу прочности» // Молодой ученый.- 2015.- т.86.- №6.- с.189-190.
2. Р.А. Дрянин, Г.П. Сехпоян, С.В. Ананьев, В.И. Калашников. «Влияние содержания микрокремнезема на повышение прочности реакционно-порошковых бетонов»// Молодой ученый.- 2014.- т.72.- №13.- с. 44-47.
3. Н.А. Лохова, И.А. Макарова, С.В. Патраманская «Обжиговые материалы на основе микрокремнезема».- Братск: Бр.ГТУ, 2002.- 163 с.

Использование Ge(Si) самоформирующихся наноструктур для управления светом в солнечных элементах на основе кремния

В.А. Вербус¹, **А.В. Новиков**¹, М.В. Шалеев¹, Д.В. Юрасов¹,
О. Aonuma², Y. Kurokawa², N. Usami²

¹ Институт физики микроструктур РАН, Нижний Новгород, 603950

² Graduate School of Engineering, Nagoya University, Nagoya 464-8603, Japan
тел: (831) 417-9480, факс: (831) 417-9464, эл. почта: anov@ipmras.ru

В настоящее время формирование тонкопленочных солнечных элементов (СЭ) за счет уменьшения толщины используемого кремния до толщины менее 100 нм является одним из путей уменьшения их стоимости. При этом для сохранения эффективности тонкопленочных СЭ необходимо развитие методов сохранения доли поглощенных фотонов, для которых коэффициент поглощения в Si мал. Используемый ранее для этих целей метод создания рельефа поверхности микронного масштаба за счет анизотропного травления Si не применимо к тонкопленочным СЭ, так как в этом случае глубина травления оказывается сопоставима с толщиной абсорбирующего слоя. Полагается, что решение проблемы может быть достигнуто за счет управления излучением на нанометровом масштабе («nanoscale photon management») при формировании на поверхности СЭ рельефа поверхности с характерным латеральным размером меньше длины волны излучения (фотонных наноструктур) [1]. При этом решается задача не только определения оптимального, с точки зрения увеличения поглощения излучения, параметров фотонных наноструктур, но и поиска методов его формирования на больших площадях без использования дорогостоящих методов электронной и/или оптической литографии. В настоящей работе рассматривается возможность безлитографического создания такого микрорельефа за счет селективного травления структур с Ge(Si)/Si(001) самоформирующимися островками и квантовыми точками.

В работе установлена зависимость параметров нанорельефа на поверхности одно и многослойных структур с Ge(Si)/Si(001) наноструктурами, формируемого с помощью их селективного травления в KOH или HF:HNO₃, от условий роста островков. Показано, что варьирование температуры роста островков за счет изменения их параметров (размеров, поверхностной плотности и состава) позволяет эффективно контролировать геометрию формируемого нанорельефа и, как следствие, оптические свойства (отражение в широком спектральном диапазоне и поглощение в ближнем ИК диапазоне) структур [2]. С помощью метода конечно-разностных элементов во временной области (FDTD метода) теоретически определены параметры нанорельефа поверхности, создаваемого на кремнии за счет селективного травления наноструктур, оптимальные для уменьшения показателя отражения и увеличения коэффициента поглощения света в видимой и ИК областях спектра.

Работа выполнена при поддержке Программ РАН и РФФИ (проект № 16-52-50017_ЯФ-а).

Литература

1. S. Jeong et. al. // J. Vac. Sci. Technol. A. 2012. V. 30. P. 060801.
2. O. Aonuma, et. al. // Jap. J. of Appl. Phys. 2015. V. 54. P. 08KA01.

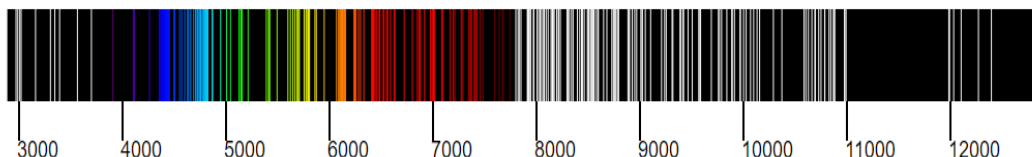
Качественный метод анализа чистых веществ

О.И. Мешков¹, А.С. Яценко²

¹Институт Ядерной физики СО РАН, Новосибирск, 630090, пр. ак. Лаврентьева, 11

²Институт Автоматики и Электростроения СО РАН, Новосибирск, пр. ак. Коптюга, 1

Проблема получения и контроля чистых веществ (ЧВ) всегда были под пристальным вниманием исследователей. Развитие металлургии, атомной, авиакосмической и др. отраслей тесно связаны с ЧВ материалами [1,2]. Важным при этом является контроль примесных элементов. Для этого используют различные методы. Атомная спектроскопия является наиболее чувствительным методом для качественного анализа элементов. При этом в спектрограмме основного элемента присутствуют различные линии примесных элементов.



Для проведения качественного анализа исследователи сравнивали линии наложением полученного спектра с эталоном, содержащим малые концентрации примесей. Такой метод имеет свои недостатки. Развитие компьютерной техники позволило проводить анализ на более высоком уровне с возможностью записи спектрограмм в цифровой форме [3]. При этом подходы к получению спектрограмм различны. В данной работе предлагается программный код [4], позволяющий получать беспримесные спектрограммы для любого элемента и проводить процесс сравнения спектрограмм с исследуемым веществом. Предлагаемый анализатор спектра является частью базы данных (БД) «Электронная структура атомов» (ЭСА), созданной сотрудниками НГУ и ИАиЭ СОРАН. БД содержит данные по атомным линиям, которые с помощью программного кода переводятся в спектрограммы. В качестве примера приведена на рисунке спектрограмма для атома кремния в области (500-1000) А. Однако в БД системы известен спектр от УФ до ИК области спектра (см. рисунок). Такая спектрограмма может быть использована в качестве эталона при сравнении спектров. В работе приведены сравнения эталона с экспериментальными спектрограммами.

Работа выполняется при финансовой поддержке РФФИ.

Литература

1. В.М. Ажажа, С.Д. Лавриненко, Н.Н. Полипенко // Вопросы атомной науки и техники, 2007, № 4, С. 3-12.
2. Р.А. Колобов, А.В. Карпенко // Вопросы атомной науки и техники. -2016, № 1, С. 3-9.
3. В.Г. Гаранин, А.В. Неклюдов // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. Спец. Выпуск. – 2007, Т. 73, С. 18-25.
4. В.Г. Казаков, В.В. Казаков, А.С. Яценко. Патент на полезную модель «Эмулированный анализатор спектра» № 117178 от 20 июня 2012 г.

Пластичность монокристаллов кремния в условиях совместного влияния температуры и электрического тока

А.Р. Велиханов

*Институт физики им. Х.И. Амирханова
Дагестанского Научного Центра учреждения РАН, Махачкала*

Важной областью применения деформационных эффектов в технике является исследование устойчивости полупроводниковых приборов к перегрузкам [1]. Электронная аппаратура, где используются полупроводники, должна работать при высоких и низких температурах, при наличии значительных градиентов температуры, при радиационном облучении, при наличии сильных электромагнитных полей, при больших статических и динамических механических нагрузках, при воздействии микроорганизмов и агрессивных сред. Поэтому представляется важным исследовать, например, влияние температуры, электрического поля при одновременном сжатии кристалла на изменение его механических и электрических свойств.

При деформировании обычными методами начало пластичности в кремнии [2,3] достигается при температурах $0,6 \cdot T_{пл}$ и выше (горячая пластическая деформация – ГПД), где $T_{пл}$ – температура плавления. В предложенном новом способе деформирования воздействие температуры наряду с прохождением постоянного электрического тока через образец (комбинированная пластическая деформация – КПД) в условиях сжатия полупроводника, позволяет проводить испытания при $0,5 \cdot T_{пл}$. В качестве объекта исследования использовались образцы монокристаллов Si n - типа с удельным сопротивлением $\rho = 51$ кОм·см, соответственно, в виде параллелепипедов с размерами $14 \times 9 \times 5$ мм³, ребра которых совпадали с кристаллографическими направлениями [101], [100], [110] соответственно. Деформация в условиях КПД проводилась в течение 30 мин. Образец сжимался вдоль направления [110] при температуре испытания $T = 800^\circ\text{C}$, которая достигалась одновременно за счет нагрева в печи сопротивления и проходящего через образец плотности тока 130 А/см². Испытания проводились при различных механических напряжениях сдвига σ от 0 до 50 МПа со скоростью нагружения 6 г/с. Целью исследования являлось выяснение влияния КПД на прочностные, пластические и электрические свойства кремния. Сравнение диаграмм сжатия механическое напряжение – деформация σ (ε) позволило обнаружить ряд преимуществ КПД перед ГПД. В частности, метод КПД позволил значительно снизить предел пластического течения, как по температуре, так и по приложенному механическому напряжению. Кроме того, использование в этих новых способах направленного потока электронов в качестве управляющего параметра воздействия позволяет генерировать в монокристалле Si более упорядоченную и однородно ориентированную дислокационную структуру. Дополнительные электрические измерения при комнатной температуре показали, что действие постоянного тока на полупроводник приводит к изменению проводимости n-Si на р-тип после пластического сжатия на 7% и выше.

Литература

1. А.Л. Полякова, Деформация полупроводников и полупроводниковых приборов, Энергия, Москва (1979).
2. В.Г. Говорков. Влияние температуры на форму кривых сжатия монокристаллов кремния. // Кристаллография, 1961, т.5, в.6, стр. 789 - 791.
3. С.С. Горелик, М.Я. Дашевский. Материаловедение полупроводников и диэлектриков (М., Металлургия, 1988) с. 574.

Получение нанодисперсных порошков соединений кремния адиабатическим сжатием газовых смесей

А.И. Сапрыкин¹⁾, В.Н. Яковлев¹⁾, Г.А. Поздняков²⁾

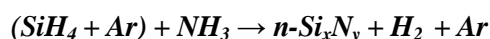
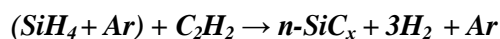
¹ ФГБУН Институт неорганической химии им. А.В. Николаева СО РАН,
Новосибирск, 630090, пр. Ак. Лаврентьева, д. 3

² ФГБУН Институт теоретической и прикладной механики
им. С.А. Христиановича СО РАН,

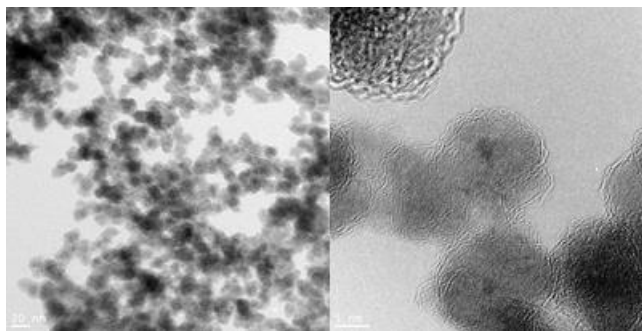
630090, Новосибирск, ул. Институтская, 4/1

тел.: +7 (383) 330-59-90, эл. почта: saprykin@niic.nsc.ru

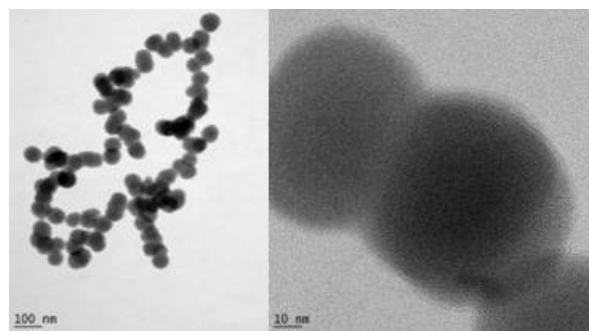
Для получения наноразмерных порошков кремния и его соединений, предложен способ адиабатического сжатия газовых смесей на основе моносилана в аргоне. Ранее [1] было установлено, что при адиабатическом сжатии смеси Ar:SiH₄ - 9:1 в реакторе реализуются условия (давление и температура), при которых происходит разложение моносилана и образование наноразмерных частиц кремния: SiH₄ → n-Si_s + 2H₂. Введение в реактор адиабатического сжатия, дополнительно к смеси моносилана в аргоне, расчетных количеств ацетилена и аммиака и задание условий сжатия (начальной температуры, давления и степени сжатия) позволяет реализовать условия, при которых происходит образование наноразмерных частиц карбидов и нитридов кремния:



Условия адиабатического сжатия позволяет задавать размеры, морфологию и фазовый состав получаемых нанодисперсных порошков. Изображения, полученные с помощью сканирующего и просвечивающего электронных микроскопов (СЭМ и ПЭМ), показывают, что продукты реакции состоят из близких по размеру сферическим частиц, имеющих размеры от 10 нм до 100 нм. Химический состав наночастиц зависит от объемного отношения газообразных прекурсоров (SiH₄:C₂H₂ и SiH₄:NH₃). Введение над стехиометрического количества ацетилена позволяет получать наноструктуры карбида кремния, покрытого графитовым слоем различной толщины и структуры. Методом рентгеновской дифрактометрии установлено, что в зависимости от условий синтеза изменяется соотношение кристаллической и аморфной фаз в продуктах реакции.



ПЭМ изображение «ваты» из наночастиц из кристаллического карбида кремния, покрытого графитовым (графен) слоем.



ПЭМ изображение гирлянды состоящей из аморфных наночастиц нитрида кремния.

Отличительной особенностью разработанного способа синтеза нанопорошков соединений кремния является близкое к монодисперсному распределение частиц по размерам (индекс полидисперсности не более 0,1) и высокая (до 100%) степень выхода.

Работа выполнена при финансовой поддержке по проекту РФФИ № 16-03-00846.

Литература

1. Г.А. Поздняков, В.Н. Яковлев, А.И. Сапрыкин // ДАН. 2014. Т. 456. № 1. С. 60–63.

Новые химические соединения, перспективные для лазерного разделения изотопов кремния

П.В. Кошляков¹⁾, Е.Н. Чесноков¹⁾, П.С. Дементьев¹⁾
¹Институт химической кинетики и горения СО РАН,
Новосибирск, 630090, Институтская, 3
тел: 333-29-44, факс: , эл. почта: pvk@kinetics.nsc.ru

Для лазерного разделения изотопов кремния в настоящее время используется ИК-многофотонная диссоциация (ИК МФД) тетра-фтор-дисилана Si₂F₆ [1] под действием излучения импульсного СО₂ лазера. Путем селективного «выжигания» молекул, содержащих редкие изотопы ²⁹Si и ³⁰Si удастся увеличить содержание основного изотопа ²⁸Si в исходном веществе до 99% [1]. Однако процесс диссоциации Si₂F₆ плохо подходит для выделения редких изотопов кремния, потому что в молекуле Si₂F₆ атом редкого изотопа, как правило, присутствует вместе атомом основного изотопа ²⁸Si. При диссоциации такой молекулы продукты диссоциации неизбежно будут содержать смесь изотопов. Поэтому для разработки процесса лазерного выделения изотопов ²⁹Si и ³⁰Si стоит задача поиска соединений кремния, столь же эффективных как и Si₂F₆, но содержащих, в отличие от последнего, только один атом кремния.

Для эффективного лазерного разделения изотопов необходимо, чтобы распад молекулы проходил по молекулярному каналу с образованием стабильных продуктов. При изучении ИК МФД 1,2-дихлорэтилтрифторсилана (SiF₃C₂H₃Cl₂), обнаружено, что диссоциация этой молекулы проходит по механизму перестройки внутри молекулы с образованием стабильных продуктов[2]



Показано, что эта молекула имеет низкую энергию диссоциации и с большим выходом распадается на стабильные продукты SiF₃Cl и C₂H₃Cl. Получены значения изотопической селективности S=240 для ³⁰Si и S=35 для ²⁹Si.

Еще большие значения изотопической селективности получены в процессе ИК МФД 2-хлорэтилтрифторсилана (ХЭТФС) ClCH₂CH₂SiF₃[3].

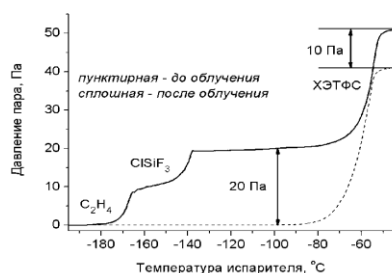


Рис. 1. Кривые испарения ХЭТФС до и после облучения лазером.

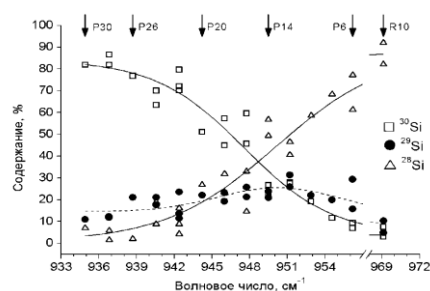
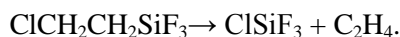


Рис. 2. Изотопный состав по кремнию ClSiF₃.

На рис. 1 изображен вид диаграмм испарения ХЭТФС и реакционной смеси после облучения лазером. В результате реакции продуктами являются этилен и хлортрифторсилан. Количественный анализ состава продуктов реакции однозначно указывает на распад по каналу с образованием стабильных продуктов.



Изотопно-обогащенный продукт реакции ClCH₂CH₂SiF₃ может быть легко выделен из смеси испарением при низкой температуре. Коэффициенты обогащения по изотопам кремния ²⁹Si и ³⁰Si очень большие, и составляют 200 и 1650 соответственно. Содержание изотопа ³⁰Si в продуктах удастся увеличить с 3.12% до 86% (рис.2).

Литература

1. M. Kamioka, S. Arai et al. J.Phys.Chem. (1986), v. 90, p. 5727.
2. P.V. Koshlyakov, P.S. Demytyev, S.R. // Infrared multiphoton dissociation of 1,2-dichloroethyl-trifluorosilane / *Applied Physics B: Volume 97, Issue 3* (2009), Page 625-633.
3. P.S. Demytyev, A.S. Nizovtsev, E.N. Chesnokov. *Infrared photoreaction of 2-chloroethyl-trifluorosilane* // J. Photochem. Photobiol. A. 2011. Vol. 222. P. 77–80.

Оптимизация конструкции теплового экрана в установке «РЕДМЕТ-30» для выращивания низкодислокационных монокристаллов германия диаметром свыше 100 мм

К.Е. Аношин, А.В. Наумов, А.А. Гасанов, О.М. Алимов

Государственный научно-исследовательский и проектный институт редкометаллической промышленности «Гиредмет», 119017, Москва, Большой Толмачевский пер., д.5, стр.1
тел: (499) 788-99-64, факс: (499) 788-99-64, эл. почта: gelab@rambler.ru

Настоящая работа является продолжением работы [1]. Для расширения возможностей управления тепловыми полями в расплаве и в растущем из него монокристалле германия [2] используют различные сборки тепловых экранов. Они служат основой оптимизации конструкций тепловых узлов при разработке новых технологий выращивания кристаллов увеличенных размеров и в значительной степени определяют качество получаемых монокристаллов. Современная теория позволяет связать тепловое воздействие экранов на растущий монокристалл с особенностями процессов дефектообразования в нем. Температурные градиенты определяют размер и плотность ростовых дефектов в мо-

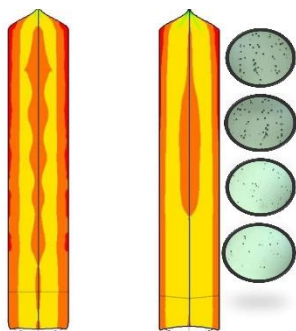


Рис. 1. Распределение плотности дислокаций во время роста монокристаллов германия: 1 – до модернизации теплового узла; 2 – после модернизации теплового узла

нокристалле (в основном - дислокаций), а скорости охлаждения в интервале температур 700-400°C — размер и плотности различных кластеров дефектов недислокационной природы. Сравнительный анализ влияния различных сборок теплового экрана на температурное поле в растущем по Чохральскому монокристалле германия диаметром до 100 мм включительно приведен нами ранее. В данном докладе рассматриваются результаты серии экспериментов по выращиванию монокристаллов германия применительно к теплому узлу модернизированной установки «Редмет-30» с камерой диаметром 700 мм для выращивания низкодислокационных монокристаллов германия p- и n-типа проводимости диаметром от 100 до 150 мм и длиной цилиндрической части до 300 мм, ориентацией [111] и [100], на основе которых предложена оптимизированная конструкция сборки теплового экрана для графитового тигля диаметром 400 мм с загрузкой 50 кг германия ГПЗ. Её влияние на тепловое поле в кристалле германия сравнивается с прототипными сборками [2,3] (Рис. 1). Программированное изменение режимов вращения и перемещения затравки позволяет получать монокристаллы с равномерным распределением легирующей примеси по длине и сечению монокристалла. Программированное по длине растущего кристалла изменение вращения затравки в пределах от 10 - 40 об/мин и скорости подъема затравки от 0.1 – 0.7 мм/мин обеспечивало разброс уд. электрического сопротивления по длине и сечению монокристалла не более 10%, отсутствие МУГ и плотность дислокаций $N_d \leq 2-3 \cdot 10^2 \text{ см}^{-2}$.

Литература

1. А.В. Наумов, К.А. Аношин и др. «Выращивание низкодислокационных кристаллов Ge методом Чохральского»//Сб. тезисов «X Конференция по актуальным проблемам физики, материаловедения, технологии и диагностики кремния, нанометровых структур. Кремний-2014», Иркутск, 7-12 июля, с. 93
2. Аношин К.Е. и др. «Технология выращивания низкодислокационных кристаллов германия большого диаметра методом Чохральского»// *Интеграл*, 2013, №5,6(73), с.40-42
3. И.С. Гейдт, Е.Д. Кравцова, О.И. Подкопаев «Влияние мощности экрана-нагревателя, а процессы тепло и массопереноса при получении малодислокационных кристаллов германия методом Чохральского» // *Новый университет*, 2013, №11-12, с. 54-60.

Расчет изменения температуры гетероструктур в процессе молекулярно-лучевой эпитаксии

А.В. Кацюба, С.А. Рудин

Институт физики полупроводников,
Новосибирск, 630090, проспект Академика Лаврентьева, 13
тел.: +7 (983) 126-8415, эл. почта: kacuba@ngs.ru

В установках молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ) используется радиационный метод нагрева подложек. Коэффициенты поглощения, отражения и, следовательно, температура подложки зависят от многих характеристик материала: ширины запрещенной зоны, концентрации свободных носителей заряда, спектра поглощения кристаллической решетки и т.п. При использовании подложки кремния, ее температура будет существенно зависеть от концентрации легирующей примеси, качества обработки поверхности и наличия на поверхности кремния других покрытий или полупроводниковых слоев. При появлении эпитаксиальной пленки будет происходить дополнительное поглощение и отражение энергии, соответственно, количество не поглощенной энергии будет изменяться, что приведет к увеличению или уменьшению температуры образца, в зависимости от преобладающего процесса. Сложность контроля температуры растущего эпитаксиального слоя обусловлена тем, что в процессе роста подложка вращается, и установить термодатчик, имеющую тепловой контакт с подложкой, невозможно. Очень важным технологическим фактором является знание динамики изменения температуры таких гетероструктур, как Ge/Si , $Ge/CaF_2/Si$, $Ge/BaF_2CaF_2/Si$, $InAs/GaAs$ и др. в процессе их роста, особенно на начальной стадии зарождения и роста гетероэпитаксиальной пленки.

Для более точного контроля температуры была разработана физическая модель и методика расчета изменения температуры гетероструктур в процессе МЛЭ. В предлагаемой модели использовались уравнения теплового баланса.

$$(1 - R(\lambda))\sigma T_n^4 = I_s + 2\sigma T_s^4 \quad (1)$$

Здесь учтено равенство площадей поверхностей нагревателя и подложки. Плотность потока энергии, излучаемой нагревателем, описывается законом Стефана-Больцмана, где T_n – радиационная температура нагревателя, T_s – искомая температура подложки. В выражении (1) I_s – плотность потока теплового излучения, прошедшего через образец наружу. Его спектральная зависимость описывается законом Бугера-Ламберта. [1]

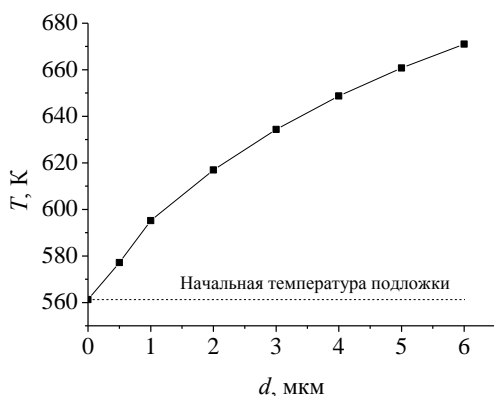


Рис. 1. Увеличение температуры образца при росте пленки $InAs$ при $T = 1000$ К

Количество поглощаемого в многослойной структуре тепла рассчитывалось с учетом спектральных зависимостей коэффициентов отражения и поглощения подложки и эпитаксиальной пленки. Это позволило определить зависимость увеличения температуры гетероструктуры от толщины эпитаксиальных слоев. На рис. 1. показана зависимость увеличения температуры гетероструктуры $InAs/GaAs$ от толщины эпитаксиальной пленки при температуре нагревателя 1000 К. Так же были проведены аналогичные расчеты для $Ge/CaF_2/Si$, $Ge/BaF_2CaF_2/Si$ и др.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 16-32-00352 мол_а.

Литература

1. Дж.Э. Джемисон и др. Физика и техника инфракрасного излучения. Пер. с англ., – М. Сов. радио, 1965. – 644 с.

Прецизионная структурная интроскопия совершенных кристаллов

М.В. Ласица^{1,2)}, В.В. Воронин^{1,2)}, И.А. Кузнецов¹⁾,
С.Ю. Семенихин¹⁾, В.В. Федоров^{1,2)}, Я.А. Бердников²⁾

¹ НИЦ КИ ФГБУ "Петербургский институт ядерной физики им. Б.П. Константинова",
Гатчина, Россия

² Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия

тел.: +7(81371)46410, эл. почта: mishlas1@gmail.com

Для эксперимента по исследованию фундаментальных свойств нейтрона нами был предложен новый метод контроля за параметром межплоскостного расстояния кристаллов [1,2], отличающийся чрезвычайно высокой точностью относительного измерения (вплоть до $\Delta d/d \sim 10^{-7}$). Данный метод позволяет исследовать кристаллы произвольной формы и огранки, размерами до нескольких десятков сантиметров, по всему их объему и без специальной предварительной подготовки. Сравнительно невысокая стоимость экспериментального оборудования, необходимого для проведения таких исследований, и относительная простота измерений позволяет использовать данный метод для широкого круга задач. Проведенный анализ показал, что данный метод возможно использовать для исследования внутренних напряжений, однородности примесей и состава совершенных кристаллических материалов (например, кремния), приводящих к деформации кристаллической решетки с точностью недостижимой другими методами. Это является важной и актуальной задачей при выращивании кристаллов с заданными свойствами, например, для полупроводниковой и оптической промышленности, а также при создании оптических и кристалл-дифракционных приборов высокого разрешения применяемых в физических исследованиях.

Литература

1. V.V. Fedorov, I.A. Kuznetsov, E.G. Lapin, S.Yu. Semenikhin, V.V. Voronin, Yu.P. Braginetz, K.Yu. Amosov, Nuclear Inst. and Methods in Physics Research, A **593** (2008) 472.
2. С.Ю. Семенихин, Ю.П. Брагинец, В.В. Воронин, И.А. Кузнецов, Е.Г. Лапин, В.В. Федоров, Я.А. Бердников, А.Я. Бердников, Е.О.Вежлев, ЖТФ, **81** (2011) 71.

Разрушение кристаллической фазы в пленках нанокристаллического кремния под действием электрического поля

Д.Е. Миловзоров

ООО «Флуэнс Технолоджи Групп», Москва 107497, Россия
тел: (499) 464-7580, эл. почта: dmitry.milovzoroff@yandexl.ru

В настоящей работе исследуется процесс разрушения кристаллической фазы в пленках кремния содержащих нанокристаллы. Используется метод Рамановской спектроскопии. Пленки гидрогенизированного нанокристаллического кремния были изготовлены методом вакуумно-плазменного осаждения из газовой фазы силана разбавленного водородом в отношении 1:10 при низкой температуре подложки (80°C). Согласно данным рентгеновской дифракции средний размер нанокристалла с ориентацией (111) равен 240 Å. Толщина пленки измерялась с помощью профилометра и составляла 300 нм. Измерения спектров Рамановского рассеянного излучения при воздействии внешнего электрического поля показали разрушение кристаллической фазы и присутствие только аморфной фазы отраженной составляющей в спектре.

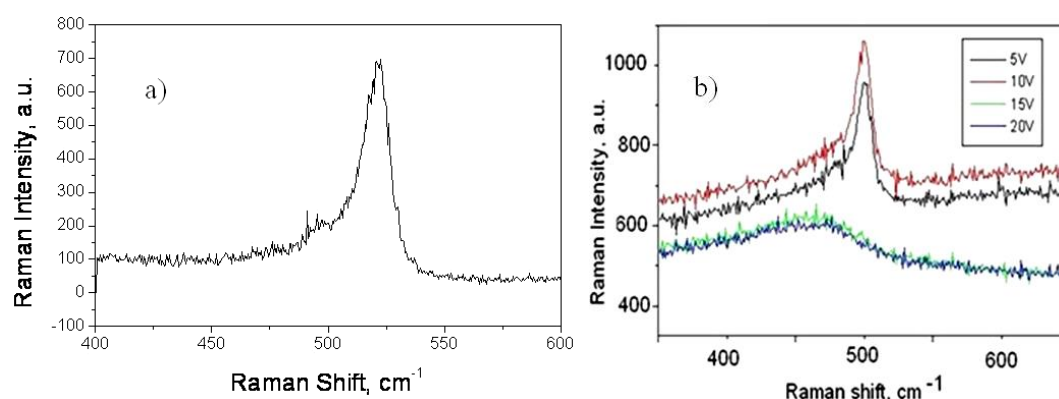


Рисунок 1. Рамановские спектры нанокристаллических пленок гидрогенизированного кремния со средним размером нанокристаллов равным 240 Å после роста пленки (а), и при воздействии внешних полей (b).

Предложен механизм разрушения нанокристалла кремния под действием электрического поля. Предполагается, что разрушение происходит за счет разворачивания диполей Si-O в области границы раздела нанокристаллов, согласно модулярной группе и преобразования двумерного кристалла в дугообразные треугольники, которые затем разрушаются за счет точечных дефектов внутри кристалла по сценарию Кноппа [1] трансформацией с понижением размерности до канторовской пыли с хаусдорфовой размерностью равной 0.72. Значение свободной энергии для нанокристалла объемом V может быть выражено как $F = F_0 - \frac{\kappa V E^2}{2}$. Для кремния при величине свободной энергии $F < 0.0001230$ Дж/см² происходит разрушение кристаллической фазы в пленке. Диполи Si-O служат центрами генерирующими деформацию, которая распространяется в локальной окрестности каждого из них.

Литература

1. Ф. Хаусдорф, Теория множеств, Москва, 2011, ЛКИ, 304 с.

Расширение диапазона измерений времени жизни неравновесных носителей заряда в монокристаллическом и мультикристаллическом кремнии

В.М. Владимиров, И.В. Батуркина, В.Д. Архипов, В.В. Марков, **В.Н. Шепов**
Красноярский научный центр Сибирского отделения Российской академии наук
660036, Красноярск, ул.Академгородок, 50
тел: (391) 2905494, факс: (391) 2439765, эл. почта: shepov@ksc.krasn.ru

С развитием производства фотоэлектрических преобразователей из мультикристаллического кремния, появилась необходимость в универсальном бесконтактном измерителе времени жизни неравновесных носителей заряда (ВЖ ННЗ), позволяющем измерять более широкий диапазон ВЖ ННЗ, включающий ВЖ ННЗ для монокристаллического и мультикристаллического кремния.

Для одновременного измерения ВЖ ННЗ в монокристаллическом и мультикристаллическом кремнии в [1] предложено проводить измерения на двух разных модах диэлектрического резонатора (ДР), обладающих разной чувствительностью. В настоящей работе на основе ДР спроектирован и изготовлен СВЧ датчик для измерений ВЖ ННЗ на образцах монокристаллического и мультикристаллического кремния и проводятся экспериментальные исследования ВЖ ННЗ.

На рис. 1 показана фотография прибора для измерения ВЖ ННЗ в монокристаллическом и мультикристаллическом кремнии «Тауметр-2М» [2].

Основное преимущество прибора «Тауметр-2М» заключается в том, что в приборе реализована развертка частоты в диапазоне 4800 – 5300 МГц [3], поэтому оператор контролирует не только величину затухания СВЧ мощности на рабочих резонансах ДР, но и форму резонансных кривых. Это необходимо для устранения искажений резонансных линий, приводящих к увеличению ошибки измерений.

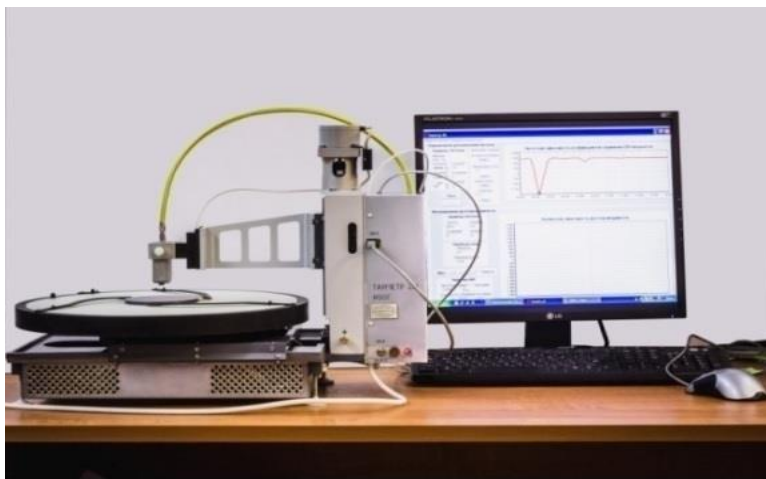


Рис. 1. Прибор «Тауметр-2М»

Размеры ДР рассчитаны таким образом, чтобы в частотном диапазоне 4800 – 5300 МГц проявлялись резонансы двух мод колебаний ДР, обладающих разной чувствительностью – Е и Н моды. 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. В результате, размеры ДР составили: высота – 9 мм; наружный диаметр – 8 мм; 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 10000 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.

Литература

1. В.М. Владимиров и др. // Патент на изобретение RUS №2451298 12.01.2011.
2. В.М. Владимиров и др. // ПТЭ. 2011. №2. С. 166-167.
3. В.М. Владимиров и др. // Микроэлектроника. 2011. Т. 40. №4. С. 313-318.

Влияние размеров затравки и теплофизических свойств штока на поля температуры в кристалле кремния в методе Чохральского

В.С. Бердников^{1,2}, К.А. Митин^{1,2}

¹ *Институт теплофизики им. С.С. Кутателадзе СО РАН, Новосибирск*

² *Новосибирский Государственный Технический Университет, Новосибирск*
тел.: +7 (383) 316-53-32, факс: +7 (383) 330-84-80, эл. почта: berdnikov@itp.nsc.ru

В области подобной упрощенной технологической геометрии верхней части ростового узла по методу Чохральского, включающей в себя область над поверхностью расплава и состоящей из кристалла, затравки, штока и холодного корпуса ростовой камеры, проведены расчеты в безразмерной постановке в кондуктивном, радиационно-кондуктивном, конвективном и радиационно-конвективном режиме теплоотдачи от кристалла. Численное моделирование проводилось, методом конечных элементов [1] в осесимметричной постановке с заданным плоским фронтом кристаллизации. Из результатов исследований конвективного теплообмена в расплаве следует, что для расплавов с любым значением числа Прандтля существуют соотношения безразмерных динамических параметров – чисел Грасгофа (Gr), Марангони и Рейнольдса при которых фронт кристаллизации будет плоским [2]. Сначала был исследован кондуктивный теплообмен и теплоотдача в режиме ламинарной термогравитационной конвекции газа в цилиндрической ростовой камере. Затем дополнительно был учтен радиационный механизм теплообмена. Радиационные потоки вычислялись на основе зонального метода [3].

Расчеты проведены в интервале перепадов температуры, эквивалентном диапазону чисел Грасгофа $100 \leq Gr \leq 16000$. Изучена относительная роль и совместное влияние различных механизмов теплообмена (кондуктивный, конвективный, радиационный) в зависимости от характерного перепада температуры, размеров затравки и теплофизических свойств штока. Показано что значительное влияние на поле температуры в кристалле оказывают размер затравки и теплофизические свойства штока. Изменения теплоотводящей способности затравочного кристалла и штока, во всех режимах теплообмена влияют на относительную роль теплопроводности в определении полей температуры в составном теле «кристалл – затравка – шток». Результаты расчетов в кондуктивных режимах показали, что поле температуры в кристаллах существенно неоднородно. Соответственно неоднородно распределение радиальных и осевых градиентов температуры в различных частях кристалла. Поля температуры внутри кристалла существенно зависят от режимов теплоотдачи с образующих кристалла. Конвективная теплоотдача заметно влияет на поле температуры внутри кристалла и приводит к эффективному охлаждению основания кристалла. В результате у основания кристалла в значительной мере вырастают осевые градиенты. Это связано с тем, что холодные потоки газа набегая на раскаленное основание кристалла, разогреваются и под действием силы плавучести поднимаются вверх по образующей кристалла. Радиационные потоки тепла значительно меняют распределения температуры на поверхности и внутри кристалла как в кондуктивном, так и в конвективном режиме теплообмена, существенно возрастают локальные тепловые потоки с поверхности кристалла. Снижается интенсивность конвективных течений.

Работа выполнена при поддержке СО РАН (проект III.18.2.5. Гос. рег. 01201350443) и РФФИ (грант 15-08-07991).

Литература

1. Ю.Г. Соловейчик, М.Э. Рояк, М.Г. Персова. Метод конечных элементов для решения скалярных и векторных задач. Новосибирск: Изд-во НГТУ, 2007. – 896с.
2. В.С. Бердников, В.А. Винокуров, В.В. Винокуров, В.А. Гапонов. Влияние режимов конвективного теплообмена на форму фронта кристаллизации в системе тигель-расплав-кристалл в методе Чохральского // Тепловые процессы в технике, 2011, т. 3, №4, с.177-186.
3. Э.М. Спэрроу, Р.Д. Сесс. Теплообмен излучением. Л.: "Энергия", 1971. 294 с.

Теплообмен и форма фронта кристаллизации в нестационарных режимах свободной и смешанной конвекции расплавов в методе Чохральского

В.С. Бердников^{1,2)}, В.А. Винокуров¹⁾, **В.В. Винокуров¹⁾**

¹⁾ *Институт теплофизики им. С.С. Кутателадзе СО РАН,
Новосибирск, 630090, проспект Акад. Лаврентьева, 1*

²⁾ *Новосибирский Государственный Технический Университет, Новосибирск
тел: +7 (383) 316-53-32, факс: +7 (383) 330-84-80, эл. почта: berdnikov@itp.nsc.ru*

Численно, методом конечных разностей и с помощью пакета Ansys Fluent была исследована гидродинамика расплавов и теплообмен в классическом варианте метода Чохральского с неподвижным тиглем в режимах свободной и смешанной конвекции (при вращении кристалла). Данная работа является продолжением цикла комплексных исследований свободной и смешанной конвекции, выполняемых в ИТ СО РАН [1,2]. Изучены режимы течения расплава кремния при $Pr = 0,02 \div 0,05$ и модельных жидкостей с числами Прандтля $Pr = 10$ (вода), 16 (этиловый спирт), 45 (гептадекан) при относительных высотах слоя расплава $0,2 \leq H/R_T \leq 1,2$ и при фиксированном отношении радиусов тигля и кристалла $R_T/R_K = 2,76$. Проведено сравнение результатов расчетов, полученных методом конечных разностей и с помощью пакета программ Ansys Fluent. В некоторых режимах были получены хорошие совпадения изолиний функции тока на количественном и качественном уровнях. Приведены сравнения результатов численного и физического экспериментов на модельных жидкостях с числами Прандтля $Pr = 10, 16, 45$ при различных относительных высотах слоя расплава H/R_T . Смешанная конвекция исследовалась при фиксированных значениях чисел Грасгофа и Марангони, характеризующих интенсивность свободной конвекции, с ростом числа Рейнольдса, построенного по угловой скорости вращения кристалла. Показано, что основные закономерности эволюции структуры течения с ростом числа Рейнольдса Re практически совпадают с экспериментально наблюдаемыми. Определены границы перехода к нестационарным режимам течения и исследован локальный и интегральный теплообмен на модельном фронте кристаллизации. Экспериментально исследована зависимость форм фронтов кристаллизации от режимов течения. Эксперименты проведены на легкоплавком веществе – гептадекане. Изучено влияние соотношений чисел Грасгофа, Марангони и Рейнольдса при различных значениях относительной высоты слоя расплава H/R_T .

Работа выполнена при поддержке СО РАН (проект III.18.2.5. Гос. рег. 01201350443) и РФФИ (грант 15-08-07991).

Литература

1. В.С. Бердников, В.А. Винокуров, В.В. Винокуров, В.А. Гапонов. Влияние режимов конвективного теплообмена в системе тигель-расправ-кристалл на форму фронта кристаллизации в методе Чохральского // *Тепловые процессы в теплотехнике*. М: 2011. т 4, N 4, стр. 177-186.
2. В.С. Бердников, В.В. Винокуров, В.И. Панченко, С.В. Соловьев. Теплообмен в классическом методе Чохральского // *ИФЖ*. 2001. Т. 74. № 4. С. 122–127.

Оптические свойства слоев кремниевых нанонитей, выращенных на сильнолегированных подложках

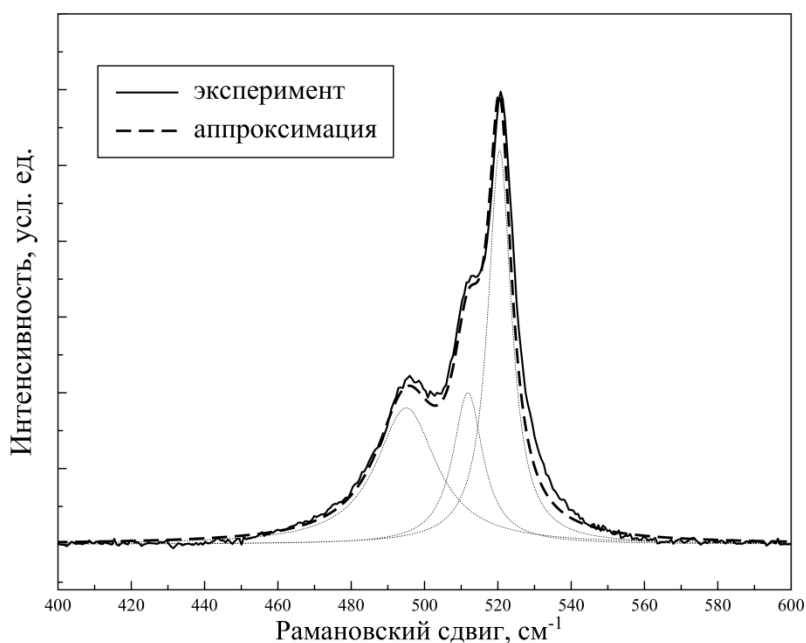
А.В. Павликов, О.В. Рахимова

Физический факультет МГУ им. М.В.Ломоносова,
Москва, 119991, ГСП-1, Ленинские горы, д.1, стр. 2

тел: +7 (495) 939-1875, факс: +7 (495) 939-1875, эл. почта: pavlikov@physics.msu.ru

В данной работе исследуются слои кремниевых нанонитей (КНН), выращенных на подложке кремния с удельным сопротивлением 1-10 мОм·см. Высокая фоточувствительность кремния и низкий коэффициент отражения слоев КНН делает эти слои весьма перспективными для использования в качестве антиотражающего покрытия и одновременно, как слои для фотоэлектрического преобразования. КНН диаметром в десятки и сотни нанометров привлекают большое внимание исследователей в последние несколько лет благодаря своему возможному использованию в фотовольтаике, фотонике и сенсорики [1].

Для получения КНН был применен двухступенчатый метод химического травления с участием металла. Образцы были сформированы химическим травлением пластин кристаллического кремния *c-Si* с двусторонней полировкой, *p*-типом проводимости, кристаллографической ориентацией (100) и удельным сопротивлением 1-10 мОм·см. В зависимости от времени травления, менялась толщина слоя образовавшихся нитевидных структур. Для удаления частиц серебра, образцы промывались в 65% растворе HNO_3 в течение 15 минут.



Для полученных слоев были измерены спектры отражения в инфракрасном (ИК) диапазоне, а также спектры комбинационного рассеяния света (КРС).

Используя полученные методы, обнаружено обеднение свободными носителями заряда слоев большой толщины. Определены эффективные показатели преломления и пористость слоев КНН. Выполнено исследование зависимости сигнала КР слоев КНН после дополнительной обработки в плавиковой кислоте с целью удаления поверхностного оксида. Обнаружена подсистема КНН испытывающих сильный локальный нагрев при облучении возбуждающим излучением.

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ (Соглашение № 14.604.21.0085, идентификатор проекта RFMEFI60414X0085).

Литература

1. Sivakov V., et al.// Nano Lett. 2009, vol.9, 1549.

Спектральные характеристики многослойных фоточувствительных структур на базе пористого кремния

Н.В. Латухина¹⁾, Д.А. Лизункова¹⁾, Г.А. Рогожина¹⁾, И.А. Няпшаев²⁾, К.В. Емцев²⁾
¹⁾ Самарский национальный исследовательский университет им. акад.С.П. Королева,
Самара, 443011, Акад. Павлова, 1,
²⁾ ООО «НТЦ ТТП» при ФТИ им. А.Ф. Иоффе
тел. +7(846)334 54 55, факс .+7(846)334 54 55, e-mail: natalat@yandex.ru

Многослойные структуры на основе пористого кремния перспективны для солнечных элементов на кремниевой подложке, так как применение подобных структур позволяет заметно повысить их КПД [1].

В данной работе для создания фоточувствительных структур использовались монокристаллические пластины кремния с p-n переходом и разной обработкой рабочей поверхности: текстурированной, шлифованной или полированной. Текстурированная поверхность имела микрорельеф в виде правильных четырехугольных пирамид (рис.1). Во время анодного травления такой поверхности порообразование начинается в местах углубления микрорельефа, далее пора растет вглубь кремниевого электрода. Таким образом можно получить отдельно стоящие колонны вертикальных диодов, отделенных друг от друга высокоомными областями пористого кремния (темные области на рис.1). Затем на рабочую поверхность наносились контакты и диэлектрическое, полупроводниковое или проводящее покрытие. В качестве диэлектрического использовались пленки фторида диспрозия, полупроводникового - сульфида цинка, проводящего – сплава оксидов индия и олова (ИТО).

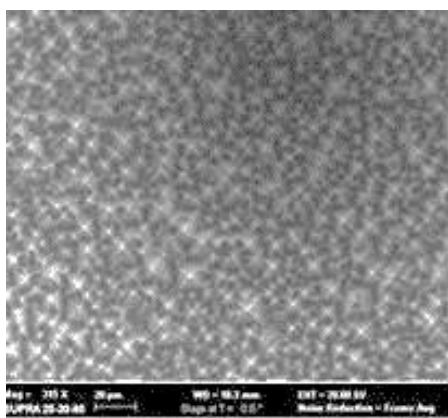


Рис.1. РЭМ-изображение текстурированной поверхности с пористым слоем.

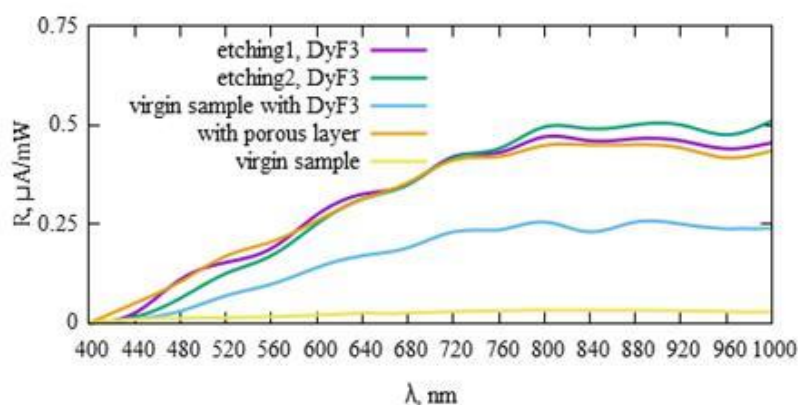


Рис. 2. Спектральные зависимости фоточувствительности образцов с пористым слоем и DyF₃ и без них

1.1. Исследования включали измерение спектральных зависимостей коэффициентов отражения рабочих поверхностей, фоточувствительности и квантовой эффективности (рис. 2). Лучшие спектральные характеристики фоточувствительности имели образцы с пористым слоем и покрытием из DyF₃. При некотором уменьшении фоточувствительности в коротковолновой части спектра, образцы с пленкой DyF₃ имеют заметное увеличение в длинноволновой. Хороший эффект оказывает также нанесение на рабочую поверхность проводящего прозрачного покрытия ИТО, заметно увеличивающее квантовую эффективность. Эти результаты показывают перспективность использования таких структур в солнечных элементах.

Литература

Latukhina N V. // Procedia Engineering, T. 104, 2015, 157-161.

Кристаллизация и окисление пленок SiC, синтезированных ионно-лучевым методом

К.Х. Нусупов¹⁾²⁾, **Н.Б. Бейсенханов¹⁾**, И.К. Бейсембетов¹⁾,
Б.К. Кенжалиев¹⁾, Б.Ж. Сейтов¹⁾ Е. Дулатулы¹⁾

¹Казахстанско-Британский технический университет,
г.Алматы, 050000, Толе би, 59

тел: (727) 272-3304, факс: (727) 266-8313, эл. почта: beisen@mail.ru

²Физико-технический институт г.Алматы, 050032, Ибрагимова, 11

тел: (727) 390-1504, факс: (727) 390-1504, эл. почта: rich-fatouskair@mail.ru

Проведение исследований по синтезу пленок SiC, содержащих нанокристаллы кремния и карбида кремния, является важным для расширения области спектральной чувствительности кремниевого солнечного элемента в более коротковолновую часть спектра солнечного излучения и уменьшения его термализации посредством использования в многослойных структурах слоев широкозонных материалов, в которых E_g определяется квантово-размерными эффектами и превышает E_g объемного монокристаллического Si [1]. Аморфные тонкопленочные слои на основе кремния (SiO₂, SiN, a-SiC:H, и т.д.) находят также применение в качестве просветляющих покрытий, диффузионных барьеров, пассивирующих слоев в производстве солнечных элементов.

В работе осуществлен синтез тонкой пленки SiC_{1,97} на кремниевой подложке методом ионно-лучевого распыления двухкомпонентной мишени из наложенных друг на друга пластин кремния и графита. Образцы с пленками SiC были подвергнуты отжигу в атмосфере Ar с примесью O₂ при температуре 1250°C в течение 30 минут.

Методом рентгеновской дифракции показано наличие поликристаллической пленки β-SiC. Структура и состав полученной пленки были также изучены методом ИК-спектроскопии с применением ИК-спектрометра Nicolet iS-50 (Thermo Scientific, USA). В спектре были обнаружены два интенсивных пика, отнесенных к SiO₂ и SiC. Эти данные были сравнены с результатами исследования слоев SiC_{0,7} [2], синтезированных в Si этим методом при иных соотношениях площадей кремния и графита.

Выявлено, что увеличение концентрации углерода выше стехиометрического состава не приводит к значительному увеличению слоя SiO₂ на поверхности пленки карбида кремния, так как имеет место десорбция избыточного углерода из слоя в виде CO₂. Выполнено математическое разложение ИК-спектра слоев SiC и SiO₂. Определены положение, площадь и амплитуда каждой компоненты.

Показано, что в слоях SiC_{1,97} и SiC_{0,7} после отжига при температуре 1250°C в течение 30 минут соотношение объемов аморфной и кристаллической фаз карбида кремния составляет (25,0/75,0) % и (51,3/48,7) %, соответственно. Для слоя SiC_{1,97} характерно более интенсивное окисление ввиду высокой концентрации углерода, не включенного в состав SiC. Таким образом, в слоях SiC_x после отжига соотношение объема кристаллической фаз карбида кремния по сравнению с аморфной больше при более высоком x (при более высоком содержании углерода).

В поверхностном слое оксида кремния установлено присутствие комплексов SiO₃Si, SiO₄, SiO-Si₃ и SiO₂Si₂. Исследования методом атомно-силовой микроскопии топографии поверхности слоя SiC_{1,97} после отжига при температуре 1250 °C и травления в HF в течение 5 минут показывают формирование гранулярной структуры поверхности с наличием неровностей и выступов до 12 нм (±6 нм от средней линии поверхности).

Литература

1. Г.П. Яровой, Н.В. Латухина, А.С. Рогожин, и др. // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. – 2012. – № 14 (1(2)). – С. 521 – 524.
2. I.K. Beisembetov, K.Kh. Nusupov, N.B. Beisenkhanov, et. al. // Journal of Surface Investigation. X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques. – 2015. – Vol. 9, No.2. – P. 392-399.

Электронный транспорт в наноструктурах пористый кремний/кремний и пористый кремний/никель/кремний

А.К. Федотов¹⁾, С.Л. Прищепа²⁾, С.В. Редько²⁾, А.Л. Долгий²⁾,
В.В. Федотова³⁾, И.А. Свито¹⁾

¹⁾ Белорусский государственный университет, Минск

²⁾ Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники, Минск

³⁾ Научно-практический центр НАНБ по материаловедению, Минск

В данной работе изучалось влияние размера и плотности пор в пористом кремнии (ПК) на электрические свойства наноструктур ПК/Si (легированный сурьмой монокристаллический кремний марки КЭС–0,01) и нано-структур ПК/Ni/Si с разной плотностью заполнения пор наночастицами никеля.

Для получения ПК была использована стандартная процедура анодирования в растворе HF-H₂O при токе анодирования 25 мА/см², которая позволяла получать пористость порядка 25-30 % и размеры пор в диапазоне 10 – 50 мкм. Поры электрохимически заполнялись кластерами никеля в течение разного времени из водного раствора NiSO₄-NiCl₂-H₃BO₃-сахарин.

Измерения проводились по четырехконтактной методике (см. вставку на рис. 1) в измерительной системе CHNF (Cryogenics Ltd., Англия), позволявшей измерять электросопротивление, импеданс и ВАХ образцов на постоянном токе в диапазоне температур 2 – 300 К и в магнитных полях до 8 Тл.

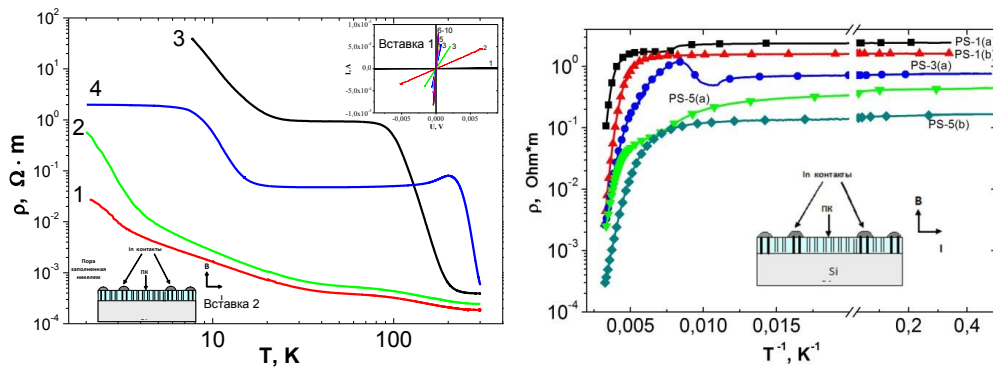


Рис. 1. Температурные зависимости удельного электросопротивления $\rho(T)$ подложки Si<Sb> (1), наноструктуры ПК/Si без заполнения пор (2) и наноструктур ПК/Ni/Si с временем заполнения пор наночастицами никеля 5 мин (3) и 15 мин (4). Вставка 1: ВАХ наноструктуры ПК/Si без заполнения пор. Вставка 2: схемы размещения измерительных контактов и ориентация магнитного поля в исследуемых структурах с разным диаметром пор: PS1 – 20-30 нм; PS3 – 30-40 нм; PS5 – 70-100 нм; Вставка – схема структуры ПК/Ni/Si и контактов

Исследования показали, что в области высоких температур (выше 200К для наноструктур ПК/Ni/Si с низкой плотностью кластеров никеля и выше 100 К для ПК/Si) в транспорте электронов преобладает влияние низкоомной кремниевой подложки Si<Sb>. При температурах ниже 10 К, когда электроперенос по примесной зоне в кремнии существенно вымораживается, становится заметна также роль движения электронов по слою пористого кремния. Магнитофункционализация ПК путем введения кластеров никеля в поры вызывает существенное изменение механизмов электропереноса за счет формирования столбиков никеля и барьеров Шоттки Ni/Si в порах. Как следует из экспериментов ($\rho(T)$, ВАХ), возникающие после электрохимического заполнения пор никелем барьеры «запирают» электроны в слое ПК/Ni. В результате токоперенос при понижении температуры идет вдоль ПК, никелевых столбиков, а также ОПЗ в ПК вокруг пор. Это, в частности, подтверждается линеаризацией температурных зависимостей электросопротивления $\rho(T)$ в аррениусовых координатах в области высоких температур, что указывает на преобладание активационного электропереноса с энергиями активации что указывает на преобладание активационного электропереноса с энергиями активации ~ 150 мэВ для кривой 4 (в области температур 250-320 К) и ~ 5 , меняющимися в диапазоне 60 - 500 эВ в зависимости от пористости ПК и плотности кластеров никеля в порах. 00 мэВ для кривой 3 (в диапазоне 100-200 К). Наличие «плато» на зависимости $\rho(T)$ с последующим ее переходом к переменной энергии активации (в аррениусовых координатах) при понижении температуры подтверждает наличие других каналов электропереноса (вдоль слоя ОПЗ и (или) путем прыжков по локализованным состояниям в ПК или на интерфейсе Si/ПК). Последнее подтверждается наблюдением отрицательного (туннельного) магниторезистивного эффекта ниже 20 К.

Исследование фазового состава тонких плёнок mc-Si:H и pm-Si:H полученных методом PECVD при различных технологических параметрах осаждения

В.Л. Кошевой¹, А.О. Белорус², В.С. Левицкий², Е.И. Теруков³, Н.С. Пщелко¹, В.А. Мошников²

¹ *Национальный Минерально-Сырьевой университет "Горный", Санкт – Петербург,*

² *Санкт-Петербургский Электротехнический университет "ЛЭТИ",
факультет электроники, Санкт-Петербург*

³ *НТЦ тонкопленочных технологий в энергетике при ФТИ имени А.Ф. Иоффе"*

эл. почта: k2446@yandex.ru, top92@mail.com, lev-vladimir@yandex.ru, nikolsp@mail.ru, vamoshnikov@mail.ru

Кремний является одним из основных материалов, используемых в производстве солнечных элементов. В зависимости от структуры используемых материалов солнечные элементы (СЭ) на основе кремния могут подразделяться на поликристаллические, микрокристаллические и аморфные. В результате проведенных в последние годы исследований установлено, что так называемый гидрогенизированный полиморфный кремний (pm-Si:H) — материал, представляющий собой кремниевую аморфную матрицу с небольшой долей (не более 10 – 15%) нанокристаллических включений, характеризуется лучшими фотоэлектрическими свойствами и большей стабильностью электрофизических параметров при длительном освещении межзонным светом по сравнению с аморфным гидрогенизированным кремнием (a-Si:H). [1-10].

Рамановские спектры регистрировались на спектрометре LabRam HR800, совмещенном с конфокальным микроскопом (производство фирмы Jobin-Yvon Horiba). В качестве источников возбуждения использовались вторая гармоника Nd:YAG-лазера (длина волны излучения 532 нм).

Методом PECVD были получены тонкие плёнки микрокристаллического и полиморфного кремния. Для плёнок микрокристаллического кремния проведена диагностика фазового состава, оценка степени кристалличности и общая равномерность полученных слоев методом рамановской спектроскопии. В ходе работы была получена карта распределения параметра кристалличности для плёнки mc-Si с оптимальным средним параметром кристалличности 52%. Важным фактором при получении плёнок является их равномерность нанесения на подложку. Можно сделать выводы, что установка KAI – 1-1200 имеет ряд особенностей, которые мешают равномерному нанесению плёнок. Данная карта распределения помогает учесть эти факторы и в дальнейшем устранить их или подобрать оптимальные параметры роста, которые будут компенсировать неравномерность распределения плёнки.

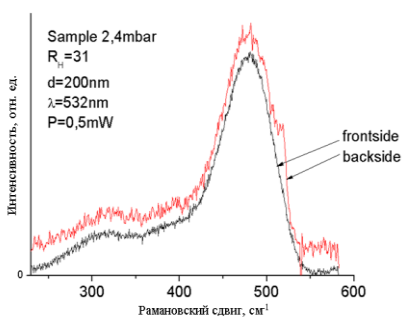


Рис. 1 Рамановский спектр для образца pm-Si осаждённого на стеклянную подложку с толщиной слоя 200 нм.

Результаты исследования рамановских спектров (рисунки 1) показывают, что полученные плёнки имеют неоднородную структуру. На интерфейсе с подложкой образуются нанокристаллы кремния различного размера.

Так же было установлено, что при увеличении давления в реакционной камере при росте плёнок происходит уменьшение размеров кристаллов. Увеличение мощности разряда в плазме приводит к увеличению размеров получаемых нанокристаллов. Увеличение разбавления водородом при процессе роста плёнок полиморфного кремния приводит к увеличению размеров нанокристаллов в плёнке.

Работа была выполнена при поддержке проекта договор код 0021109, конкурс УМНИК 15-12.

Литература

1. Хенкин М.В., Емельянов А.В., Казанский А.Г. и др. //Влияние условий получения пленок полиморфного кремния на их структурные, электрические и оптические свойства// ФТП, 2013, том 47, вып. 9, С. 1283 - 1287
2. Moshnikov V.A., Gracheva I.E., Kuznezov V.V. et. al //Hierarchical nanostructured semiconductor porous materia for gas SENSORS// *Journal of Non-Crystalline Solids*. 2010. Т. 356. № 37-40. С. 2020-2025
3. Кошевой В.Л., Белорус А.О., Левицкий В.С. //Исследование распределения параметра кристалличности для плёнок mc-Si, полученных методом PECVD, с помощью рамановской спектроскопии//, *Международный научный журнал Альтернативная энергетика и экология*. 2015. № 19 (183). С. 118-123.
4. Белорус А.О., Кошевой В.Л., Спивак Ю.М. и др. //Исследование фотолюминесценции пористого кремния, полученного методом фотоэлектрохимического травления// *Международный научный журнал Альтернативная энергетика и экология*. 2015. № 23 (187). С. 126-132.
5. Астрова Е.В., Ли Г.В., Парфеньева А.В. и др. // *Журнал технической физики*, 2015, том 85, вып. 4. С 52-62.
6. Белорус А.О., Мараева Е.В., Спивак Ю.М. //Современные методы анализа параметров пористой структуры материалов. Исследование порошков пористого кремния методом капиллярной конденсации// *Известия СПбГЭТУ «ЛЭТИ»*. 2015. Т. 2. С. 11-14.
7. Belorus A.O., Beshpalova K., Bobkov A.A. et. al. //Porous silicon nanoparticles for target drug delivery//, *European Conference on Innovations in Technical and Natural Sciences* 2015. С. 31-36.
8. Александрова О.А., Алешин А.Н., Белорус А.О. и др. //Новые наноматериалы. Синтез. Диагностика. Моделирование -Лаб.практикум / под ред. В.А. Мошникова и О.А. Александровой – СПб.:СПбГЭТУ «ЛЭТИ»-2015.-С. 248.
9. Левицкий В.С. // Обработка рамановских спектров аморфного и микрокристаллического кремния// *Известия СПбГЭТУ «ЛЭТИ»*. – 2013. – № 3. –С. 3-8.
10. Moshnikov V.A., Gracheva I.E., Lenshin A.S., et. al. //Porous silicon with embedded metal oxides for gas sensing applications//, *Journal of Non-Crystalline Solids*. 2012. Т. 358. № 3. С. 590-595.

Авторский указатель

А		Болтаев Х. Х.	161
Абдусаидов И. Ж.	80	Болховитянов Ю. Б.	35, 43
Абдувойитов А. А.	171	Бондарев И. А.	28
Абдуллаев Ш. Ш.	59	Буйко М. А.	163
Абдурахманов Б. М.	82, 87, 185	Буланов А. Д.	130
Абильдаева У. К.	47	Бурдов В. А.	152
Абрамкин Д. С.	118, 138, 181	В	
Абросимов Н. В.	29, 152	Вайнер Б. Г.	46
Адилов М. М.	185	Валеев В. Ф.	74, 148
Азизов М. К.	151	Валиев С.А.	149
Акимов А. Н.	102	Варнаков С. Н.	28
Алиев В. Ш.	57, 134	Васев А. В.	136
Алимов Н. Э .	59	Василенко А. П.	63
Алимов О. М.	199	Вдовин В. И.	33, 39
Аношин К. Е.	199	Велиханов А. Р.	196
Антоненко А. Х.	109	Вербус В. А.	157, 194
Антонов А. В.	62	Вергелес П. С.	55
Анфимов И. М.	47	Веризуб Н. А.	126
Арзуманян Г. В.	111	Викулов В. В.	101
Армбристер В. А.	68	Винокуров В. А.	86, 205
Архипов В. Д.	203	Винокуров В. В.	86, 205
Арчаков А. И.	183	Владимиров В. М.	203
Асеев А. Л.	183	Войцеховский А. В.	51, 173, 178
Аскарлов Ш. И.	85, 112	Волков Н. В.	28
Астров Ю. А.	165	Володин В.А.	77, 142, 155, 156
Атовуллаев А.	78	Воробьев В. В.	74, 148
Атучин В. В.	133	Воронин В. В.	201
Ахмаджонов Р.	59	Воронковский В. А.	57
Ашуров И. Х.	76	Воронов Д. Д.	98
Ашуров Р. Х.	80	Вывенко О. Ф.	27
Ашуров Х. Б.	76, 80, 82, 87, 185	Г	
Аюпов К. С.	69	Гавва В. А.	130, 164
Б		Гаврилова Т. А.	133
Багочюс Е. К.	172	Галкин К. Н.	148
Байдакова Н. А.	62, 71, 138, 167	Гасанов А. А.	199
Бакранова Д. И.	94	Герасименко Н. Н.	26
Балашев В. В.	101	Герасимова А. К.	57
Баранов Г. В.	103	Герт А. В.	72
Баранов Е. А.	73, 163, 169	Гисматулин А. А.	109
Барков К. А.	56	Глазман В. Б.	189
Басалаева Л. С.	160, 168	Глухов А. В.	22, 132, 172
Баталов Р. И.	147, 148	Горнев Е. С.	98
Батуркина И. В.	203	Гостева Е. А.	162
Бахадырханов М. К.	149, 150, 151	Григорьева А. М.	84
Баязитов Р. М.	147, 148	Гридчин В. А.	66
Бегмаматов Ш.	161	Гридчин А. В.	66
Безродный Д. А.	41	Гриценко В.А.	25, 54, 57, 110, 134, 140, 145
Бейсембетов И. К.	94, 208	Гузев А. А.	46
Бейсенханов Н. Б.	94, 208	Гуляев Д. В.	73
Бекпулатов И. Р.	186, 187	Гурьянов А. М.	128
Беленко С. В.	56	Гусев А. С.	60
Белов А. И.	70	Гусейнов Д. В.	29, 152
Белорус А. О.	48, 210	Густайцев А. О.	28
Бердников В. С.	84, 86, 204, 205	Гутаковский А. К.	35, 39, 43, 78, 113, 135, 138
Бердников Я. А.	201	Д	
Боженкин В. А.	33	Двуреченский А. В.	53, 68, 78, 156
Боликулов Ж.	151	Дементьев П. С.	198
		Денисов С. А.	129,130

Дерябин А.С.	35, 43, 113	Камаев Г. Н.	109, 156
Деточенко А. П.	29, 129, 130, 152	Камалов Х. У.	151
Дзюбина Л. Л.	76	Карабешкин К. В.	75
Димитриев А. А.	101	Карасев П. А.	75
Дмитриенко Е.	99	Каргин Н. И.	60
Долбак А. Е.	131	Кацюба А. В.	200
Долгий А.Л.	209	Кашкаров В. М.	120, 154, 159
Домашевская Э. П.	56, 166	Кведер В. В.	19
Донаев С.Б.	161	Кенжалиев Б. К.	94, 208
Донцов А. И.	56	Ким Е. П.	87
Дроздов М. Н.	62, 119, 130	Кирсанов Н. Ю.	153
Дулатулы Е.	94, 208	Клещенок М. С.	84
Дульцев Ф. Н.	160	Климов А. Э.	102
Е		Ключников А. С.	103
Ежевский А. А.	29, 129, 130, 152	Кобелева С. П.	47
Ейди Д.	188	Ковешников С. В.	149
Елисеев В. М.	182	Козлов А. Ф.	183
Ельников Д. С.	100	Козлова А. П.	58
Емельянов Е. А.	136	Козлова Н. С.	58
Емцев К. В.	207	Козодаев М. Г.	54
Еременко В. Г.	188	Колесников А. В.	63
Ерёмин В. П.	89	Колпачев А. Б.	111
Ж		Колтыгина К. Г.	166
Жанаев Э.Д.	132, 141	Конаков А. А.	29, 152
Жачук Р. А.	31, 114, 121, 122, 123	Константинов В. О.	95
Живулько В. Д.	68, 78	Константинова Е. А.	159
Журавлев В. Н.	91	Коплак О. В.	158
Журавлев К. С.	73	Коробцов В. В.	101
З		Королев Д. С.	70
Зайцев А. В.	129	Королева А. В.	152
Зайцева Э. Г.	65	Корольков И. В.	191
Закриллае Н. Ф.	149	Косинова М.Л.	79, 143
Замчий А. О.	73, 163, 169	Косолобов С.С.	40
Зарытова В. Ф.	170	Костогруд И. А.	90
Захаров П. С.	105	Котерева Т. В.	164
Зиновьев В. А.	53, 68, 78	Коханенко А. П.	51, 173, 178
Зиновьева А. Ф.	68	Кочубей В. А.	133
И		Кочубей С. А.	156
Иванов Ю. Д.	183	Кошевой В.Л.	210
Ивина Н. Л.	33	Кошляков П. В.	198
Ивлев Г. Д.	147, 148	Коюда Д. А.	166
Ивков С. А.	56	Красильник З.Ф.	157, 167
Игнатович К. В.	101	Красников Г. Я.	54, 98, 110
Игуменов А. Ю.	131	Краснов А. А.	100
Измайлов Р. А.	98	Красюков А. Ю.	103
Илиев Х.М.	69	Кривякин Г. К.	155, 156
Ильницкий М. А.	107, 132, 183	Критская Т. В.	21, 91
Исамов С. Б.	135, 151	Кручинин В. Н.	57, 133, 134, 174
Искандаров Ш. Ч.	80	Кудрин А. В.	29, 152
Исламов Д. Р.	54, 110, 140, 145	Кудрявцев К. Е.	167
Исмагилов З.Р.	170	Кузнецов И. А.	201
К		Кузьмина К. А.	100
Кавецкая И. Е.	120, 154	Курбанов М. Ш.	82, 87, 143
Казанский А. Г.	24	Курбатова Н. В.	147
Калинин В. В.	182	Курбонова У. Х.	69
Калядин А. Е.	39	Кутиньо Ж.	31, 114, 121, 122, 123
		Кучинская П. А.	68, 78
		Л	
		Лаврентьев А. А.	165
		Лазарева С. В.	170

Ласица М. В.	201
Латухина Н. В.	153, 207
Латышев А. В.	40, 49, 116, 160
Лебедев В. М.	128
Лебедев М. С.	144
Левина А. С.	170
Левицкий В.С.	210
Леготин С. А.	100
Леньшин А. С.	120, 137, 154
Леонов А. В.	107
Лизункова Д. А.	207
Литовченко П. Г.	177
Лобанов Д. М.	71
Лодыгин А. Н.	165
Лозовой К. А.	51, 173
Лошкарев И. Д.	63, 136
Лукичев В. Ф.	167
Лукьяненко А. В.	28
Лунин А. Г.	89
Лядов Н. М.	147, 148
Лямкина А. А.	168

М

Мавлонов Г. Х.	69
Мавлянов А. Ш.	150
Магомедов М. Н.	50, 125
Максимов С. Е.	76
Максимовский Е. А.	67, 73
Мальсагова К. А.	183
Маркеев А. М.	54
Мараева Е. В.	48
Марков В. А.	86
Марков В. В.	203
Махвиладзе Т. М.	106, 124
Машанов В. И.	138
Мешков О. И.	195
Мизеров А. М.	137
Миловзоров Д. Е.	202
Минаков Д. А.	120, 154
Миннеханов А. А.	159
Мирзаев С. З.	193
Митин К. А.	204
Михайлов А. Н.	70
Михлин Ю. Л.	131
Мовлонов П. И.	59
Моргунов Р.Б.	158
Мордкович В. Н.	107
Морозова Е. Е.	157, 167
Мошников В. А.	48, 210
Мощенко С. П.	168
Мудрый А. В.	68, 78
Мурашев В. Н.	100
Мутилин С. В.	191
Мяконьких А. В.	132
Мясников А. М.	172

Н

Нагнойный В. А.	103
Нарбаев А. Э.	171
Насимов Д. А.	183
Настаушев Ю. В.	160
Наумов А. В.	199

Наумова О. В.	65, 99, 183
Невмержицкий И. С.	92
Нежданов А. В.	129, 130, 164
Неизвестный И. Г.	102, 127
Ненашев А. В.	53
Нестеров Д. Н.	166
Нестоклон М. О.	72
Нехамин С. М.	89
Никифоров А. И.	138, 178
Ниматов С. Ж.	190
Новиков А. В.	62, 71, 119, 157, 167, 194
Новиков П. Л.	78
Нуждин В. И.	74, 148
Нусупов К. Х.	92, 94, 208
Няпшаев И. А.	207

О

Овчинников С. Г.	28
Оксенгендлер Б. Л.	76, 185
Омаров М. А.	92
Омельченко Ю. К.	100
Орликовский Н. А.	167
Орлов В. И.	32, 44, 93
Орлов Л. К.	33
Орлов О. М.	54, 98, 110, 175, 176
Осин Ю. Н.	74, 148
Отажонов С. М.	59

П

Павликов А. В.	159, 206
Павлов Д. А.	129
Павлова К. К.	155
Павлова Л. А.	81
Павловский Ю. В.	177
Паринова Е. В.	166, 169
Пархоменко Ю. Н.	23, 162
Паршин А. С.	131
Пащин Н. С.	102
Перевалов Т. В.	54, 110, 135, 140, 145
Петрушков М. О.	118, 136
Пещерова С. М.	81
Пильник А. А.	145
Пирожкова Т. С.	115
Писаренко Т. А.	101
Пицагин А. А.	178
Плеханов А. Г.	179, 180
Плешакова Т. О.	183
Поздняков Г. А.	197
Покровский Л. Д.	133
Поляков А. Ю.	53
Попков С. А.	29
Попов В. П.	22, 107, 132, 141, 183
Попченя Ю. В.	88
Порцель Л. М.	165
Преображенский В. В.	118, 136
Пресняков Р. В.	81
Прижимов А. С.	56
Принц В. Я.	191
Прищепа С.Л.	209
Просвирин И. П.	134
Простомолотов А. И.	126
Путято М. А.	118, 136

Пушкарев Р. В.	67, 146	Смылова Т. Н.	33
Пчеляков О. П.	131, 182	Соболев Н. А.	20, 39, 75
Пщелко Н.С.	210	Содиков У.Х.	150
Пышная И. А.	99	Соколов Л. В.	35, 43, 113
Пышный Д. В.	99, 174	Спесивцев Е. В.	64, 174
Р		Спивак Ю. М.	48
Рабье Ж.	188	Спирин Д. Е.	169
Рақыметов Б. А.	36, 189	Спирин К. Е.	62
Рахимова О. В.	206	Старков В. В.	162
Рахманова М. И.	179	Степанов А. Л.	74, 148
Рауцкий М. В.	28	Степихова М. В.	130, 153, 157, 167
Редко С.В.	209	Суворов Э. В.	34, 117
Репкова М.Н.	170	Султанов А. О.	60
Рогило Д. И.	49, 116	Супрун С. П.	102
Рогожина Г. А.	207	Сухоруков А. В.	29, 152
Рогозев Б. И.	100	Т	
Романов С. И.	108	Таласбек Г. С.	47
Руденко К. В.	132	Талочкин А.Б.	118
Рудин С. А.	53, 78, 200	Тамеңдаров М. Ф.	92
Руми Д. С.	190	Тарасов А. С.	28
Румянцев Ю. М.	179, 180	Тарков М. С.	104
Румянцева Н. А.	166	Татаринцев А. А.	167
Рыбин Н. Е.	116	Татарова Л. Е.	170
Рысбаев А. С.	186, 187	Тачилин С. А.	149
Рыжук Р. В.	60	Ташмухамедова Д. А.	161, 171
Рындя С. М.	60	Терехов В. А.	56, 166, 169
Рыхлицкий С. В.	64, 134, 174	Терещенко А. Н.	158
Рябикин Ю. А.	189	Терещенко И. Б.	70
С		Теруков Е.И.	210
Сабельфельд К. К.	52, 139, 184	Тетельбаум Д. И.	70
Сайдахмедова З. Р.	187	Тийс С. А.	31, 121, 122
Салиева Ш. К.	85, 112	Тимофеев В. А.	138, 178
Сапрыкин А. И.	83, 197	Титов А. И.	75
Сарычев М. Е.	106, 124	Трунилина О. В.	193
Сатаров О. Э.	69	Труханов Е. М.	63
Сафаралиев Г. К.	60	Трушин В. Н.	129, 130
Сахапов С. З.	90	Туктамышев А. Р.	138
Свито И.А	209	Туланов О.	59
Сейтов Б. Ж.	94, 208	Турдиалиев Т. К.	80
Селезнёв В. А.	78	Турищев С. Ю.	56, 166, 169
Семенихин С. Ю.	201	Тыныштыкбаев К. Б.	36
Семенова О. И.	96, 143	Тысченко И. Е.	61, 77, 141, 142, 155
Семягин Б. Р.	118, 136	Тюрин А. И.	115
Сеньковский Б. В.	169	У	
Сергеев С. М.	157, 167	Умайэр Турэди	150
Серебрякова М. А.	90	Умирзаков Б. Е.	161, 171
Середин П. В.	120, 137, 154	Усенков С. В.	127
Серохвостов В. Ю.	178	Усольцева Д. С.	56
Сигловая Н. В.	60	Ф	
Синельников А. А.	56	Файзрахманов И. А.	147
Синяков А. Н.	174	Файнер Н. И.	67, 146, 179, 180
Ситников С. В.	40	Фаст С. С.	46
Скорородов Е. В.	167	Федина Л. И.	30, 39, 49
Скрябин П. И.	144	Федоров В. В.	201
Смагина Ж. В.	53, 68, 78	Федоров Е. Г.	82
Смирнов П. Л.	182	Федотов А.К.	209
Смирнова И. А.	34, 117	Федотова В.В.	209
Смирнова Т. П.	191,192	Федулова Н. А.	100
Смовж Д. В.	90	Феклисова О. В.	32, 44
Смоляков Д. А.	28		

Феклистов К. В. **45, 181**
 Филатов Д. О. **129**
 Филимонов С. Н. **38, 41**
 Филиппов Н. С. **108**
 Фоменко Ю. Л. **56**
 Фомин Б. И. **65, 99, 182, 183**
 Фрицлер К. Б. **182**

Х
 Хаккулов М. К. **150**
 Харин А. Н. **56**
 Хенкин М. В. **24**
 Хмель С. Я. **73, 163, 169**
 Хонбобоев А. А. **151**
 Худoley А. Л. **88**
 Хужаниязов Ж. Б. **186, 187**

Ч
 Чалков В. Ю. **129, 130**
 Черкаев А. С. **66**
 Черков А. Г. **77, 142**
 Чернов А. А. **145**
 Черникова А. Г. **54**
 Чесноков Е. Н. **198**
 Чистохин И.Б. **182**

Ш
 Шаверина А. В. **83**
 Шалеев М. В. **71, 119, 157, 194**
 Шамирзаев Т. С. **118**
 Шарафутдинов Р. Г. **95**
 Шарипов Б. З. **85, 112**
 Шаяпов В. Р. **58, 191**
 Шварц Н. Л. **127**
 Шварцман Л. Я. **21**
 Швец В. А. **64**
 Шевцов М. А. **75**
 Шек Е. И. **39**
 Шенгуров В. Г. **129, 130**
 Шенгуров Д. В. **130**
 Шепов В. Н. **203**
 Шерстякова В. Н. **102**
 Шестаков В. А. **67, 146**
 Шикина Н. В. **170**
 Шкляев А. А. **37, 156**
 Шмагин В. Б. **62**
 Шоабдурахманова Н.Ш. **186**
 Штейнман Э. А. **70, 158**
 Шуварин И. А. **115**
 Шукурова Д. М. **85, 112**
 Шуман В. Б. **165**
 Шумов И. Д. **183**
 Шумский В. Н. **102**

Щ
 Щукин В. Г. **95**

Э
 Эрвье Ю. Ю. **38**
 Эргашов Ё.С. **171**

Ю
 Юданова Е. С. **96**
 Юрасов Д. В. **62, 119, 194**
 Юшина И. В. **180**

Я
 Яблонский А. Н. **71**
 Якимов Е. Б. **32, 44, 55, 93**
 Яковкина Л. В. **191, 192**
 Яковлев В. Н. **197**
 Якубова Ш. **59**
 Ярыкин Н. А. **42, 44**
 Яссиевич И. Н. **72**
 Яценко А. С. **195**

Author index

A

Abrosimov N. V. **130**

Aonuma O. **194**

B

Beresna M. **24**

C

Chin A. **97**

D

Drevinskas R. **24**

K

Kan K.-Z. **97**

Kazansky P. **24**

Kurokawa Y. **194**

R

Riemann H. **29, 130, 152**

S

Shih C. W. **97**

Schleusner A. **166**

Sivakov V. **166**

Stuchlik J. **156**

U

Usami N. **194**

Список участников

Chin Albert

Dept. of Electronics Eng.,
National Chiao-Tung University
Hsinchu, Taiwan
achin@faculty.nctu.edu.tw

Алимов Нодир Эсоналиевич

Ферганский государственный университет
ул. Мураббийлар, дом 19,
г. Фергана, 150100
(983) 640-4183
alllnod@mail.ru

Анищик Сергей Владимирович

Институт химической кинетики и горения
им. В.В. Воеводского СО РАН
ул. Институтская, 3,
Новосибирск, 630090
(383) 333-1561
svan@kinetics.nsc.ru

Аношин Константин Евгеньевич

АО "ГИРЕДМЕТ"
Б.Толмачёвский пер., дом 5, стр. 1,
г.Москва, 119017
(499) 788-9964
gelab@rambler.ru

Антоненко Александр Харитонович

Новосибирский государственный университет
ул. Пирогова, д. 2,
г. Новосибирск, 630090
(913) 742-5561
antuan@isp.nsc.ru

Арзуманян Грайр Вагаршакович

Институт нанотехнологий, электроники и
приборостроения
Инженерно-технологической академии
«Южный федеральный университет» (ИНЭП ЮФУ)
ул. Шевченко, 2, корп. "Е",
г. Таганрог, 347922
(909) 420-7750
arzumanyan31@mail.ru

Аристов Виталий Васильевич

Институт проблем технологии микроэлектроники и
особочистых материалов РАН (ИПТМ РАН)
ул. Академика Осипяна, д. 6, Ногинский р-н,
Черноголовка, Московская обл, 142432
(496) 524-4276
aristov@iptm.ru

Асеев Александр Леонидович

Президиум СО РАН
пр. Ак.Лаврентьева 17, г. Новосибирск, 630090
(383) 330-0567
aseev@sbras.nsc.ru

Аскарлов Шаикрам Иноятович

Ташкентский Государственный Технический
Университет имени Абу Райхан Беруни
ул. Университетская, 2,
г. Ташкент, 100095, Узбекистан
(899) 804-4825
b.sharipov@umail.uz

Астров Юрий Александрович

Физико-технический институт имени А.Ф.Иоффе
Политехническая ул., 26,
Санкт-Петербург, 194021
(812) 292-7966
yuri.astrov@mail.ioffe.ru

Ашуров Хатам Бахронович

Институт ионно-плазменных и лазерных технологий
Академии наук Республики Узбекистан
Дурмон йули, Ташкент, Республика Узбекистан, 100125
(871) 262-7940
ashurov@aie.uz

Багочюс Евгений Кястутисович

АО "НПП "Восток"
ул. Дуси Ковальчук, 276,
г. Новосибирск, 630049
(923) 124-6190
gscorp@ya.ru

Байдакова Наталия Алексеевна

Институт физики микроструктур РАН
ГСП-105, Нижний Новгород, 603950
(831) 417-9473
banatale@ipmras.ru

Барков Константин Александрович

Воронежский государственный университет
Университетская пл., 1,
г. Воронеж, 394006
(473) 220-8363
barkov@phys.vsu.ru

Басалаева Людмила Сергеевна

Институт физики полупроводников
им. А.В. Ржанова СО РАН
пр. Ак.Лаврентьева 13, г. Новосибирск, 630090
(383) 330-9082
GolobokovaLS@isp.nsc.ru

Баталина Алла Васильевна

ОАО «Ангстрем»
Проезд № 4806, дом 4, строение 3,
г. Москва, Зеленоград, 124460
Batalina@angstrem.ru

Баталов Рафаэль Ильясович

Казанский физико-технический институт
им. Е.К.Завойского КазНЦ РАН
ул.Сибирский тракт, 10/7, г. Казань, 420029
(843) 231-9102
telco@mail.ru

Бахадырханов М. К.

Ташкентский Государственный Технический
Университет имени Абу Райхан Беруни
ул. Университетская, 2,
г. Ташкент, 100095, Узбекистан

Безродный Дмитрий Алексеевич

Томский государственный университет
пр. Ленина, 36,
г. Томск, 634050
(382) 252-9651
dmitriy.bezrodnyy@yandex.ru

Бейсенханов Нуржан Бейсенханович

Казахстанско-Британский технический университет
ул. Толе би, 59,
г. Алматы, Казахстан, 050000
(777) 328-9879
beisen@mail.ru

Бекпулатов Ильхом Р.

Ташкентский Государственный Технический
Университет имени Абу Райхан Беруни
ул. Университетская, 2,
г. Ташкент, 100095, Узбекистан
(897) 450-0927
bekpulatov85@mail.ru

Белорус Антон Орестович

Санкт-Петербургский государственный
электротехнический
университет «ЛЭТИ» им. В.И. Ульянова (Ленина)
(СПбГЭТУ «ЛЭТИ»)
ул. Проф. Попова, 5, г. Санкт-Петербург, 197376
(931) 291-6985
top_92@mail.ru

Бердников Владимир Степанович

Институт теплофизики им. С.С. Кутателадзе СО РАН
пр. Ак.Лаврентьева 1, г. Новосибирск, 630090
(383) 316-5332
berdnikov@itp.nsc.ru

Блошкин Алексей Александрович

Институт физики полупроводников
им. А.В. Ржанова СО РАН
пр. Ак.Лаврентьева 13, г. Новосибирск, 630090
(383) 333-2832
bloshkin@isp.nsc.ru

Болховитянов Юрий Борисович

Институт физики полупроводников
им. А.В. Ржанова СО РАН
пр. Ак.Лаврентьева 13, г. Новосибирск, 630090
(383) 333-3286
bolkhov@isp.nsc.ru

Брудный Валентин Натанович

Томский государственный университет
пр. Ленина, 36, г. Томск, 634050
(382) 242-3493
brudnyi@mail.tsu.ru

Брыкин Арсений Валерьевич

ОАО «Российская электроника»
ул. Космонавта Волкова, д. 12, Москва, 127299

Вайнер Борис Григорьевич

Институт физики полупроводников
им. А.В. Ржанова СО РАН
пр. Ак.Лаврентьева 13, г. Новосибирск, 630090
(383) 330-7781
bgv@isp.nsc.ru

Валиев С.А.

Ташкентский Государственный Технический
Университет имени Абу Райхан Беруни
ул. Университетская, 2, г. Ташкент, 100095, Узбекистан
usm.hoja111@rambler.ru

Вдовин Владимир Ильич

Институт физики полупроводников
им. А.В. Ржанова СО РАН
пр. Ак.Лаврентьева 13, г. Новосибирск, 630090
(383) 330-9082
vivdovin@isp.nsc.ru

Велиханов Артур Рауфович

Институт физики им. Х.И. Амирханова Дагестанского
Научного Центра РАН
ул. М.Ярагского, 94.
г. Махачкала, Республика Дагестан, 367003
(872) 262-6650
art677@mail.ru

Винокуров Владислав Викторович

Институт теплофизики им. С.С. Кутателадзе СО РАН
пр. Ак.Лаврентьева 1, г. Новосибирск, 630090
(383) 316-5332
jetset@ngs.ru

Владимиров Валерий Михайлович

Красноярский научный центр СО РАН
Академгородок, 50,
г. Красноярск, 660036
(391) 290-5494
vlad@ksc.krasn.ru

Войцеховский Александр Васильевич

Томский государственный университет
пр. Ленина, 36, г. Томск, 634050
(382) 241-2772
vav43@mail.tsu.ru

Волков Никита Валентинович

Институт физики им. Л. В. Киренского СО РАН
(ИФ СО РАН)
Академгородок, 50, строение № 38,
г. Красноярск, 660036
(391) 243-2635
dir@iph.krasn.ru

Воробьев Вячеслав Валерьевич

Институт физики Казанского федерального
университета
ул. Кремлевская 16а,
г. Казань, 420008
(904) 672-4077
slavik.ksu@mail.ru

Вывенко Олег Федорович

Санкт-Петербургский государственный университет
Университетская наб. д.7-9,
Санкт-Петербург, 199034
(812) 428-4396
vyvenko@nano.spbu.ru

Вяткин Анатолий Федорович

Институт проблем технологии микроэлектроники и
особочистых материалов РАН (ИПТМ РАН)
ул. Академика Осипьяна, д. 6,
Ногинский р-н, Черноголовка, Московская обл, 142432
(496) 524-4224
Vyatkin@ipmt-hpm.ac.ru

Гаврилов Петр Михайлович

Горно-химический комбинат (ФГУП "ГХК")
ул. Ленина, д. 53,
г. Железногорск, Красноярского края, 662972
(391) 266-2337
atomlink@mcc.krasnoyarsk.su

Герасименко Николай Николаевич

Московский институт электронной техники
площадь Шокина, дом 1,
Москва, Зеленоград, 124498
rmta@miee.ru

Герасимова Алина Константиновна

Институт физики полупроводников
им. А.В. Ржанова СО РАН
пр. Ак.Лаврентьева 13, г. Новосибирск, 630090
(383) 330-9055
13gera@ngs.ru

Герт Антон Владимирович

Физико-технический институт имени А.Ф.Иоффе
Политехническая ул., 26,
Санкт-Петербург, 194021
(911) 151-0123
dinfaug@mail.ru

Гиваргизов Евгений Инвиевич

Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова РАН
Ленинский проспект, д. 59, Москва, 119333
cvdlab@ns.crys.ras.ru

Гисматулин Андрей Андреевич

Институт физики полупроводников
им. А.В. Ржанова СО РАН
пр. Ак.Лаврентьева 13, г. Новосибирск, 630090
(383) 330-5257
anjgis@yandex.ru

Глухов Александр Викторович

АО "Новосибирский завод полупроводниковых
приборов с ОКБ" (АО "НЗПП с ОКБ")
ул. Дачная, 60,
г. Новосибирск, 630082
(383) 225-8969
gluhov@nzpp.ru

Гостева Екатерина Александровна

Национальный исследовательский технологический
университет «МИСиС»
Ленинский проспект, д. 4,
Москва, 119049
(985) 177-4451

Грибов Борис Георгиевич

Научно-Исследовательский Институт
Особо Чистых Материалов
ул. Гоголя, 11-Б, офис 36,
г. Зеленоград, 124575

Григорьев Леонид Владимирович

Санкт-Петербургский национальный
исследовательский
университет информационных технологий, механики
и оптики
(Университет ИТМО)
Кронверкский пр., д. 49, Санкт-Петербург, 197101
(812) 337-6881
grigoryev@oi.ifmo.ru

Григорьева Анастасия Михайловна

Институт теплофизики им. С.С. Кутателадзе СО РАН
пр. Ак.Лаврентьева 1,
г. Новосибирск, 630090
(383) 316-5332
asina@yandex.ru

Гридчин Виктор Алексеевич

Новосибирский государственный технический
университет
пр-т К.Маркса, 20,
г. Новосибирск, 630073
(383) 346-0875
v.gridchin@amber.ref.nstu.ru

Гридчин Александр Викторович

Новосибирский государственный технический
университет
пр-т К.Маркса, 20,
г. Новосибирск, 630073
(383) 346-0875
gridchin@corp.nstu.ru

Гриценко Владимир Алексеевич

Институт физики полупроводников
им. А.В. Ржанова СО РАН
пр. Ак.Лаврентьева 13, г. Новосибирск, 630090
(383) 330-8891
grits@isp.nsc.ru

Гуляев Юрий Васильевич

Институт радиотехники и электроники РАН (ИРЭ РАН)
ул. Моховая 11, корп.7, Москва, 125009
(495) 629-3591
gulyaev@cplire.ru

Гурьянов Александр Михайлович

Самарский государственный архитектурно-
строительный университет
ул. Молодогвардейская, 194, г. Самара, 443001
(846) 242-0969
gurjanovam@mail.ru

Дашевский Михаил Яковлевич

Национальный исследовательский
технологический университет «МИСиС»
Ленинский проспект, д. 4,
Москва, 119049
(495) 955-0194
m_dashevsky@mail.ru

Двуреченский Анатолий Васильевич

Институт физики полупроводников
им. А.В. Ржанова СО РАН
пр. Ак.Лаврентьева 13, г. Новосибирск, 630090
(383) 333-2466
dvurech@isp.nsc.ru

Денисов Сергей Александрович

Нижегородский государственный университет
им. Н.И. Лобачевского
пр. Гагарина, 23, г. Нижний Новгород, 603950
(831) 462-3188
denisov@nifti.unn.ru

Дерябин Александр Сергеевич

Институт физики полупроводников
им. А.В. Ржанова СО РАН
пр. Ак.Лаврентьева 13, г. Новосибирск, 630090
(383) 333-3286
das@isp.nsc.ru

Деточенко Александра Петровна

Нижегородский государственный университет
им. Н.И. Лобачевского
пр. Гагарина, 23, г. Нижний Новгород, 603950
(915) 948-5510
DetochenkoSasha@mail.ru

Дзюбина Любовь Леонидовна

Институт физики полупроводников
им. А.В. Ржанова СО РАН
пр. Ак.Лаврентьева 13, г. Новосибирск, 630090
(383) 333-2493
lubovdz00@gmail.com

Донаев С.Б.

Ташкентский Государственный Технический
Университет имени Абу Райхан Беруни
ул. Университетская, 2,
г. Ташкент, 100095, Узбекистан
(871) 246-6550

Егоров Евгений Петрович

ОАО Подольский химико-металлургический завод
(ПХМЗ)
ул. Рощинская, д. 3.,
г. Подольск, Московская обл., 142103
(496) 758-7151
podolsk@pcmp.ru

Ежевский Александр Александрович

Нижегородский государственный университет
им. Н.И. Лобачевского
пр. Гагарина, 23,
г. Нижний Новгород, 603950
(910) 791-3006
ezhevski@phys.unn.ru

Ежлов Вадим Сергеевич

Национальный исследовательский технологический
университет «МИСиС»
Ленинский проспект, д. 4,
Москва, 119049
(903) 548-6905
ezhlov@yandex.ru

Елисеев Игорь Алексеевич

Институт геохимии им. А.П. Виноградова СО РАН
ул. Фаворского, 1А,
г. Иркутск, а/я 304, 664033
(964) 544-4696
elia@igc.irk.ru

Еременко Валентин Григорьевич

Институт проблем технологии микроэлектроники и
особочистых материалов РАН (ИПТМ РАН)
ул. Академика Осипьяна, д. 6,
Ногинский р-н, Черноголовка,
Московская обл., 142432
(495) 524-4012
eremenko@iptm.ru

Жачук Руслан Анатольевич

Институт физики полупроводников
им. А.В. Ржанова СО РАН
пр. Ак.Лаврентьева 13, г. Новосибирск, 630090
(952) 911-4450
zhachuk@mail.ru

Жвирблянский Вилен Юльевич

АО "ГИРЕДМЕТ"
Б.Толмачёвский пер., дом 5, стр. 1,
г.Москва, 119017
pyn@giredmet.ru

Зайцев Павел Александрович
ФГУП "НИИ НПО "ЛУЧ"
ул. Железнодорожная, 24,
г. Подольск, Московская обл., 142100
(495) 502-7951
npo@sialuch.ru

Зайцева Эльза Гайнуллаевна
Институт физики полупроводников
им. А.В. Ржанова СО РАН
пр. Ак.Лаврентьева 13, г. Новосибирск, 630090
(383) 330-6768
ZaytsevaElza@yandex.ru

Замчий Александр Олегович
Институт теплофизики им. С.С. Кутателадзе СО РАН
пр. Ак.Лаврентьева 1, г. Новосибирск, 630090
(383) 335-6676
zamchiy@gmail.com

Захаров Павел Сергеевич
ОАО «НИИМЭ и Микрон»
1-й Западный проезд, дом 12, строение 1,
г. Москва, Зеленоград, 124460
(964) 795-0143
pzakharov@mikron.ru

Земсков Виктор Сергеевич
Институт металлургии и материаловедения
им. А.А. Байкова РАН (ИМЕТ РАН)
Ленинский пр-т., 49,
Москва, 119991
(499) 135-8630
zemskov@imet.ac.ru

Зиновьев Владимир Анатольевич
Институт физики полупроводников
им. А.В. Ржанова СО РАН
пр. Ак.Лаврентьева 13, г. Новосибирск, 630090
(383) 333-2519
zinoviev@isp.nsc.ru

Ивонин Иван Варфоломеевич
Томский государственный университет
пр. Ленина, 36, г. Томск, 634050
(382) 241-0537
iiv@phys.tsu.ru

Игуменов Александр Юрьевич
Сибирский государственный аэрокосмический
университет им. академика М.Ф. Решетнева
проспект им. газеты Красноярский рабочий, 31,
г. Красноярск, 660037, а\я 1075
(950) 982-5907
igumenovau@mail.ru

Ижнин Игорь Иванович
Научно-производственное предприятие "Карат"
ул. Стрийская, 202, г. Львов, 79031, Украина
(032) 263-1065
i.izhnin@carat.electron.ua

Илиев Х.М.
Ташкентский Государственный Технический
Университет имени Абу Райхан Беруни
ул. Университетская, 2,
г. Ташкент, 100095, Узбекистан
(871) 246-0498

Илларионов Владимир Викторович
АО "ТЕЛЕКОМ-СТВ"
ул. Солнечная аллея, д. 8,
Москва, Зеленоград, 124527
(916) 687-0136
villarionov2008@gmail.com

Ильницкий Михаил Александрович
Институт физики полупроводников
им. А.В. Ржанова СО РАН, пр. Ак.Лаврентьева 13,
г. Новосибирск, 630090
(383) 333-2537
ilnitsky@isp.nsc.ru

Исамов Собиржан Болтаевич
Ташкентский Государственный Технический
Университет имени Абу Райхан Беруни
ул. Университетская, 2,
г. Ташкент, 100095, Узбекистан
(871) 246-0498
sobir-i@rambler.ru

Исламов Дамир Ревинирович
Институт физики полупроводников
им. А.В. Ржанова СО РАН
пр. Ак.Лаврентьева 13, г. Новосибирск, 630090
(383) 330-8891
damir@isp.nsc.ru

Исюк Владимир Ильич
АО "Новосибирский завод полупроводниковых
приборов с ОКБ" (АО "НЗПП с ОКБ")
ул. Дачная, 60,
г. Новосибирск, 630082
(383) 226-2900
vostok@online.nsk.su

Казанский Андрей Георгиевич
Московский государственный университет им.
М.В.Ломоносова
Ленинские горы, д. 1, стр. 2, физический факультет,
Москва, ГСП-1, 119991
(495) 939-4118
kazanski@phys.msu.ru

Каламейцев Александр Владимирович
Институт физики полупроводников
им. А.В. Ржанова СО РАН
пр. Ак.Лаврентьева 13, г. Новосибирск, 630090
(383) 333-2488
kalam@isp.nsc.ru

Камаев Геннадий Николаевич

Институт физики полупроводников
им. А.В. Ржанова СО РАН
пр. Ак.Лаврентьева 13, г. Новосибирск, 630090
(383) 330-5257
kamaev@isp.nsc.ru

Карасев Платон Александрович

Санкт-Петербургский Политехнический Университет
ул. Политехническая 29, Санкт-Петербург, 195251
(812) 552-7516
platon.karaseov@spbstu.ru

Кацюба Алексей Владимирович

Институт физики полупроводников
им. А.В. Ржанова СО РАН
пр. Ак.Лаврентьева 13, г. Новосибирск, 630090
(983) 126-8415
kacuba@ngs.ru

Кведер Виталий Владимирович

Институт физики твердого тела РАН
ул. Академика Осипяна, д.2,
г. Черноголовка, Московская обл., 142432
(495) 993-2755
kveder@issp.ac.ru

Климов Александр Эдуардович

Институт физики полупроводников
им. А.В. Ржанова СО РАН
пр. Ак.Лаврентьева 13, г. Новосибирск, 630090
(383) 330-7883
klimov@thermo.isp.nsc.ru

Князев Иван Викторович

АО "Новосибирский завод полупроводниковых
приборов с ОКБ" (АО "НЗПП с ОКБ")
ул. Дачная, 60, г. Новосибирск, 630082
(953) 863-7307
knjazeviv@gmail.com

Кобелева Светлана Петровна

Национальный исследовательский технологический
университет «МИСиС»
Ленинский проспект, д. 4, Москва, 119049
(495) 955-0150
kob@misis.ru

Колесников Алексей Викторович

Институт физики полупроводников
им. А.В. Ржанова СО РАН
пр. Ак.Лаврентьева 13, г. Новосибирск, 630090
(383) 333-1089
kolesn@isp.nsc.ru

Колович Алексей Арсентьевич

Сибирское территориальное управление ФАНО России
Морской проспект д. 2,
г. Новосибирск, 630090
(383) 330-9045
sibtu@fano.gov.ru

Коробцов Владимир Викторович

Институт автоматизации и процессов управления ДВО
РАН
ул. Радио, 5, г. Владивосток, 690041
(423) 231-0696
korobtsov@iacp.dvo.ru

Косинова Марина Леонидовна

Институт неорганической химии
им. А.В. Николаева СО РАН
Проспект Академика Лаврентьева, 3,
г. Новосибирск, 630090
(383) 330-9605
marina@niic.nsc.ru

Косолюбов Сергей Сергеевич

Институт физики полупроводников
им. А.В. Ржанова СО РАН
пр. Ак.Лаврентьева 13, г. Новосибирск, 630090
(383) 330-9082
kosolobov@isp.nsc.ru

Котерева Татьяна Владимировна

Институт химии высокочистых веществ
им. Г.Г. Десятых РАН
ул. Тропинина, 49,
Нижний Новгород, 603950
(831) 462-5670
kotereva@ihps.nnov.ru

Коханенко Андрей Павлович

Томский государственный университет
пр. Ленина, 36, г. Томск, 634050
(382) 241-3517
kokh@mail.tsu.ru

Кошевой Вениамин Леонович

Национальный Минерально-Сырьевой университет
"Горный"
Васильевский остров, 21 линия д.2,
Санкт-Петербург, 199106
(905) 256-8491
venia.koshevoi.eltech@gmail.com

Кошляков Павел Васильевич

Институт химической кинетики и горения им. В.В.
Воеводского СО РАН
ул. Институтская, 3,
г. Новосибирск, 630090
(383) 333-2944
pvk@kinetics.nsc.ru

Красильник Захарий Фишелевич

Институт физики микроструктур РАН
ГСП-105, Нижний Новгород, 603950
(831) 417-9473
zfk@ipmras.ru

Красников Геннадий Яковлевич

ОАО «НИИМЭ и Микрон»
1-й Западный проезд, дом 12, строение 1,
г. Москва, Зеленоград, 124460
(495) 229-7000
gkrasnikov@mikron.ru

Краснов Андрей Андреевич

Национальный исследовательский технологический
университет «МИСиС»
Ленинский проспект, д. 4, Москва, 119049
(926) 574-0607
A_KRASNOV_A@mail.ru

Кривякин Григорий Константинович

Институт физики полупроводников
им. А.В. Ржанова СО РАН
пр. Ак.Лаврентьева 13, г. Новосибирск, 630090
(953) 884-9823
grisha992@gmail.com

Критская Татьяна Владимировна

Запорожская государственная инженерная академия
пр. Соборный, 226,
г. Запорожье, Украина, 69006
krytskaja@mail.ru

Кручинин Владимир Николаевич

Институт физики полупроводников
им. А.В. Ржанова СО РАН
пр. Ак. Лаврентьева 13, г. Новосибирск, 630090
(383) 330-9485
kruch@isp.nsc.ru

Кудрявцева Светлана Викторовна

ОАО НИИ "ИЗОТЕРМ"
бул-р Щорса, д.1, г. Брянск, 241031, Россия
(483) 230-3549
root@nii-izoterm.ru

Курбанов Миртемир Шодиевич

Институт ионно-плазменных и лазерных технологий
Академии наук Республики Узбекистан
Дурмон йули,
Ташкент, Республика Узбекистан, 100125
(893) 183-1485
kumir60@yandex.ru

Кучинская Полина Анатольевна

Институт физики полупроводников
им. А.В. Ржанова СО РАН
пр. Ак.Лаврентьева 13, г. Новосибирск, 630090
(923) 222-6660
polina@isp.nsc.ru

Ласица Михаил Владимирович

Петербургский институт ядерной физики
им. Б.П. Константинова
Орлова роща,
г. Гатчина, Ленинградская обл., 188300
(813) 714-6410
mishlas1@gmail.com

Латухина Наталья Виленовна

Самарский государственный аэрокосмический
университет
ул. Академика Павлова, 1, г. Самара, 443011
(846) 334-5455
natalat@yandex.ru

Латышев Александр Васильевич

Институт физики полупроводников
им. А.В. Ржанова СО РАН
пр. Ак. Лаврентьева 13, г. Новосибирск, 630090
(383) 330-9055
latyshev@isp.nsc.ru

Лебедев Михаил Сергеевич

Институт неорганической химии
им. А.В. Николаева СО РАН
Проспект Академика Лаврентьева, 3,
г. Новосибирск, 630090
(383) 330-9870
lebedev@niic.nsc.ru

Леньшин Александр Сергеевич

Воронежский государственный университет
Университетская пл., 1, г. Воронеж, 394006
(473) 220-8363
lenshinas@mail.ru

Лизункова Дарья Александровна

Самарский государственный
аэрокосмический университет
ул. Академика Павлова, 1, г. Самара, 443011
(846) 334-5455
daria.lizunkova@yandex.ru

Лозовой Кирилл Александрович

Томский государственный университет
пр. Ленина, 36, г. Томск, 634050
(382) 241-3517
lka@sibmail.com

Лукичев Владимир Федорович

Физико-технологический институт РАН (ФТИАН)
Нахимовский проспект, 36/1, Москва, 117218
(499) 129-5492
lukichev@ftian.ru

Лямкина Анна Алексеевна

Институт физики полупроводников
им. А.В. Ржанова СО РАН
пр. Ак.Лаврентьева 13, г. Новосибирск, 630090
(383) 330-6945
lyamkina@isp.nsc.ru

Мавлонов Гиёсидин Хайдарович

Ташкентский Государственный Технический
Университет имени Абу Райхан Беруни
ул. Университетская, 2,
г. Ташкент, 100095, Узбекистан
(871) 246-0498
gijosiddin-m@rambler.ru

Магомедов Махач Насрутдинович

Институт проблем геотермии Дагестанского научного центра РАН
ул. Имама Шамиля, 39а,
г. Махачкала, Республика Дагестан, 367030, Россия
(903) 482-4574
mahmag4@mail.ru

Мазуров Марк Андреевич

Санкт-Петербургский национальный исследовательский университет информационных технологий, механики и оптики (Университет ИТМО)
Кронверкский пр., д. 49, Санкт-Петербург, 197101
(981) 895-8947
mazurov.mark@gmail.com

Махвиладзе Тариэль Михайлович

Физико-технологический институт РАН (ФТИАН)
Нахимовский проспект, 36/1, Москва, 117218
(916) 790-3219
tarielmakh@mail.ru

Миловзоров Дмитрий Евгеньевич

ООО «Флуэнс Технолоджи Групп»
Москва, 107497
(499) 464-7580
dmitry.milovzoroff@yandex.ru

Миннеханов Антон Анурович

Московский государственный университет имени М.В.Ломоносова
Ленинские горы, д. 1, стр. 2, физический факультет,
Москва, ГСП-1, 119991
(926) 666-5979
minnekhanov@physics.msu.ru

Митин Константин Александрович

Институт теплофизики
им. С.С. Кутателадзе СО РАН
пр. Ак.Лаврентьева 1, г. Новосибирск, 630090
(383) 316-5332
mitin@ngs.ru

Мустафаев Арслан Гасанович

Институт проблем геотермии Дагестанского научного центра РАН
ул. Имама Шамиля, 39а,
г. Махачкала, Республика Дагестан, 367030, Россия
(872) 263-8424
arslan_mustafaev@mail.ru

Нагнойный Владимир Александрович

ОАО «НИИМЭ и Микрон»
1-й Западный проезд, дом 12, строение 1,
г. Москва, Зеленоград, 124460
(495) 229-7276
vnagnoynyy@mikron.ru

Настаушев Юрий Владимирович

Институт физики полупроводников
им. А.В. Ржанова СО РАН
пр. Ак.Лаврентьева 13, г. Новосибирск, 630090
(383) 330-7886
nast@isp.nsc.ru

Наумов Аркадий Валерьевич

АО "ГИРЕДМЕТ"
Б.Толмачёвский пер., дом 5, стр. 1, г.Москва, 119017
(916) 321-3373
naumov_arkadii@mail.ru

Наумова Ольга Викторовна

Институт физики полупроводников
им. А.В. Ржанова СО РАН
пр. Ак.Лаврентьева 13, г. Новосибирск, 630090
(383) 330-6768
naumova@isp.nsc.ru

Неизвестный Игорь Георгиевич

Институт физики полупроводников
им. А.В. Ржанова СО РАН
пр. Ак.Лаврентьева 13, г. Новосибирск, 630090
(383) 333-2367
neizv@isp.nsc.ru

Непомнящих Александр Иосифович

Институт геохимии им. А.П. Виноградова СО РАН
ул. Фаворского, 1А,
г. Иркутск, а/я 304, 664033
(395) 251-1466
ainep@igc.irk.ru

Нестеров Дмитрий Николаевич

Воронежский государственный университет
Университетская пл., 1, г. Воронеж, 394006
(473) 220-8363
nesterov@phys.vsu.ru

Нехамин Сергей Маркович

ООО "НПФ КОМТЕРМ"
ул. 5-я Соколиной Горы, 18/1, Москва, 105275
(495) 366-3234
nehamin@comterm.ru

Никитов Сергей Аполлонович

Институт радиотехники и электроники РАН (ИРЭ РАН)
ул. Моховая 11, корп.7, Москва, 125009
(495) 629-3387
nikitov@cplire.ru

Никифоров Александр Иванович

Институт физики полупроводников
им. А.В. Ржанова СО РАН
пр. Ак.Лаврентьева 13, г. Новосибирск, 630090
(383) 330-4820
nikif@isp.nsc.ru

Ниматов Самад Жайсанович

Институт ионно-плазменных и лазерных технологий
Академии наук Республики Узбекистан
Дурмон йули,
г. Ташкент, Республика Узбекистан, 100125
(871) 262-7940
Nimatov@mail.ru

Новиков Алексей Витальевич

Институт физики микроструктур РАН
ГСП-105, Нижний Новгород, 603950
(831) 417-9480
anov@ipmras.ru

Нусупов Каир Хамзаевич

ТОО "Физико-технический институт"
мкр. Алатау, ул. Ибрагимова 11,
г. Алматы, Казахстан, 050032

Орлов Олег Михайлович

ОАО «НИИМЭ и Микрон»
1-й Западный проезд, дом 12, строение 1,
г. Москва, Зеленоград, 124460
(495) 229-7281
oorlov@mikron.ru

Орлов Валерий Иванович

Институт проблем технологии микроэлектроники и
особочистых материалов РАН (ИПТМ РАН)
ул. Академика Осипьяна, д. 6,
Ногинский р-н, Черноголовка, Московская обл, 142432
(985) 787-5899
orlov@issp.ac.ru

Орлов Лев Константинович

Институт физики микроструктур РАН
ГСП-105, Нижний Новгород, 603950
(906) 368-8823
orlov@ipm.sci-nnov.ru

Отажонов Салим Мадрахимович

Ферганский государственный университет
ул. Мураббийлар, дом 19,
г. Фергана, 150100
(893) 643-1433
otajonov_s@mail.ru

Павликов Александр Владимирович

Московский государственный университет имени
М.В.Ломоносова
Ленинские горы, д. 1, стр. 2, физический факультет,
Москва, ГСП-1, 119991
(495) 939-1875
pavlikov@physics.msu.ru

Павлова К.К.

Институт физики полупроводников
им. А.В. Ржанова СО РАН
пр. Ак.Лаврентьева 13, г. Новосибирск, 630090
(383) 333-2493

Павловский Юрий Викторович

Дрогобычский государственный педагогический
университет
ул. Коновальца 17/4,
г. Дрогобыч, Украина, 82100
(096) 212-1910
pavlovskyy@mail.ru

Паринова Елена Владимировна

Воронежский государственный университет
Университетская пл., 1,
г. Воронеж, 394006
(473) 220-8363
parinova@phys.vsu.ru

Пархоменко Юрий Николаевич

АО "ГИРЕДМЕТ"
Б.Толмачёвский пер., дом 5, стр. 1,
г.Москва, 119017
(495) 708-4466
YNParkhomenko@rosatom.ru

Паршин Анатолий Сергеевич

Сибирский государственный аэрокосмический
университет им. академика М.Ф. Решетнева
проспект им. газеты Красноярский рабочий, 31,
г. Красноярск, 660037, а/я 1075
(391) 264-0180
aparshin@sibsau.ru

Перевалов Тимофей Викторович

Институт физики полупроводников
им. А.В. Ржанова СО РАН
пр. Ак.Лаврентьева 13, г. Новосибирск, 630090
(383) 330-8891
timson@isp.nsc.ru

Петрушков Михаил Олегович

Институт физики полупроводников
им. А.В. Ржанова СО РАН
пр. Ак.Лаврентьева 13, г. Новосибирск, 630090
(383) 333-1967
maikdi@isp.nsc.ru

Пещерова Светлана Михайловна

Институт геохимии им. А.П. Виноградова СО РАН
ул. Фаворского, 1А, г. Иркутск, а/я 304, 664033
(395) 251-1466
spescherova@mail.ru

Пирожкова Татьяна Сергеевна

НОЦ "Нанотехнологии и наноматериалы"
Тамбовского Гос. Университета имени Г.Р. Державина
Защитный переулок, д. 7, г. Тамбов, 392000
(920) 485-8934
t-s-pir@ya.ru

Пицагин Антон Александрович

Томский государственный университет
пр. Ленина, 36, г. Томск, 634050
(960) 970-7976
apishch@gmail.com

Плеханов Александр Георгиевич
Институт неорганической химии
им. А.В. Николаева СО РАН
Проспект Академика Лаврентьева, 3,
Новосибирск, 630090
(383) 330-9490
plehanov@niic.nsc.ru

Попов Владимир Павлович
Институт физики полупроводников
им. А.В. Ржанова СО РАН
пр. Ак.Лаврентьева 13, г. Новосибирск, 630090
(383) 333-5259
popov@isp.nsc.ru

Попченя Юрий Владимирович
Институт тепло- и массообмена
им. А.В. Лыкова НАН Беларуси
ул. П. Бровки, д. 15,
г. Минск, Беларусь, 220072
(029) 228-9865
Foursaid@yandex.by

Пресняков Роман Валерьевич
Институт геохимии им. А.П. Виноградова СО РАН
ул. Фаворского, 1А,
г. Иркутск, а/я 304, 664033
(395) 242-4601
ropr@igc.irk.ru

Пушкарев Роман Владимирович
Институт неорганической химии
им. А.В. Николаева СО РАН
Проспект Академика Лаврентьева, 3,
Новосибирск, 630090
(383) 330-6646
pushkarev@niic.nsc.ru

Пчеляков Олег Петрович
Институт физики полупроводников
им. А.В. Ржанова СО РАН
пр. Ак.Лаврентьева 13, г. Новосибирск, 630090
(383) 333-2322
pch@isp.nsc.ru

Ракыметов Багдат А.
ТОО "Физико-технический институт"
мкр. Алатау, ул. Ибрагимова 11,
г. Алматы, Казахстан, 050032
(727) 386-5536
Bagdat_r@mail.ru

Рогило Дмитрий Игоревич
Институт физики полупроводников
им. А.В. Ржанова СО РАН
пр. Ак.Лаврентьева 13, г. Новосибирск, 630090
(383) 330-9082
rogilo@isp.nsc.ru

Рудин Сергей Алексеевич
Институт физики полупроводников
им. А.В. Ржанова СО РАН
пр. Ак.Лаврентьева 13, г. Новосибирск, 630090
(383) 333-2624
rudin@isp.nsc.ru

Рыбин Никита Евгеньевич
Институт физики полупроводников
им. А.В. Ржанова СО РАН
пр. Ак.Лаврентьева 13, г. Новосибирск, 630090
(383) 330-9082
n.seryh@gmail.com

Сабельфельд Карл Карлович
Институт вычислительной математики и
математической геофизики СО РАН
просп. Академика Лаврентьева, 6,
г.Новосибирск, 630090
(383) 330-8578
sabelfeld.karl@yahoo.de

Сапрыкин Анатолий Ильич
Институт неорганической химии
им. А.В. Николаева СО РАН
Проспект Академика Лаврентьева, 3,
г.Новосибирск, 630090
(383) 330-5990
saprykin@niic.nsc.ru

Саранин Александр Александрович
Институт автоматики и процессов управления ДВО
РАН
ул. Радио, 5, г. Владивосток, 690041
(423) 231-0426
saranin@iacp.dvo.ru

Сарычев Михаил Евгеньевич
Физико-технологический институт РАН (ФТИАН)
Нахимовский проспект, 36/1,
Москва, 117218
(916) 518-0142
sarych@yandex.ru

Сауров Александр Николаевич
Институт нанотехнологий микроэлектроники РАН
Ленинский проспект, 32а,
г. Москва, 119991
(499) 734-4521
inmeras@yandex.ru

Семенова Ольга Ивановна
Институт физики полупроводников
им. А.В. Ржанова СО РАН
пр. Ак.Лаврентьева 13, г. Новосибирск, 630090
(383) 330-8591
oisem@isp.nsc.ru

Середин П.В.

Воронежский государственный университет
Университетская пл., 1, г. Воронеж, 394006
(473) 220-8363
paul@phys.vsu.ru

Ситников Сергей Васильевич

Институт физики полупроводников
им. А.В. Ржанова СО РАН
пр. Ак.Лаврентьева 13, г. Новосибирск, 630090
(383) 330-9082
sitnikov@isp.nsc.ru

Смагина Жанна Викторовна

Институт физики полупроводников
им. А.В. Ржанова СО РАН
пр. Ак.Лаврентьева 13, г. Новосибирск, 630090
(383) 333-2519
smagina@isp.nsc.ru

Смирнова Тамара Павловна

Институт неорганической химии
им. А.В. Николаева СО РАН
Проспект Академика Лаврентьева, 3,
г. Новосибирск, 630090
(383) 330-9410
smirn@niic.nsc.ru

Смирнова Ирина Алексеевна

Институт физики твердого тела РАН
ул. Академика Осипьяна, д.2,
г. Черноголовка, Московская обл., 142432
(496) 522-8303
irina@issp.ac.ru

Смовж Дмитрий Владимирович

Институт теплофизики им. С.С. Кутателадзе СО РАН
пр. Ак.Лаврентьева 1,
г. Новосибирск, 630090
(383) 335-6676
smovzh@itp.nsc.ru

Соболев Николай Алексеевич

Физико-технический институт имени А.Ф.Иоффе
Политехническая ул., 26, Санкт-Петербург, 194021
(812) 297-3885
nick@sobolev.ioffe.rssi.ru

Содиков У.Х.

Ташкентский Государственный Технический
Университет имени Абу Райхан Беруни
ул. Университетская, 2,
г. Ташкент, 100095, Узбекистан
(371) 246-0498
usm.hoja111@rambler.ru

Соколов Леонид Валентинович

Институт физики полупроводников
им. А.В. Ржанова СО РАН
пр. Ак.Лаврентьева 13, г. Новосибирск, 630090
(383) 333-3286
sokolov@isp.nsc.ru

Сорокин Лев Михайлович

Физико-технический институт имени А.Ф.Иоффе
Политехническая ул., 26,
Санкт-Петербург, 194021
(812) 515-1869
Lev.Sorokin@mail.ioffe.ru

Спесивцев Евгений Васильевич

Институт физики полупроводников
им. А.В. Ржанова СО РАН
пр. Ак.Лаврентьева 13, г. Новосибирск, 630090
(383) 330-8716
evs@isp.nsc.ru

Спешиллов Евгений Григорьевич

Иркутский национальный исследовательский
технический университет
ул. Лермонтова, 83, г. Иркутск, 664074
(395) 240-5251
Speshilov.evgen@mail.ru

Степихова Маргарита Владимировна

Институт физики микроструктур РАН
ГСП-105, Нижний Новгород, 603950
(831) 417-9482
mst@ipm.sci-nnov.ru

Стребков Дмитрий Семенович

Всероссийский научно – исследовательский институт
электрификации сельского хозяйства» (ФГБНУ ВИЭСХ)
1-й Вешняковский проезд, 2, Москва, 109456
(499) 171-1674
viesh@dol.ru

Суворов Эрнест Витальевич

Институт физики твердого тела РАН
ул. Академика Осипьяна, д.2,
г. Черноголовка, Московская обл., 142432
(496) 522-8403
suvorov@issp.ac.ru

Султанов Азрет Оюсович

Национальный исследовательский ядерный
университет «МИФИ»
Каширское шоссе, 31, Москва, 115409
(495) 788-5699
karabi86@mail.ru

Тамендаров Марат Фатыхович

ТОО "Физико-технический институт"
мкр. Алатау, ул. Ибрагимова 11,
г. Алматы, Казахстан, 050032
(727) 386-5536
tamendar@sci.kz

Тарков Михаил Сергеевич

Институт физики полупроводников
им. А.В. Ржанова СО РАН
пр. Ак.Лаврентьева 13, г. Новосибирск, 630090
(383) 333-6544
tarkov@isp.nsc.ru

Тачилин Станислав Анатольевич

Ташкентский Государственный Технический
Университет имени Абу Райхан Беруни
ул. Университетская, 2,
г. Ташкент, 100095, Узбекистан
(871) 246-0498
usm.hoja111@rambler.ru

Ташмухамедова Дилноза Артикбаева

Ташкентский Государственный Технический
Университет имени Абу Райхан Беруни
ул. Университетская, 2,
г. Ташкент, 100095, Узбекистан
(871) 246-6550
ftmet@mail.ru

Терещенко Иван Борисович

Санкт-Петербургский национальный
исследовательский
университет информационных технологий,
механики и оптики (Университет ИТМО)
Кронверкский пр., д. 49, Санкт-Петербург, 197101
(911) 953-4497
ivan-tereschenko1994@yandex.ru

Терещенко Алексей Николаевич

Институт физики твердого тела РАН
ул. Академика Осипьяна, д.2,
г. Черноголовка, Московская обл., 142432
(496) 522-8201
tan@issp.ac.ru

Тимофеев Вячеслав Алексеевич

Институт физики полупроводников
им. А.В. Ржанова СО РАН
пр. Ак.Лаврентьева 13, г. Новосибирск, 630090
(383) 330-7934
vyacheslav.t@isp.nsc.ru

Тыныштыкбаев Курбангали Байназарович

ТОО "Физико-технический институт"
мкр. Алатау, ул. Ибрагимова 11,
г. Алматы, Казахстан, 050032
(727) 386-5536
kt011@sci.kz; kt011@mail.ru

Тысченко Ида Евгеньевна

Институт физики полупроводников
им. А.В. Ржанова СО РАН
пр. Ак.Лаврентьева 13, г. Новосибирск, 630090
(383) 333-2493
tys@isp.nsc.ru

Усенков Станислав Валерьевич

Институт физики полупроводников
им. А.В. Ржанова СО РАН
пр. Ак.Лаврентьева 13, г. Новосибирск, 630090
(383) 333-1475
simsonic@isp.nsc.ru

Федик Иван Иванович

ФГУП "НИИ НПО "ЛУЧ"
ул. Железнодорожная, 24,
г. Подольск, Московская обл., 142100
(496) 769-9258
npo@sialuch.ru

Федина Людмила Ивановна

Институт физики полупроводников
им. А.В. Ржанова СО РАН
пр. Ак.Лаврентьева 13, г. Новосибирск, 630090
(383) 330-9082
fedina@isp.nsc.ru

Федорук Михаил Петрович

Новосибирский государственный университет
ул. Пирогова, д. 2, г. Новосибирск, 630090
(383) 330-3244
rector@nsu.ru

Федотов Александр Кириллович

Белорусский государственный университет
пр. Независимости 4,
г. Минск, 220030, Беларусь
fedotov@bsu.by

Феклисова Ольга Владимировна

Институт проблем технологии микроэлектроники и
особочистых материалов РАН (ИПТМ РАН)
ул. Академика Осипьяна, д. 6,
Ногинский р-н, Черноголовка, Московская обл, 142432
(496) 524-4092
feklisov@iptm.ru

Феклистов Константин Викторович

Институт физики полупроводников
им. А.В. Ржанова СО РАН
пр. Ак.Лаврентьева 13, г. Новосибирск, 630090
(383) 332-2537
kos@isp.nsc.ru

Филиппов Николай Степанович

Институт физики полупроводников
им. А.В. Ржанова СО РАН
пр. Ак.Лаврентьева 13, г. Новосибирск, 630090
(383) 333-2519
filippov@isp.nsc.ru

Фрицлер Константин Бернгардович

Институт физики полупроводников
им. А.В. Ржанова СО РАН
пр. Ак.Лаврентьева 13, г. Новосибирск, 630090
(383) 333-3286
kbf@isp.nsc.ru

Харламов Виталий Юрьевич

АО "ТЕЛЕКОМ-СТВ"
ул. Солнечная аллея, д. 8 , Москва, Зеленоград, 124527
(499) 720-6932
vptaly_1957@bk.ru

Харченко Вячеслав Александрович
ВЦ ФИЦ "Информатика и управление РАН"
ул. Вавилова, д. 44, корп. 2, г. Москва, 119333
vakh41@mail.ru

Хромов Виктор Петрович
АО "НПП "Восток"
ул. Дуси Ковальчук, 276,
г. Новосибирск, 630049
(383) 225-8778
vostok@online.nsk.su

Чумаков Андрей Валерьевич
ОАО "ИНТЕГРАЛ"-управляющая компания
холдинга "ИНТЕГРАЛ"
г. Минск, 220107, Беларусь
(529) 571-5255
chumakov_av@tut.by

Шаверина Анастасия Васильевна
Институт неорганической химии
им. А.В. Николаева СО РАН
Проспект Академика Лаврентьева, 3,
г. Новосибирск, 630090
(383) 330-5990
anastasia.shaverina@yandex.ru

Шагаров Борис Анатольевич
ООО "ГЕЛИОЛАБ"
ул. Молокова, д. 7, г. Красноярск, 660077
(913) 517-8775
5178775@gmail.com

Шамирзаев Тимур Сезгирович
Институт физики полупроводников
им. А.В. Ржанова СО РАН
пр. Ак.Лаврентьева 13, г. Новосибирск, 630090
(383) 330-4475
tim@isp.nsc.ru

Шарипов Баширулла Зикриллаевич
Ташкентский Государственный Технический
Университет имени Абу Райхан Беруни
ул. Университетская, 2,
г. Ташкент, 100095, Узбекистан
(899) 804-4825
bashirulla@mail.ru

Шаяпов Владимир Равильевич
Институт неорганической химии
им. А.В. Николаева СО РАН
Проспект Академика Лаврентьева, 3,
г. Новосибирск, 630090
(923) 154-7832
shayapob@niic.nsc.ru

Шепов Владимир Николаевич
Красноярский научный центр СО РАН
Академгородок, 50,
г. Красноярск, 660036
(391) 290-5494
shepov@ksc.krasn.ru

Шикина Надежда Васильевна
Институт катализа им. Г.К. Борескова СО РАН
Пр. Академика Лаврентьева, 5,
г. Новосибирск, 630090
(383) 330-7670
shikina@catalysis.ru

Шкляев Александр Андреевич
Институт физики полупроводников
им. А.В. Ржанова СО РАН
пр. Ак.Лаврентьева 13, г. Новосибирск, 630090
(383) 333-0395
alexsan@mail.ru

Шуман Валентина Борисовна
Физико-технический институт имени А.Ф.Иоффе
Политехническая ул., 26,
Санкт-Петербург, 194021
shuman@mail.ioffe.ru

Шумов Иван Дмитриевич
Институт биомедицинской химии им. В.Н. Ореховича
РАМН
ул. Погодинская, 10, стр. 8,
Москва, 119121
(499) 246-6980
shum230988@mail.ru

Щукин Виктор Геннадьевич
Институт теплофизики им. С.С. Кутателадзе СО РАН
пр. Ак.Лаврентьева 1,
г. Новосибирск, 630090
(383) 330-6451
victorshchukin@gmail.com

Эрвье Юрий Юрьевич
Томский государственный университет
пр. Ленина, 36,
г. Томск, 634050
(382) 242-3493
ervye@mail.tsu.ru

Эргашов Ё.С.
Ташкентский Государственный Технический
Университет имени Абу Райхан Беруни
ул. Университетская, 2,
г. Ташкент, 100095, Узбекистан
(871) 246-6550
ftmet@rambler.ru

Юрасов Дмитрий Владимирович
Институт физики микроструктур РАН
ГСП-105, Нижний Новгород, 603950
(831) 438-5037
Inquisitor@ipmras.ru

Якимов Андрей Иннокентьевич
Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова
СО РАН
пр. Ак.Лаврентьева 13,
г. Новосибирск, 630090
(383) 333-2832
yakimov@isp.nsc.ru

Якимов Евгений Борисович

Институт проблем технологии микроэлектроники и
особочистых материалов РАН (ИПТМ РАН)
ул. Академика Осипьяна, д. 6,
Ногинский р-н, Черноголовка, Московская обл.,
142432
(496) 524-4182
yakimov@iptm.ru

Яковкина Любовь Владимировна

Институт неорганической химии
им. А.В. Николаева СО РАН
Проспект Академика Лаврентьева, 3,
г. Новосибирск, 630090
(383) 330-9410
yakovk@niic.nsc.ru

Ярыкин Николай Алексеевич

Институт проблем технологии микроэлектроники и
особочистых материалов РАН (ИПТМ РАН)
ул. Академика Осипьяна, д. 6, Ногинский р-н,
Черноголовка, Московская обл, 142432
(903) 521-9887
nay@iptm.ru

Яценко Алексей Степанович

Институт Автоматики и Электрметрии СО РАН
пр. ак. Коптюга, 1,
г. Новосибирск, 630090
(383) 330-9456
o.i.meshkov@ngs.ru