

ФЕДЕРАЛЬНОЕ АГЕНТСТВО ПО  
ОБРАЗОВАНИЮ

НИЖЕГОРОДСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ  
УНИВЕРСИТЕТ им.Н.И.ЛОБАЧЕВСКОГО

РОССИЙСКАЯ АКАДЕМИЯ НАУК

КАЗАНСКИЙ ФИЗИКО-ТЕХНИЧЕСКИЙ  
ИНСТИТУТ им.Е.К.ЗАВОЙСКОГО  
КАЗАНСКОГО НАУЧНОГО ЦЕНТРА РАН

РОССИЙСКИЙ ФОНД ФУНДАМЕНТАЛЬНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ



**ФФХОИИ-2008**



*II Всероссийская конференция*

**"ФИЗИЧЕСКИЕ И ФИЗИКО–ХИМИЧЕСКИЕ  
ОСНОВЫ ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ"**

*Казань*

*28-31 октября 2008 года*

**ПРОГРАММА И ТЕЗИСЫ КОНФЕРЕНЦИИ**

Нижний Новгород  
2008

### **Оргкомитет конференции:**

- Чупрунов Е.В.** - д.ф.-м.н., проф., председатель оргкомитета, проректор ННГУ по научной работе, Нижний Новгород;
- Салихов К.М.**- д.ф.-м.н., чл.-корр. РАН, сопредседатель оргкомитета, директор КФТИ РАН им.Е.К.Завойского, Казань;
- Тетельбаум Д.И.** - д.ф.-м.н., проф., зам.председателя оргкомитета, в.н.с. НИФТИ ННГУ, Нижний Новгород;
- Герасименко Н.Н.** - д.ф.-м.н., проф., зам. председателя оргкомитета, МИЭТ (ТУ), Москва;
- Баязитов Р.М.** - д.ф.-м.н., зам. председателя, зав.лаб. КФТИ РАН им.Е.К.Завойского, Казань;
- Горшков О.Н.** - к.ф.-м.н., доц., зам. председателя, директор НИФТИ ННГУ, Нижний Новгород;
- Карзанов В.В.** - к.ф.-м.н., доц., ученый секретарь оргкомитета, ННГУ, Нижний Новгород;
- Баянкин В.Я.** - д.т.н., проф., ФТИ УрО РАН, Ижевск;
- Валиев К.А.**-д.ф.-м.н., академик РАН, научн.руков ФТИ РАН
- Вяткин А.Ф.** - д.ф.-м.н., проф., зам. директора ИПТМ РАН, Черноголовка, Московская обл.;
- Гапонов С.В.** - д.ф.-м.н., проф., чл.-корр. РАН, директор ИФМ РАН, Нижний Новгород;
- Качурин Г.А.** - д.ф.-м.н., проф., в.н.с. ИФП СО РАН, Новосибирск;
- Костюков В.Е.** - к.т.н., директор ФЯЦ-ВНИИЭФ, Саров, Нижегородская область;
- Курнаев В.А.** - д.ф.-м.н., проф., зав.каф. МИФИ(ТУ), Москва;
- Пархоменко Ю.Н.** - д.ф.-м.н., проф., зав.каф. МИСИС (ТУ), Москва;
- Титов А.И.** - д.ф.-м.н., проф., С-ПППУ, С.-Петербург;
- Тулинов А.Ф.** - д.ф.-м.н., проф., МГУ, Москва;
- Трушин Ю.В.** - д.ф.-м.н., проф., в.н.с. ФТИ им. А.Ф. Иоффе
- Шаркеев Ю.П.** - д.ф.-м.н., ИФПМ СО РАН, Томск.
- Файзрахманов И.А.** -д.ф.-м.н., зав.лаб. КФТИ РАН им.Е.К.Завойского, Казань

### **Программный комитет конференции:**

- Герасименко Н.Н.** - д.ф.-м.н., проф., сопредседатель программного комитета, МИЭТ (ТУ), Москва;
- Титов А.И.** - д.ф.-м.н., сопредседатель программного комитета проф., С-ПППУ, С.-Петербург;
- Баязитов Р.М.** д.ф.-м.н., КФТИ РАН им.Е.К.Завойского, Казань;
- Данилов Ю.А.** - к.ф.-м.н., с.н.с. НИФТИ ННГУ, Нижний Новгород;
- Демидов Е.С.** - д.ф.-м.н., проф., зав.каф. ННГУ, Нижний Новгород;
- Карзанов В.В.** - к.ф.-м.н., доц., ученый секретарь оргкомитета, ННГУ, Нижний Новгород;
- Козловский В.В.** - д.ф.-м.н., проф., С-ПППУ, С.-Петербург;

**Маковийчук М.И.** - к.ф.-м.н., в.н.с. Ярославского филиала ФТИ РАН, Ярославль;  
**Михайлов А.Н.** - к.ф.-м.н., с.н.с. НИФТИ ННГУ, Нижний Новгород;  
**Оболенский С.С.** - д.т.н., доц., ННГУ, Нижний Новгород;  
**Павлов Д.А.** - д.ф.-м.н., проф., зав.каф. ННГУ, Нижний Новгород;  
**Петухов В.Ю.**- д.ф.-м.н., КФТИ РАН им.Е.К.Завойского, Казань;  
**Похил Г.П.** - к.ф.-м.н., в.н.с. НИИЯФ МГУ, Москва;  
**Скупов В.Д.** - к.ф.-м.н., с.н.с. НИИИС им.Ю.Е.Седакова, Нижний Новгород;  
**Тетельбаум Д.И.** - д.ф.-м.н., проф., в.н.с. НИФТИ ННГУ, Нижний Новгород;  
**Хайбуллин Р.И.** - к.ф.-м.н., с.н.с. КФТИ РАН им.Е.К.Завойского, Казань;  
**Хмелевская В.С.** - д.ф.-м.н., проф., ИАТЭ(ТУ), Обнинск, Калужская обл.

#### **Локальный оргкомитет конференции:**

**Салихов К.М.**- д.ф.-м.н., чл.-корр. РАН, председатель, директор КФТИ РАН им.Е.К.Завойского, Казань;  
**Баязитов Р.М.**- д.ф.-м.н., зам. председателя, зав.лаб. КФТИ РАН им.Е.К.Завойского, Казань;  
**Баталов Р.И.** -к.ф.-м.н., ученый секретарь, КФТИ РАН им.Е.К.Завойского, Казань;  
**Тарасов В.Ф.**- д.ф.-м.н., зам директора КФТИ РАН им.Е.К.Завойского, Казань;  
**Файзрахманов И.А.** -д.ф.-м.н., КФТИ РАН им.Е.К.Завойского, Казань;  
**Петухов В.Ю.**- д.ф.-м.н., КФТИ РАН им.Е.К.Завойского, Казань;  
**Жихарев В.А.**- д.ф.-м.н., проф., КГТУ, Казань;  
**Фаттахов Я.В.**- к.ф.-м.н., КФТИ РАН им.Е.К.Завойского, Казань;  
**Зиганшина С.А** - к.ф.-м.н., КФТИ РАН им.Е.К.Завойского, Казань;  
**Хабибуллина Н.Р.**- к.ф.-м.н., КФТИ РАН им.Е.К.Завойского, Казань;  
**Бухараев А.А.**- д.ф.-м.н., КФТИ РАН им.Е.К.Завойского, Казань;  
**Хайбуллин Р.И.** - к.ф.-м.н., КФТИ РАН им.Е.К.Завойского, Казань;  
**Львов С.Г.**- КФТИ РАН им.Е.К.Завойского, Казань;  
**Голенева В.М.**- КФТИ РАН им.Е.К.Завойского, Казань.

**ПРОГРАММА**  
**II Всероссийской конференции**  
**«Физические и физико-химические основы**  
**ионной имплантации»,**  
**28-31 октября 2008 года**

Пленарные (приглашенные) доклады – 30 мин.

Устные сообщения – 15 мин.

**27 октября**

**Заезд и регистрация участников**

**7.00-24.00 - Заезд и размещение участников конференции**

**15.00-18.00 - Регистрация – Холл первого этажа Академии Наук Республики Татарстан, ул. Баумана 20**

**28 октября**

**9.00 — 10.30**

**Открытие конференции.**

**1. Вступительное слово сопредседателя оргкомитета, чл.-корр. РАН, д.ф.-м.н. К.М. Салихова - 15 мин.**

**2. Памяти Ильдуса Бариевича Хайбуллина – 45 мин.**  
*(выступления учеников и коллег)*

**3. Квантовые методы обработки информации - 30 мин.**

**акад. РАН, К.А. Валиев**

*Физико-технологический институт РАН (ФТИАН), Москва*

***Кофе-брейк (продолжение регистрации) - 15 мин.***

**СЕКЦИЯ 1**

**ФИЗИЧЕСКИЕ ПРОБЛЕМЫ ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ И СМЕЖНЫЕ  
ФУНДАМЕНТАЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ**

**10.45 – 12.00 Заседание 1**

**Председатель – д.ф.-м.н., Р.М. Баязитов**

**1. Современное состояние технологии ионной имплантации (по материалам 17-той Международной конференции по технологии ионной имплантации, Монтерей, США, 8-13 июня 2008 г.) – 30 мин.**

А.Ф. Вяткин

*Институт проблем технологии микроэлектроники и особо чистых материалов РАН,  
Черноголовка, Московская область*

**2. Современное состояние проблем ионно-лучевой модификации материалов (обзор докладов 16-ой Международной конференции IBMМ-2008, Дрезден, Германия, 31 августа – 5 сентября 2008 г.) – 30 мин.**

Н.Н. Герасименко

*Московский институт электронной техники (ТУ), Москва*

***Перерыв (продолжение регистрации) - 15 мин.***

**12.15 – 13.15 Заседание 2**

**Председатель - д.ф.-м.н., проф. В.Ю. Петухов**

**3. Накопление структурных нарушений в полупроводниках, облучаемых небольшими кластерными ионами – 30 мин.**

А.И. Титов<sup>1)</sup>, А.Ю. Азаров<sup>1)</sup>, П.А. Карасёв<sup>1)</sup>, С.О. Кучеев<sup>2)</sup>

<sup>1)</sup> *Санкт-Петербургский государственный политехнический университет, Санкт-Петербург*

<sup>2)</sup> *Lawrence Livermore National Laboratory, Livermore, USA*

**4. Методика расчёта плотности смещений в усреднённых индивидуальных каскадах столкновений тяжёлых и кластерных ионов с веществом – 15 мин.**

П.А. Карасёв, А.И. Титов, А.Ю. Азаров

*Санкт-Петербургский государственный политехнический университет, Санкт-Петербург*

**13.15 – 14.15 ПЕРЕРЫВ НА ОБЕД**

**14.15 – 16.00 Заседание 3**

**Председатель – д.ф.-м.н., проф. В.П. Попов**

**5. Effects on Energetic Impact of Argon Clusters with Various Surfaces: Experiments and Modelling – 30 мин.**

V.N. Popok<sup>1)</sup>, S. Vučković<sup>1)</sup>, E.E.B. Campbell<sup>1,2)</sup>, J. Samela<sup>3)</sup>, K. Nordlund<sup>3)</sup>

<sup>1)</sup> *University of Gothenburg, Gothenburg, Sweden*

<sup>2)</sup> *Edinburgh University, Edinburgh, Scotland*

<sup>3)</sup> *University of Helsinki, Helsinki, Finland*

**6. Импульсные мощные ионные пучки и их применение в области материаловедения – 30 мин.**

Г.Е. Ремнев

*НИИ Высоких напряжений Томского политехнического университета, Томск*

**7. Метод ионно-лучевой модификации материалов в микрофотонике – 30 мин.**

М.Ю. Барабаненков

*Институт проблем технологии микроэлектроники и особочистых материалов РАН, Черноголовка, Московская область*

***Кофе-брейк (продолжение регистрации) - 15 мин.***

**16.15 – 17.45 Заседание 4**

**Председатель – д.т.н. С.С. Оболенский**

**8. Эффект дальнего действия как отклик твердого тела на энергетические потоки малой интенсивности – 30 мин.**

Д.И. Тетельбаум

*Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета им.Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород*

**9. К вопросу о механизме фотостимулированных явлений в металлах – 15 мин.**

А.А. Колотов, В.Я. Баянкин, Ф.З. Гильмутдинов

*Физико-технический институт УрО РАН, Ижевск*

**10. Влияние магнитных и электрических полей на динамику изменений микротвердости кремния, индуцируемых низкоинтенсивным бета-облучением – 15 мин.**

Ю.И. Головин, А.А. Дмитриевский, Н.Ю. Сучкова, М.Ю. Толотаев, В.М. Васюков, П.М. Кузнецов

*Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, Тамбов*

**11. Моделирование каскадов столкновений в двухслойной подложке при ионном облучении – 15 мин.**

А.Ю. Дроздов, В.Я. Баянкин

**17.45 – 19.00 1 СТЕНДОВАЯ СЕССИЯ**

**29 октября**

**СЕКЦИЯ 2  
ИОННАЯ ИМПЛАНТАЦИЯ В ПОЛУПРОВОДНИКИ**

**9.00 – 10.15 Заседание 1**

**Председатель – д.ф.-м.н., проф. Н.Н. Герасименко**

**1. Инженерия дефектов в имплантационной технологии Si светодиодов – 30 мин.**

Н.А. Соболев

*Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург*

**2. Формирование треков в слоях  $Si_{1-x}Ge_x$  – сплавов – 30 мин.**

П.И. Гайдук

*Белорусский государственный университет, Минск, Республика Беларусь*

***Кофе-брейк - 15 мин.***

**10.30 – 12.00 Заседание 2**

**Председатель – д.ф.-м.н., проф. А.И. Титов**

**3. Модификация имплантированных полупроводников импульсными пучками излучений – 30 мин.**

Р.М. Баязитов

*Казанский физико-технический институт им. Е.К. Завойского КазНЦ РАН, Казань*

**4. Импульсная обработка кремния, имплантированного ионами эрбия – 15 мин.**

**Р.И. Баталов<sup>1)</sup>, Р.М. Баязитов<sup>1)</sup>, Д.И. Крыжков<sup>2)</sup>, Г.Д. Ивлев<sup>3)</sup>, П.И. Гайдук<sup>4)</sup>**

<sup>1)</sup> *Казанский физико-технический институт им. Е.К. Завойского КазНЦ РАН, Казань*

<sup>2)</sup> *Институт физики микроструктур РАН, Нижний Новгород*

<sup>3)</sup> *Институт физики им. Б.И. Степанова НАН Беларуси, Минск, Республика Беларусь*

<sup>4)</sup> *Белорусский государственный университет, Минск, Республика Беларусь*

## **5. Радиационное дефектообразование и радиационное легирование в карбиде кремния при имплантации ионов водорода – 15 мин.**

В.В. Козловский<sup>1)</sup>, О.В. Александров<sup>2)</sup>, А.А. Лебедев<sup>3)</sup>

<sup>1)</sup> Санкт-Петербургский государственный политехнический университет, Санкт-Петербург

<sup>2)</sup> Санкт-Петербургский государственный электротехнический университет «ЛЭТИ», Санкт-Петербург

<sup>3)</sup> Физико-технический институт им. А.Ф.Иоффе РАН, Санкт-Петербург

## **6. Проблемы моделирования процессов адиабатической и неадиабатической релаксации в релаксационной оптике – 15 мин.**

П.П. Трохимчук<sup>1,2)</sup>

<sup>1)</sup> Волынский национальный университет им. Леси Украинки, Луцк, Украина

<sup>2)</sup> Луцкий биотехнический институт Международного научно-технического университета, Луцк, Украина

## **12.00 – 13.00 2- СТЕНДОВАЯ СЕССИЯ**

## **13.00 – 14.00 ПЕРЕРЫВ НА ОБЕД**

## **14.00 – 15.00 Заседание 3.**

**Председатель - д.ф.-м.н., проф. Г.А. Качурин**

## **7. Высокотемпературные магнитные полупроводники на основе соединений $A^3B^5$ , Ge и Si с примесями группы железа – 30 мин.**

Е.С. Демидов<sup>1,2)</sup>, В.В. Подольский<sup>2)</sup>, В.П. Лесников<sup>2)</sup>, В.В. Карзанов<sup>1,2)</sup>, М.В. Сапожников<sup>3)</sup>, С.Н. Гусев<sup>1,2)</sup>, С.А. Левчук<sup>1,2)</sup>, Б.А. Грибков<sup>3)</sup>

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

<sup>2)</sup> Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета им.Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород

<sup>3)</sup> Институт физики микроструктур РАН, Нижний Новгород

## **8. Влияние имплантации ионов бора и фосфора на свойства структур кремний на изоляторе – 15 мин.**

О.В. Наумова, Б.И. Фомин, В.П. Попов

Институт физики полупроводников СО РАН, Новосибирск

## **15.00 – 19.00 Культурная программа**



**30 октября**

**СЕКЦИЯ 3  
ФОРМИРОВАНИЕ И СВОЙСТВА НАНОСТРУКТУР**

**9.00 – 10.15 Заседание 1**

**Председатель – д.ф.-м.н., проф. А.Ф. Вяткин**

**1. Имплантированные наноструктуры на кремнии – 30 мин.**

Н.Н. Герасименко

*Московский институт электронной техники (ТУ), Москва*

**2. Исследование состояния и распределения по глубине ионно-синтезированных нанокристаллов Si в тонких слоях SiO<sub>2</sub> и Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> методами спектроскопии комбинационного рассеяния – 15 мин.**

А.В. Нежданов<sup>1)</sup>, А.Н. Михайлов<sup>2)</sup>, А.И. Белов<sup>1)</sup>, Ю.В. Замотаева<sup>1)</sup>, А.И. Машин<sup>1)</sup>

<sup>1)</sup> *Нижегородский государственный университет им. Н. И. Лобачевского, Нижний Новгород*

<sup>2)</sup> *Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета им.Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород*

**3. Влияние сорта имплантированных ионов на формирование и свойства слоев SiO<sub>2</sub> с нановключениями кремния – 15 мин.**

Д.И. Тетельбаум<sup>1)</sup>, А.Н. Михайлов<sup>1)</sup>, А.И. Белов<sup>2)</sup>, В.К. Васильев<sup>1)</sup>, А.И. Ковалев<sup>3)</sup>, Д.Л. Вайнштейн<sup>3)</sup>, T.G. Finstad<sup>4)</sup>, Y. Golan<sup>5)</sup>

<sup>1)</sup> *Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета им.Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород*

<sup>2)</sup> *Нижегородский государственный университет им. Н. И. Лобачевского, Нижний Новгород*

<sup>3)</sup> *Научно-техническое внедренческое предприятие «Поверхность», Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П. Бардина, Москва*

<sup>4)</sup> *University of Oslo, Oslo, Norway*

<sup>5)</sup> *Ben-Gurion University, Beer-Sheva, Israel*

***Кофе-брейк - 15 мин.***

**10.30 – 11.45 Заседание 2**

**Председатель – д.ф.-м.н., проф. Н.Н.Герасименко**

**4. Влияние мощных энергетических импульсов на кремниевые квантово-размерные наноструктуры – 30 мин.**

Г.А. Качурин, С.Г. Черкова

**5. Действие высокоэнергетичных ионов  $\text{Xe}^+$  на кремниевые наноструктуры**  
– 15 мин.

С.Г. Черкова<sup>1)</sup>, Г.А. Качурин<sup>1)</sup>, Д.В. Марин<sup>1)</sup>, В.А. Скуратов<sup>2)</sup>

<sup>1)</sup> *Институт физики полупроводников СО РАН, Новосибирск*

<sup>2)</sup> *Объединенный институт ядерных исследований, Дубна, Московская область*

**6. Изменения в морфологии, распределении, оптических и электронных свойствах нанокристаллов кремния в  $\text{SiO}_2$  при их модификации облучением ионами высоких энергий** – 15 мин.

И.В. Антонова<sup>1)</sup>, М.Б. Гуляев<sup>1)</sup>, Д.В. Марин<sup>1)</sup>, А.Г. Черков<sup>1)</sup>, В.А. Скуратов<sup>2)</sup>, J. Jedrzejewski<sup>3)</sup>,  
I. Balberg<sup>3)</sup>

<sup>1)</sup> *Институт физики полупроводников СО РАН, Новосибирск*

<sup>2)</sup> *Объединенный центр ядерных исследований, Дубна*

<sup>3)</sup> *The Racah Institute of Physics, The Hebrew University, Jerusalem, Israel*

**12.00 – 13.15 Заседание 3**

**Председатель – д.ф.-м.н., проф. В.Я. Баянкин**

**7. Роль размерных эффектов и поверхностей раздела в наноструктурах** – 30 мин.

Р.А. Андриевский

*Институт проблем химической физики РАН, Черноголовка, Московская область*

**8. Зарождение и рост трёхмерных островков Ge на Si при импульсном ионном воздействии в процессе гетероэпитаксии** – 15 мин.

Ж.В. Смагина, В.А. Зиновьев, А.В. Ненашев, В.А. Армбристер, А.В. Двуреченский

*Институт физики полупроводников СО РАН, Новосибирск,*

**9. Влияние магнитного поля на формирование наноструктур при ионно-лучевом синтезе** – 15 мин.

Г.Г. Гумаров, В.Ю. Петухов, В.А. Жихарев

*Казанский физико-технический институт им. Е. К. Завойского КазНЦ РАН, Казань*

**13.15 – 14.15 ПЕРЕРЫВ НА ОБЕД**

**СЕКЦИЯ 4**  
**ИОННАЯ ИМПЛАНТАЦИЯ**  
**В НЕПОЛУПРОВОДНИКОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ**

**14.15 – 15.30 Заседание 1**

**Председатель – д.ф.-м.н., проф. Е.С. Демидов**

**1. Магниторезонансные исследования диоксида титана (TiO<sub>2</sub>) и оксида цинка (ZnO), имплантированных ионами кобальта – 30 мин.**

Б.З. Рамеев<sup>1,2)</sup>, Р.И. Хайбуллин<sup>1)</sup>, И.А. Файзрахманов<sup>1)</sup>, Л.Р. Тагиров<sup>3)</sup>,  
С.Гюлер<sup>2)</sup>, Н.Акдоган<sup>2,4,5)</sup>, А.Нефёдов<sup>5)</sup>, Х.Цабель<sup>5)</sup>

<sup>1)</sup> Казанский физико-технический институт им. Е. К. Завойского КазНЦ РАН, Казань

<sup>2)</sup> Институт технологии, Гебзе, Турция

<sup>3)</sup> Казанский государственный университет, Казань

<sup>4)</sup> Стамбульский технический университет, Стамбул, Турция

<sup>5)</sup> Университет Рура, Бохум, Германия

**2. Ferromagnetic behaviour in Fe implanted SrTiO<sub>3</sub> perovskite crystal – 15 мин.**

F.A. Mikailov<sup>1,2)</sup>, S. Kazan<sup>1)</sup>, A.G. Onan<sup>1)</sup>, Ju.I. Gatiyatova<sup>3)</sup>, V.F. Valeev<sup>3)</sup>, R.I. Khaibullin<sup>3)</sup>

<sup>1)</sup> Department of Physics, Gebze Institute of Technology, Gebze, 41400, Kocaeli, Turkey

<sup>2)</sup> Institute of Physics, Azerbaijan Academy of Sciences, AZ-143, Baku, Azerbaijan

<sup>3)</sup> Kazan Physical-Technical Institute, 10/7, Sibirsky Trakt, 420029 Kazan, Russia

**3. Исследование роли кислородных вакансий в ферромагнетизме имплантированного кобальтом диоксида титана (TiO<sub>2</sub>) – 15 мин.**

Р.И. Хайбуллин<sup>1)</sup>, В.В. Базаров<sup>1)</sup>, Ю.Н. Осин<sup>1)</sup>, Л.Р. Тагиров<sup>2)</sup>

<sup>1)</sup> Казанский физико-технический институт им. Е. К. Завойского КазНЦ РАН, Казань

<sup>2)</sup> Казанский государственный университет, Казань

***Кофе-брейк - 15 мин.***

**15.45 – 17.00 Заседание 2**

**Председатель – д.ф.-м.н., проф. И.А. Файзрахманов**

**4. Взаимодействие ионов водорода, имплантированных в оксиды, с кислородом матрицы – 30 мин.**

О.Н. Горшков, И.Н. Антонов, М.Е. Шенина, А.Ю. Дудин, А.П. Касаткин  
Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета им.Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород

**5. Наведенный ионной имплантацией показатель преломления пленок диоксида германия – 15 мин.**

И.Н. Антонов, О.Н. Горшков, М.Е. Шенина, А.Ю. Дудин, А.Н. Михайлов, А.П. Касаткин, В.А. Камин

*Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета им.Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород*

**6. Ионный синтез металлических наночастиц в диэлектриках – 15 мин.**

А.Л. Степанов, И.А. Файзрахманов

*Казанский физико-технический институт им. Е.К. Завойского КазНЦ РАН, Казань*

**18.00 БАНКЕТ**

**31 октября**

**СЕКЦИЯ 4  
ИОННАЯ ИМПЛАНТАЦИЯ  
В НЕПОЛУПРОВОДНИКОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ  
(продолжение)**

**10.00 – 11.30 Заседание 3**

**Председатель – д.ф.-м.н., проф. Д.И. Тетельбаум**

**7. Закономерности формирования ультрадисперсных интерметаллидных фаз в поверхностных слоях никеля и титана при высокоинтенсивной ионной имплантации – 15 мин.**

Ю.П. Шаркеев<sup>1)</sup>, И.А. Божко<sup>2)</sup>, И.А. Курзина<sup>2)</sup>, В.А. Баянкин<sup>3)</sup>

<sup>1)</sup> *Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

<sup>2)</sup> *Томский государственный архитектурно-строительный университет*

<sup>3)</sup> *Физико-технический институт УрО РАН, Ижевск*

**8. Ионно-стимулированное образование интерметаллидов в двухслойных металлических системах – 15 мин.**

С.А. Кривелевич

*Ярославский филиал физико-технологического института РАН, Ярославль*

**9. Сегрегационные эффекты в поверхностных слоях прокатанных медно-никелевых фольг при ионной имплантации – 15 мин.**

А.А. Новоселов, В.Я. Баянкин

*Физико-технический институт УрО РАН, Ижевск*

**10. Сегрегационные явления в сплавах систем Cu-Ni и Fe-Mo после термического отжига и импульсного электронного облучения – 15 мин.**

М.В. Захватова, Ф.З. Гильмутдинов, Л.И. Паршуков, В.Я. Баянкин  
*Физико-технический институт УрО РАН, Ижевск*

**11. Влияние типа и дозы имплантированных ионов на изменение механических свойств и состава поверхности углеродистой стали – 15 мин.**

П.В. Быков<sup>1)</sup>, В.Л. Воробьёв<sup>1)</sup>, В.Я. Баянкин<sup>1)</sup>, Ю.П. Шаркеев<sup>2)</sup>

<sup>1)</sup> *Физико-технический институт УрО РАН, Ижевск*

<sup>2)</sup> *Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

***Кофе-брейк - 15 мин.***

**СЕКЦИЯ 5**

**МЕТОДЫ ДИАГНОСТИКИ ИМПЛАНТИРОВАННЫХ СЛОЕВ,  
ВОПРОСЫ ПРИМЕНЕНИЯ ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ  
И СМЕЖНЫЕ ВОПРОСЫ**

**11.45 – 13.15 Заседание 1**

**Председатель – д.ф.-м.н., проф. А.М. Борисов**

**1. Ионно-лучевые методы формирования гетероструктур-на-изоляторе – 30 мин.**

В.П. Попов

*Институт физики полупроводников СО РАН, Новосибирск*

**2. Влияние имплантации на свойства азотированных окислов  $n^+$ -,  $p^+$ -затворных МОП структур – 15 мин.**

О.В. Наумова, Б.И. Фомин, М.А. Ильницкий, В.П. Попов

*Институт физики полупроводников СО РАН, Новосибирск*

**3. Транзисторные структуры на основе скрытых ионно-синтезированных слоев силикатных стекол – 15 мин.**

С.А. Кривелевич

*Ярославский филиал физико-технологического института РАН, Ярославль*

**4. Модель управления пучками ионов с помощью плоского капилляра – 15 мин.**

Г.П. Похил, К.А. Вохмянина, А.И. Мирончик

*Научно-исследовательский институт ядерной физики Московского государственного университета, Москва*

**13.15 – 14.00 ПЕРЕРЫВ НА ОБЕД**

**14.00 – 15.45 Заседание 2**

**Председатель – д.ф.-м.н. Ю.П. Шаркеев**

**5. Возможности системы NanoFab-100 как инструмента для модификации материалов и создания наноструктур – 30 мин.**

В.А.Быков

*Промышленная группа НТ-МДТ, Москва (Зеленоград)*

**6. Возможности рентгеновских методов для анализа имплантированных структур – 30 мин.**

А.Г. Турьянский

*Физический институт им. П.Н. Лебедева РАН, Москва*

**7. Применение ионной имплантации при разработке газовых сенсоров нового поколения – 15 мин.**

М.И. Маковийчук

*Ярославский филиал физико-технологического института РАН, Ярославль*

**8. Ионно-имплантационное формирование образцов для калибровки профилей вторичной ионной масс-спектрометрии полупроводниковых структур – 15 мин.**

Ю.А. Данилов<sup>1)</sup>, М.Н. Дроздов<sup>2)</sup>, Ю.Н. Дроздов<sup>2)</sup>, А.В. Мурель<sup>2)</sup>

<sup>1)</sup> *Научно-исследовательский физико-технический институт ННГУ, Нижний Новгород*

<sup>2)</sup> *Институт физики микроструктур РАН, Нижний Новгород*

***Кофе-брейк - 15 мин.***

**16.00 – 17.00 Общая дискуссия**

**Обсуждение стендовых докладов**

**Председатель – к.ф.-м.н. О.Н. Горшков**

*Перерыв - 15 мин.*

**17.15 – 18.00 Заключительное заседание**

**Заккрытие конференции**

**Председатель – д.ф.-м.н., проф. Н.Н. Герасименко**

## **ДОКЛАДЫ 1 СТЕНДОВОЙ СЕССИИ**

### **СЕКЦИЯ 1**

#### **1. Условия пробоя пограничного слоя подложки при воздействии плазменного потока высокой плотности**

В.Т. Барченко<sup>1</sup>, М.А. Гаритов<sup>1</sup>, А.А. Лисенков<sup>1,2</sup>

<sup>1)</sup> Санкт-Петербургский государственный электротехнический университет «ЛЭТИ», Санкт-Петербург

<sup>2)</sup> Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург

#### **2. Управление плотностью плазменного потока, генерируемого дуговым разрядом в вакууме**

В.Т. Барченко<sup>1</sup>, М.А. Гаритов<sup>1</sup>, А.А. Лисенков<sup>1,2</sup>

<sup>1)</sup> Санкт-Петербургский государственный электротехнический университет «ЛЭТИ», Санкт-Петербург

<sup>2)</sup> Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург

#### **3. Порообразование в кремнии, имплантированном кислородом и фосфором, после отжига в неизотермическом реакторе**

Ю.И. Денисенко

*Ярославский филиал физико-технологического Института РАН, Ярославль*

#### **4. Эффект дальнего действия и формирование нанокластеров в металлах после их низкоэнергетического ионного облучения**

И. Терешко<sup>1)</sup>, О. Обидина<sup>1)</sup>, И. Елькин<sup>2),3)</sup>,  
А. Терешко<sup>1)</sup>, В. Глущенко<sup>1)</sup>

<sup>1)</sup> Белорусско-Российский университет, Могилев, Республика Беларусь

<sup>2)</sup> ООО НПП «КАМА ВТ», Могилев, Беларусь

<sup>3)</sup> "NANTES - Systemy Nanotechnologii" Plc., Boleslawiec, Poland

#### **5. Формирование нанокластеров в нелинейных водородно-кислородных и**

## **водородно-углеродных атомных и молекулярных цепочках**

И. Терешко<sup>1)</sup>, О. Обидина<sup>1)</sup>, И. Елькин<sup>2),3)</sup>, Н. Калиновская<sup>1)</sup>,  
И. Мельников<sup>1)</sup>, А. Мисник<sup>1)</sup>

<sup>1)</sup> *Белорусско-Российский университет, Могилев, Республика Беларусь*

<sup>2)</sup> *ООО НПП «КАМА ВТ», Могилев, Республика Беларусь*

<sup>3)</sup> *"NANTES - Systemy Nanotechnologii" Plc., Boleslawiec, Poland*

## **6. Фазово-полевой подход к моделированию процессов переноса вакансий при ионном облучении**

А.С. Алалыкин, П.Н. Крылов, А.А. Лебедева  
*Удмуртский государственный университет, Ижевск*

## **7. Эффект дальнего действия в кремнии при облучении ионами и светом**

Е.В. Курильчик, Д.И. Тетельбаум, Ю.А. Дудин, Ю.А. Менделева  
*Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород*

## **8. Наблюдение эффекта дальнего действия методом обратного рассеяния**

В.Л. Левшунова<sup>2)</sup>, Г.П. Похил<sup>1)</sup>, Ю.А. Менделева<sup>2)</sup>, Д.И. Тетельбаум<sup>2)</sup>, П.Н. Черных<sup>1)</sup>  
<sup>1)</sup> *Научно-исследовательский институт ядерной физики Московского государственного университета, Москва*  
<sup>2)</sup> *Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород*

## **9. О механизме дальнего действия**

Г.П. Похил<sup>1)</sup>, Д.И. Тетельбаум<sup>2)</sup>, В.Л. Левшунова<sup>2)</sup>  
<sup>1)</sup> *Научно-исследовательский институт ядерной физики Московского государственного университета, Москва*  
<sup>2)</sup> *Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород*

## **10. Модели и механизмы кластерообразования при распылении поверхности твёрдых тел ионными пучками**

Г.Р. Рахимова  
*Институт электроники им. У.А.Арифова АН РУз., Ташкент, Узбекистан*

## **11. Моделирование процессов каналирования и угловых зависимостей выхода рентгеновского излучения при облучении кремния ионами**



Д.А. Лаптев, Д.В. Гусейнов, Д.И. Тетельбаум  
*Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород*

## СЕКЦИЯ 2

### **12. Формирование заглубленных силицидных слоев методами ионной имплантации и молекулярно-лучевой эпитаксии**

Р.И. Баталов<sup>1)</sup>, Р.М. Баязитов<sup>1)</sup>, В.Ф. Валеев<sup>1)</sup>, В.А. Шустов<sup>1)</sup>,  
Н.Г. Галкин<sup>2)</sup>, Е.А. Чусовитин<sup>2)</sup>, Д.Л. Горошко<sup>2)</sup>

<sup>1)</sup> *Казанский физико-технический институт им. Е. К. Завойского КазНЦ РАН, Казань*

<sup>2)</sup> *Институт автоматики и процессов управления ДВО РАН, Владивосток*

### **13. Формирование слоев дисилицида железа при импульсной обработке пленок железа, осажденных на кремний магнетронным распылением**

Р.М. Нурутдинов, Р.И. Баталов, Р.М. Баязитов, В.А. Шустов, Г.А. Новиков  
*Казанский физико-технический институт им. Е.К. Завойского КазНЦ РАН, Казань*

### **14. Молекулярный эффект в накоплении радиационных повреждений при имплантации ионов в SiC**

А.Ю. Азаров<sup>1)</sup>, А.И. Титов<sup>1)</sup>, П.А. Карасев<sup>1)</sup>, А. Hallén<sup>2)</sup>

<sup>1)</sup> *Санкт-Петербургский государственный политехнический университет, Санкт-Петербург*

<sup>2)</sup> *Royal Institute of Technology, Stockholm, Sweden*

### **15. Моделирование радиационных повреждений кремния при нейтронном облучении с применением ионных пучков (компьютерный расчет).**

Е.С. Коваленко, Д.И. Тетельбаум  
*Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета им.Н.И.Лобачевского, Нижний Новгород*

### **16. Напряжения в алмазоподобных пленках на кремнии при их выращивании и последующем ионном облучении**

П.А. Карасёв<sup>1)</sup>, А.Я. Виноградов<sup>2)</sup>, А.Ю. Азаров<sup>1)</sup>, Н.Н. Карасёв<sup>3)</sup>, О.А. Подсвилов<sup>1)</sup>,  
А.И. Титов<sup>1)</sup>, И.В. Коркин<sup>2)</sup>, А.С. Смирнов<sup>1)</sup>

<sup>1)</sup> *Санкт-Петербургский государственный политехнический университет, Санкт-Петербург*

<sup>2)</sup> *Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе, Санкт-Петербург*

<sup>3)</sup> *Государственный университет информационных технологий, механики и оптики, Санкт-Петербург*

## **17. Измерение процессов релаксации спинов оборванных связей при модификации кремния ионной бомбардировкой**

Д.В. Гусейнов, С.А. Яшанин, А.В. Сухоруков, А.А. Ежевский

*Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород*

## **18. Ферромагнетизм в монокристаллическом оксиде цинка (ZnO), имплантированном ионами кобальта**

Р.И. Хайбуллин<sup>1)</sup>, Б.З. Рамеев<sup>1,2)</sup>, Р.Р. Абдуллина<sup>1)</sup>, В.Ф. Валеев<sup>1)</sup>, В.В. Базаров<sup>1)</sup>, Ю.Н. Осин<sup>1)</sup>, Ш.З. Ибрагимов<sup>3)</sup>, Л.Р. Тагиров<sup>3)</sup>

<sup>1)</sup> *Казанский физико-технический институт им. Е.К. Завойского КазНЦ РАН, Казань*

<sup>2)</sup> *Институт технологии, Гебзе, Турция*

<sup>3)</sup> *Казанский государственный университет, Казань*

## **19. Исследование микроструктуры, оптических и магнитных свойств эпитаксиальных пленок оксида цинка (ZnO), имплантированных ионами никеля**

Р.Р. Абдуллина<sup>1,2)</sup>, В.В. Базаров<sup>1)</sup>, Ю.И. Гатиятова<sup>1)</sup>, В.И. Нуждин<sup>1)</sup>,

Ю.Н. Осин<sup>1)</sup>, И. А. Файзрахманов<sup>1)</sup>, Р.И. Хайбуллин<sup>1)</sup>

<sup>1)</sup> *Казанский физико-технический институт им. Е.К. Завойского КазНЦ РАН, Казань*

<sup>2)</sup> *Казанский государственный университет, Казань*

## **20. Дефектообразование в кремнии, имплантированном высокоэнергетичными ионами бора и кислорода**

Д.И. Бринкевич<sup>1)</sup>, В.С. Просолович<sup>1)</sup>, Ю.Н. Янковский<sup>1)</sup>, Н.В. Вабищевич<sup>2)</sup>

<sup>1)</sup> *Белорусский государственный университет, Минск, Республика Беларусь*

<sup>2)</sup> *УО «Полоцкий государственный университет», Новополоцк, Республика Беларусь*

## **21. Влияние фосфора на сегрегацию сурьмы в имплантированном кремнии**

А.И. Белоус<sup>1)</sup>, Ю.Б. Васильев<sup>1)</sup>, В.А. Емельянов<sup>1)</sup>, В.Б. Оджаев<sup>2)</sup>, В.И. Плебанович<sup>1)</sup>,

П.К. Садовский<sup>2)</sup>, А.Р. Челядинский<sup>2)</sup>

<sup>1)</sup> *Научно-производственное объединение “Интеграл”, Минск, Республика Беларусь*

<sup>2)</sup> *Белорусский государственный университет, Минск, Республика Беларусь*

## **СЕКЦИЯ 3**

## **22. Модификация Ge/Si гетероструктур нанопульсным лазерным облучением**

Г.Д. Ивлев, Е.И. Гацкевич

### **23. Кратность поражения нанокристаллов как фактор, определяющий эффективность гашения фотолюминесценции в нанокристаллических системах при ионном облучении**

В.А. Стучинский, С.Г. Черкова, Г.А. Качурин, Д.В. Марин  
*Институт физики полупроводников СО РАН, Новосибирск*

### **24. Электронный транспорт через многослойные нанопериодические структуры SiO/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и имплантированные кремнием оксидные слои Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, SiO<sub>2</sub> и ZrO<sub>2</sub>**

А.В. Ершов<sup>1)</sup>, А.И. Машин<sup>1)</sup>, А.Н. Михайлов<sup>2)</sup>, А.И. Белов<sup>1)</sup>, И.А. Чугров<sup>1)</sup>, А.Б. Костюк<sup>1)</sup>,  
Е.С. Демидов<sup>1)</sup>, Д.И. Тетельбаум<sup>2)</sup>

<sup>1)</sup> *Нижегородский государственный университет им. Н. И. Лобачевского, Нижний Новгород*

<sup>2)</sup> *Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород*

### **25. О механизмах фотолюминесценции кремния, наноструктурированного ионным облучением при дозах, близких к дозе аморфизации**

Ю.А. Менделева, А.И. Белов, Д.И. Тетельбаум  
*Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород*

### **26. Моделирование структуры и получение кремниевых кластеров**

А.В. Нежданов, А.И. Машин, В.Г. Шенгуров, И.В. Услугин  
*Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород*

### **27. Формирование системы вертикальных нанотрубок состава Si<sub>x</sub>O<sub>y</sub> в кремниевой пластине, имплантацией гелия и обработкой в плазме кислорода**

А.В. Францкевич<sup>1)</sup>, А.К. Федотов<sup>2)</sup>, В.С. Кулинкаускас<sup>3)</sup>, А.В. Мазаник<sup>2)</sup>, Н.В. Францкевич<sup>1)</sup>,  
С.И. Шеденков<sup>1)</sup>

<sup>1)</sup> *Белорусский национальный технический университет, Минск, Республика Беларусь*

<sup>2)</sup> *Белорусский государственный университет, Минск, Республика Беларусь*

<sup>3)</sup> *Московский государственный университет, Москва*

### **28. Исследование диэлектрических структур Si/Si<sub>x</sub>O<sub>y</sub>/Si и Si/Si<sub>x</sub>N<sub>y</sub>/Si, методами РОР, ВИМС, СЭМ и ПЭИП в СЭМ**

А.В. Францкевич

## ДОКЛАДЫ 2 СТЕНДОВОЙ СЕССИИ

### СЕКЦИЯ 4

#### 29. Электрические свойства диоксида титана ( $\text{TiO}_2$ ), имплантированного ионами кобальта и аргона

В.В. Базаров<sup>1)</sup>, Р.И. Хайбуллин<sup>1)</sup>, Л.Р. Тагиров<sup>2)</sup>, В.Ф. Валеев<sup>1)</sup>, В.Н. Нуждин<sup>1)</sup>,  
И.А. Файзрахманов<sup>1)</sup>

<sup>1)</sup> Казанский физико-технический институт им. Е.К. Завойского КазНЦ РАН, Казань

<sup>2)</sup> Казанский государственный университет, Казань

#### 30. Formation of Nanostructures on Rutile ( $\text{TiO}_2$ ) Surface under Low-Energy Cluster and High-Energy Monoatomic Ion Implantation

S. Vučković<sup>1)</sup>, J. Jensen<sup>2)</sup>, V.S. Chernysh<sup>3)</sup> and V.N. Popok<sup>1)</sup>

<sup>1)</sup> University of Gothenburg, Gothenburg, Sweden

<sup>2)</sup> Uppsala University, Uppsala, Sweden

<sup>3)</sup> Moscow State University, Moscow, Russia

#### 31. Магнитные свойства монокристаллических пластинок титаната стронция ( $\text{SrTiO}_3$ ), имплантированных ионами кобальта

Ю.И. Гатиятова<sup>1)</sup>, Р.И. Хайбуллин<sup>1)</sup>, В.Ф. Валеев<sup>1)</sup>, Р.Г. Гатиятов<sup>1)</sup>, Ш.З. Ибрагимов<sup>2)</sup>,  
И.А. Файзрахманов<sup>1)</sup>, Л.Р. Тагиров<sup>1,2)</sup>

<sup>1)</sup> Казанский физико-технический институт им. Е.К. Завойского КазНЦ РАН, Казань

<sup>2)</sup> Казанский государственный университет, Казань

#### 32. Решение задачи о диффузии имплантата в процессе ионно-лучевого синтеза ферромагнитных полупроводников на основе диоксида титана

А.А. Ачкеев<sup>1)</sup>, Р.И. Хайбуллин<sup>2)</sup>, Л.Р. Тагиров<sup>1,2)</sup>

<sup>1)</sup> Казанский государственный университет, Казань

<sup>2)</sup> Казанский физико-технический институт им. Е.К. Завойского КазНЦ РАН, Казань

#### 33. Модификация люминесцентных свойств редкоземельных элементов в пленках вольфрам-теллуридного стекла путем облучения ионами $\text{Si}^+$ или плавления стекла в пористый кремний

Е.С. Демидов<sup>1)</sup>, А.Н. Михайлов<sup>2)</sup>, А.И. Белов<sup>1)</sup>, Д.А. Лаптев<sup>1)</sup>, Ю.И. Чигиринский<sup>2)</sup>, Ю.А. Дудин<sup>2)</sup>, А.Н. Шушунов<sup>2)</sup>, Д.И. Тетельбаум<sup>2)</sup>

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

<sup>2)</sup> *Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород*

#### **34. Изменения структуры пленок Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> на кремнии после облучения ионами Si<sup>+</sup> и последующих отжигов**

А.И. Белов<sup>1)</sup>, А.В. Ершов<sup>2)</sup>, А.Н. Михайлов<sup>1)</sup>, Е.А. Пителимова<sup>2)</sup>, С.М. Планкина<sup>2)</sup>,  
В.Н. Смирнов<sup>2)</sup>, Д.И. Тетельбаум<sup>1)</sup>

<sup>1)</sup> *Научно-исследовательский физико-технический институт ННГУ, Нижний Новгород*

<sup>2)</sup> *Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород*

#### **35. Комбинационное рассеяние света структур «кремний на сапфире» при импульсных световых воздействиях**

М.В. Захаров, Н.В. Курбатова, М.Ф. Галяутдинов, Я.В. Фаттахов

*Казанский физико-технический институт им. Е. К. Завойского КазНЦ РАН, Казань*

#### **36. ЭПР и фотолюминесценция в пиролитических пленках нитрида кремния, подвергнутых ионному облучению**

Е.С. Демидов, Н.А. Добычин, В.В. Карзанов, М.О. Марычев, В.В. Сдобняков

*Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород*

#### **37. Управление системой дефектов в ионно-синтезированных слоях нитрида кремния**

Е.С. Демидов, Н.А. Добычин, В.В. Карзанов, В.В. Сдобняков

*Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород*

#### **38. Влияние радиационных нарушений на структуру высокоориентированного пирографита**

Н.Н. Андрианова, А.М. Борисов, Ю.С. Виргильев, Е.С. Машкова, Н.Л. Семенова

*Научно-исследовательский институт ядерной физики Московского государственного университета, Москва*

#### **39. Модифицирование поверхностного слоя углеродных материалов высокодозным ионным облучением – 15 мин.**

Н.Н. Андрианова, Л.Д. Богомолова, А.М. Борисов, Н.А. Красильникова, В.С. Куликаускас,  
Е.С. Машкова, В.В. Тарасова

*Научно-исследовательский институт ядерной физики Московского государственного университета, Москва*

## СЕКЦИЯ 5

### **40. Исследование каталитических свойств германия, имплантированного ионами кобальта**

В.В. Базаров, В.Ф. Валеев, В.Н. Нуждин, Ю.Н. Осин, Н.М. Сулейманов, С.М. Хантимеров, И.А. Файзрахманов  
*Казанский физико-технический институт им. Е.К. Завойского КазНЦ РАН, Казань*

### **41. Введение примеси редкоземельных элементов в оптические волокна ионно-плазменной обработкой**

А.М.Назаров  
*Ташкентский Государственный технический университет, Ташкент, Узбекистан*

### **42. Моделирование нейтронного воздействия на SiGe гетероструктуры**

З.Ф. Красильник<sup>1)</sup>, Е.В. Волкова<sup>2)</sup>, А.В. Новиков<sup>1)</sup>, С.В. Оболенский<sup>2)</sup>, В.В. Платонов<sup>3)</sup>  
<sup>1)</sup> *Институт физики микроструктур РАН, Нижний Новгород*  
<sup>2)</sup> *Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород*  
<sup>3)</sup> *Саровский физико-технический институт, Саров, Нижегородская область*

### **43. Моделирование радиационно-стимулированного теплового пробоя в мощном биполярном транзисторе с учетом разогрева электронного газа**

А.С. Пузанов, С.В. Оболенский  
*Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород*

### **44. Физические и физико-химические основы КНИ-фликкер-шумовых газовых сенсоров**

М.И.Маковийчук<sup>1)</sup>, А.А. Чапкевич<sup>2)</sup>  
<sup>1)</sup> *Ярославский филиал физико-технологического института РАН, Ярославль*  
<sup>2)</sup> *Физический факультет МГУ им. М.В.Ломоносова, Москва*

### **45. Роль адсорбции воды и деформации окисленных катодов в туннельной эмиссии электронов**

С.Н.Нагорных  
*Нижегородский педагогический университет, Нижний Новгород*

## **Современное состояние технологии ионной имплантации (по материалам 17-той Международной конференции по технологии ионной имплантации, Монтерей, США, 8-13 июня 2008 г.)**

А.Ф. Вяткин

*Институт проблем технологии микроэлектроники и особо чистых материалов  
РАН, Черноголовка, Московская область*

Международная конференция по технологии ионной имплантации традиционно служит ведущим форумом ученых из всех стран мира, на котором обсуждаются последние достижения по всем аспектам ионной имплантации, включая фундаментальные проблемы взаимодействия ионов с твердыми телами и инженерные проблемы применения в производстве последних разработок имплантационных машин и систем. На конференции, которая состоялась 8-13 июня 2008 года в Монтере, США, был рассмотрен широкий круг тем, в том числе процессы легирования, технологии имплантации, материаловедения, процессы контроля и определения выхода годных изделий, новые области применения ионной имплантации. Особое внимание было уделено процессам формирования сверхмелких p-n переходов, а в рамках этой темы – вопросам использования кластерных пучков и иммерсионной плазмы (Larry Larson, Sematech, Benjamin Colombeau, Chartered Semiconductor Manufacturing). Рассмотрены исторические аспекты создания и развития ионных имплантеров для полупроводниковой промышленности (Dave Armour, University of Salford). Обсуждены появившиеся в последнее время новые термины, описывающие новые технологические процессы, такие как бездиффузионный отжиг в кремниевых технологиях (Thomas Hoffman, IMEC). Новые взгляды на давно известные процессы твердофазной эпитаксиальной рекристаллизации продемонстрированы в докладе Kevin Jones, University of Florida. Использованию радиационных дефектов в литографических задачах посвящен доклад Konstantin Bourdelle, Soitec. Применение имплантации углеродных ионов для решения терапевтических проблем раковых заболеваний проанализировано в докладе Masayuki Muramatsu, National Institute of Radiological Sciences, Japan. Поштучная ионная имплантация для целей контроля флуктуаций пробегов ионов в твердых телах обсуждена в докладе Takahiro Shinada, Waseda University.

В целом, представленные на конференции доклады отражают современное состояние технологии ионной имплантации. Оставаясь главным технологическим процессом в современной микроэлектронике, ионная имплантация открывает для себя новые направления исследований и практических применений.

## Накопление структурных нарушений в полупроводниках, облучаемых небольшими кластерными ионами

А.И. Титов<sup>1)</sup>, А.Ю. Азаров<sup>1)</sup>, П.А. Карасёв<sup>1)</sup>, С.О. Кучеев<sup>2)</sup>

<sup>1)</sup> Государственный политехнический университет, Санкт-Петербург

<sup>2)</sup> Lawrence Livermore National Laboratory, Livermore, USA

Имплантация молекулярных и кластерных ионов открывает дополнительные возможности для понимания влияния плотности каскадов смещений на эффективность введения устойчивых структурных нарушений в полупроводники. Многочисленные предыдущие исследования показали, что эта плотность может оказывать существенное влияние на процесс ионного повреждения. Однако количественный анализ такого влияния до сих пор не был сделан.

В настоящей работе исследовалось накопление структурных нарушений в Si, SiC, GaN и ZnO при их облучении при комнатной температуре ионами PF<sub>n</sub> (n = 0, 2, 4) с энергией 1.3 кэВ/атом. Условия облучения были выбраны таким образом, чтобы единственным различием при имплантации атомарных и кластерных ионов было только то, что атомарные ионы падают на поверхность образца в случайных точках, а атомы, составляющие кластерный ион, соударяются с поверхностью в одном и том же месте.

Для проведения количественного анализа экспериментальных данных предложен метод определения усреднённой плотности индивидуальных каскадов столкновений, учитывающий образование отдельных субкаскадов. Метод позволяет рассчитывать параметры, как для атомарных, так и для кластерных ионов. Он основан на статистическом анализе выходных данных стандартной программы TRIM, которые содержат пространственные координаты всех вакансий, создаваемых отдельным ионом или компонентом кластерного иона.

Оказалось, что во всех случаях возрастание плотности каскадов влияет на характер накопления повреждений. Однако это влияние оказалось существенно различным для разных материалов. Для Si и SiC увеличение плотности энергетических пиков приводит к росту эффективности повреждения в области, где каскады компонентов молекулярных ионов перекрываются. Для ZnO формирование устойчивых нарушений в объёме не зависит от плотности каскадов смещений, но эта плотность является определяющим параметром для возникновения промежуточного (между объёмным и поверхностными пиками) максимума на распределении повреждения по глубине. Наконец, в случае GaN рост плотности смещений приводит как к увеличению скорости нарастания поверхностного аморфного слоя, так и к усилению образования устойчивых нарушений в объёме материала. При анализе кроме данных по имплантации ионов PF<sub>n</sub> использовались также результаты, полученные другими авторами для других ионов.

Два механизма могут быть ответственны за увеличение эффективности образования дефектов при возрастании плотности каскадов смещений. Первый механизм – это образование нелинейных энергетических пиков, а второй – нелинейность процессов вторичного дефектообразования. В частности, динамический отжиг играет основную роль при имплантации в Si небольших кластеров лёгких атомов, в то время как нелинейные энергетические пики приводят к сильной зависимости от каскадной плотности образования устойчивых нарушений при внедрении в GaN тяжёлых ионов.

Работа поддержана грантом РФФИ 08-08-00585



## Методика расчёта плотности смещений в усреднённых индивидуальных каскадах столкновений тяжёлых и кластерных ионов с веществом

П.А. Карасёв, А.И. Титов, А.Ю. Азаров  
*Санкт-Петербургский государственный политехнический университет,  
Санкт-Петербург, Россия*

Пучки ускоренных ионов являются одним из наиболее полезных и удобных инструментов для модификации и анализа свойств различных материалов. Однако такое облучение всегда сопровождается образованием структурных нарушений. Одним из ключевых параметров этого процесса является плотность смещений в индивидуальных каскадах, создаваемых ионами. При достаточно большой плотности, количество нарушений после стабилизации каскада, может быть не прямо пропорционально энергии, израсходованной ионом, что должно приводить к росту числа устойчивых дефектов. Зависимость эффективности дефектообразования от данного параметра пока количественно не исследована. Ввести определение этой плотности само по себе является непростой задачей. Попытки количественного анализа плотности смещений в усреднённых индивидуальных каскадах производились ранее [1] при недостаточно разработанном аппарате. Кроме того, ситуация с определением такой плотности дополнительно осложняется, если каждый ион создаёт не единый каскад, а несколько субкаскадов, что особенно существенно для тяжёлых и кластерных ионов. Недавно [2] была предложена более реалистичная методика расчётов плотности смещений в энергетических пиках. Однако и она не принимает во внимание возможность формирования субкаскадов.

В настоящей работе предложен и осуществлён алгоритм, позволяющий рассчитать плотности смещений в усреднённых индивидуальных каскадах, состоящих из нескольких отдельных субкаскадов. В качестве исходных данных для расчётов используются пространственные распределения вакансий для отдельных одноатомных каскадов, получаемые из стандартной программы TRIM [3]. В результате статистической обработки большого числа таких распределений по предлагаемому алгоритму удаётся получать, как усреднённые плотности, так и отклонения центров каскадов от первоначального направления движения иона в функции от глубины. Для анализа случаев бомбардировки кластерными ионами реализована модификация алгоритма, использующая в качестве входных данных комбинацию наборов вакансий, сформированных несколькими атомарными ионами, случайным образом выбираемых из имеющихся наборов. Представлены результаты расчетов плотности каскадов смещений, полученные для случаев имплантации ионов  $PF_n$  в ряд полупроводниковых материалов.

Работа поддержана грантом РФФИ 08-08-00585

1. D. A. Thompson // Radiat. Effects, **56**, 105 (1981).
2. A.Yu. Azarov, S.O. Kuchyev, A.I. Titov, P.A. Karaseov // J.Appl.Phys. **102**, 083547 (2007)
3. <http://www.srim.org/>

# Effects on Energetic Impact of Argon Clusters with Various Surfaces: Experiments and Modelling

V.N. Popok<sup>1)</sup>, S. Vučković<sup>1)</sup>, E.E.B. Campbell<sup>1,2)</sup>, J. Samela<sup>3)</sup>, K. Nordlund<sup>3)</sup>

<sup>1)</sup> *University of Gothenburg, Gothenburg, Sweden*

<sup>2)</sup> *Edinburgh University, Edinburgh, Scotland*

<sup>3)</sup> *University of Helsinki, Helsinki, Finland*

In the last two decades there has been considerable progress in cluster science as well as in experimental methods that nowadays provide well controlled beams of clusters of various species that can be used for the synthesis and modification of structures on the nm-scale [1]. However, energetic cluster impact with solid is fundamentally different from conventional ion implantation. Clusters generate multiple-collision effects. There is significant influence of mutual interaction of cluster constituents on the development of collision cascade etc. Many of these phenomena are not well studied so far.

The formation of surface nanostructures is studied on impact of small and medium-size keV-energy argon clusters with various substrates (silicon, sapphire, rutile, graphite). The obtained results show significant difference in formation of the nanostructures depending on type of the target material, in particular on its composition, structure, density, melting point and thermal conductivity as well as on the implantation conditions (cluster size and energy) [2]. The experiments were complemented by molecular dynamics (MD) simulations that led to the development of models on hillock and complex crater formation. Our recent study has shown the role of thin surface layer presented on top of bulk target, for instance in SiO<sub>2</sub>/Si structures. The development of the cluster collision cascade is highly affected by presence of the interface. In particular, it leads to the enhanced lateral moments of target atoms that may originate the formation of surface waves in the small local volume melted by high-energy transfer on the cluster impact [3]. It was found, that presence of the oxide layer favours formation of complex structures while in pure silicon the simple structures, like craters and hillocks, are predominantly formed.

Effects on impact of keV-energy Ar clusters with graphite are different from those with other crystalline materials because of layered structure and more elastic respond of the graphite lattice to cluster impacts. The violent interaction of an accelerated cluster with a target leads to extremely high local temperatures and pressures (few thousands K and few GPa) at the impact spot. According to the phase diagram of carbon these temperatures and pressures correspond to the diamond phase. Recent MD simulations predict a significant fraction of *sp*<sup>3</sup>-hybridized carbon atoms in the collision cascades originated by keV-energy medium size Ar clusters. Thus, the formation of diamond-like carbon nanosize inclusions can be expected on energetic cluster impact with graphite. This phenomenon is currently under study.

1. V.N. Popok, E.E.B. Campbell, Rev. Adv. Mater. Sci. **11**, 19 (2006).
2. S.V. Prasalovich, V.N. Popok, P. Person, E.E.B. Campbell, Eur. Phys. J. D **36**, 79 (2005).
3. J. Samela, K. Nordlund, V.N. Popok, E.E.B. Campbell, Phys. Rev. B **77**, 075309 (2008).

# **Импульсные мощные ионные пучки и их применение в области материаловедения**

Г.Е. Ремнев

*НИИ Высоких напряжений Томского политехнического университета, г. Томск*

Доклад посвящен обзору состояния работ по применению импульсных мощных ионных пучков в области материаловедения. Эти работы развиваются в настоящее время, в основном, в США, России, Японии, Китае. Импульсные мощные ионные пучки (МИП) являются эффективным и перспективным инструментом в разработке новых технологических процессов в различных отраслях промышленности. Параметры пучков используемых в исследованиях и некоторых областях практического применения охватывает достаточно широкий диапазон: энергия  $10^5 - 10^6$  эВ, плотность мощности  $10^6 - 10^9$  Вт/см<sup>2</sup>, длительность импульса  $10^{-8} - 10^{-6}$  с, состав пучка включает ионы углерода, газов, металлов. В сравнении с другими импульсными потоками энергии (импульсная плазма, лазерное излучение, импульсные электронные пучки) МИП обладают комбинацией характерных свойств: высокий коэффициент поглощения энергии, переносимой пучком при взаимодействии с веществом; высокий коэффициент преобразования энергии в энергию переносимую пучком; возможность имплантации ионов с одновременным тепловым воздействием; равномерно распределенные по глубине (от десятых долей до единиц мкм) линейные потери энергии. Всем импульсным потокам энергии при воздействии на металлические и полупроводниковые материалы свойственно формирование характерной поверхностной структуры, микрократеров.

Применения МИП основаны на нескольких эффектах: тепловое воздействие на тонкий поверхностный слой ( $\sim 0,1 - 1$  мкм) металлических материалов и полупроводников; короткоимпульсная имплантация с одновременным тепловым воздействием, обеспечивающим отжиг дефектов, образуемых при ионной имплантации; использование абляционной плазмы для импульсного осаждения тонких металлических и полупроводниковых пленок, синтеза наночастиц. В докладе обсуждается ряд направлений исследования развиваемых в различных лабораториях направленных на практическое использование источников МИП в области материаловедения.

## **Метод ионно-лучевой модификации материалов в микрофотонике**

М.Ю. Барабаненков

*Институт проблем технологии микроэлектроники и особочистых материалов  
РАН, Черноголовка, Московская область*

Метод ионной имплантации разрабатывался на протяжении десятилетий и является неотъемлемой частью технологических приемов модификации физико-химических свойств различных материалов. В том числе модификации и

оптических свойств, что естественно вовлекло метод ионной имплантации в новое направление, известное как микрофотоника.

В докладе дан обзор оптических элементов микрофотоники, их свойств и указаны возможности ионной имплантации при формировании оптически активных и пассивных элементов. В частности, рассмотрены следующие вопросы:

- возможность изготовления оптической индуктивности на основе формирования в слое, например, кремния случайно распределенного ансамбля включений другой фазы с отличной от кремния диэлектрической проницаемостью;
- применение сфокусированного ионного пучка для формирования кремниевых двумерных “прямых” (упорядоченная система стержней другой фазы, пронизывающих слой кремния или система трубок диоксида кремния в воздушном окружении) и инверсных (упорядоченная система цилиндрических пор) фотонных структур;
- микрофотонные элементы на основе КНИ структур (световоды, фильтры, зеркала, поворотные устройства, смесители и разветвители, интерферометры);
- трехмерные оптические системы, формируемые на основе базовой КНИ структуры последовательным нанесением полупрозрачной маски и облучения через маску ускоренными ионами кислорода;
- планарные системы спектрального уплотнения;
- модификация коэффициента преломления приповерхностной области диэлектриков для формирования волноводных слоев или создание сильно поглощающей свет приповерхностной области кремниевого слоя для увеличения эффективности фотодетекторов типа металл-диэлектрик-металл;
- ионно-стимулированная (ионное перемешивание) частотная подстройка спектра эмиссии лазерных гетероструктур;
- оптические детекторы на основе волноводных кремниевых слоев, легированных радиационными дефектами.

Работа поддержана грантом научной программы РАН "Создание и исследование свойств новых типов фотонных кристаллов на базе полупроводниковых и магнитных материалов для развития оптоэлектронных элементов инфокоммуникационных сетей" и грантом РФФИ № 06-07-89040-а.

## **Эффект дальнего действия, как отклик твердого тела на энергетические потоки малой интенсивности**

Д.И. Тетельбаум

*Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского*

Термин «эффект дальнего действия» (ЭД) (не вполне удачный, но укоренившийся) появился в начале 70-х годов прошлого века для обозначения аномально глубокого (с точки зрения «классических» представлений) проникновения дефектов (и примесей) при ионном облучении твердых тел. Позднее это понятие было распространено и на другие воздействия на твердые тела, такие, как механическая и химическая обработка поверхности, трение, облучения различными видами ионизирующих излучений и т.д. Следует отметить, что объединение столь разнородных явлений в один класс не всегда правомерно и может служить источником некоторой путаницы. По нашему мнению, необходимо различать «сильные» и «слабые» воздействия (хотя не во

всех случаях границу между теми и другими можно четко определить). При «сильных» воздействиях (например, при облучении мощными пучками заряженных частиц или фотонов (лазерное облучение) основную роль в распространении области изменения свойств на большие расстояния в твердых телах играют более или менее изученные явления типа ударных волн размножений и движения дислокаций при локальной пластической деформации и др. При «слабых» воздействиях подобные механизмы обычно не адекватны, поэтому интерпретация становится более трудной. (Для краткости назовем этот класс явлений ЭД второго рода). Попытки теоретической интерпретации, да и само существование ЭД второго рода, часто вызывают скептическое отношение. Между тем, в последнее время по ЭД второго рода накоплен столь обширный экспериментальный материал, что отрицать наличие этого эффекта абсолютно невозможно. Другое дело, что разработка моделей его находится все еще в начальной стадии, и этот аспект может и должен дискутироваться.

В данном сообщении речь идет в основном о двух разновидностях ЭД второго рода – при облучении относительно малыми дозами ионов (обычно менее  $10^{16}$  см<sup>-2</sup>) и световыми пучками с низкой интенсивностью (при плотностях мощности менее 1–10 Вт/см<sup>2</sup>). Именно для этих случаев получено наибольшее количество «странных» закономерностей. В сообщении приведены основные закономерности при облучении металлов и полупроводников ионами и светом, указаны общие черты и индивидуальные особенности, характеризующие зависимости изменения свойств от различных факторов – дозы, скорости набора дозы, использования непрерывного или прерывистого режимов облучения, наличия оксидных пленок и т.д. Показано, что некоторые закономерности, наблюдаемые при облучении светом, могут быть воспроизведены путем создания потоков тепловой энергии через образец при нагреве и охлаждении, тогда как повышение температуры в ЭД при облучении светом может практически отсутствовать.

На основе обобщения экспериментального материала формулируется общий подход к ЭД второго рода как к реакции твердого тела на слабые воздействия. Реакция заключается в возбуждении деформационных волн и их действии на систему дефектов.

## **К вопросу о механизме фотостимулированных явлений в металлах**

А.А. Колотов, В.Я. Баянкин, Ф.З. Гильмутдинов  
*Физико-технический институт УрО РАН, Ижевск*

Исследованию фотомеханического эффекта (ФМЭ), т.е. изменению микротвердости под действием светового облучения посвящено значительное число работ [1-4]. Открытый впервые на полупроводниковых материалах, ФМЭ привлек к себе пристальное внимание. Несколько позже ФМЭ был обнаружен и на ионных кристаллах, а в дальнейшем и в металлах [1]. Несмотря на значительное число работ в этой области, четкого представления о природе наблюдаемых эффектов до сих пор нет.

По одной из гипотез, ФМЭ обусловлен особыми свойствами поверхностного слоя вещества и определенным образом связан с наличием,

видимо, расположенных в дефектных местах кислородо-водородных комплексов. Таким образом, причины ФМЭ следует искать в специфике поведения примесных атомов (вероятнее всего, атомов кислорода и водорода) в поверхностных слоях вещества [3,4].

В качестве объектов исследования использовались прокатанные фольги Ni, Cu, 40%Ni-60%Cu, Ta, W толщиной 30 мкм. Облучение образцов производилось галогенными лампами мощностью 100 Вт на воздухе при фиксированном расстоянии от лампы до образца. Микротвердость измерялась на приборе ПМТ-3. Для изучения электронной структуры применялся метод рентгеноэлектронной спектроскопии (РЭС). Распределение компонентов по глубине поверхностных слоев, до и после облучения, исследовалось методом вторичной ионной масс-спектрометрии (ВИМС). Результаты проведенных экспериментов показывают изменение микротвердости и элементного состава поверхностных слоев облучаемых фольг. Эти изменения в значительной степени зависят от рода облучаемого материала. Методом РЭС исследована электронная структура внутренних уровней атомов, на которых отмечается ряд отличий, свидетельствующих об изменении характера межатомного взаимодействия элементов, входящих в состав исследуемого сплава. Показана роль адсорбированных на поверхности атомов (в частности атомов кислорода). Сравнивая результаты измерения микротвердости для различных металлов была обнаружена достаточно четкая закономерность: величина относительного изменения микротвердости  $\left[\frac{\Delta H}{H_0}\right]$  коррелирует с энергией образования основных оксидов исследуемых металлов ( $-\Delta H^0$ ). Основываясь на полученных результатах, а также используя литературные данные, обсуждаются механизмы наблюдаемых явлений.

Работа выполнена при финансовой поддержке интеграционного проекта  
ФТИ УрО РАН и ИФПМ СО РАН

1. Тетельбаум Д.И., Азов А.Ю., Голяков П.И. // Письма в ЖТФ. Т. 29. В. 2. 2003. С. 35–41.
2. Кузьмено П.П. и др. // ФТТ. 1962. Т. 4. В. 10. С. 2656–2659.
3. Герасимов А.Б. и др. // Физика и техника полупроводников. 2001. Т. 35. В. 1. С. 70-74.
4. Новиков Н.Н. // Украинск. физический журнал. 1972. Т. 17. № 5. С. 724-733.

### **Влияние магнитных и электрических полей на динамику изменений микротвердости кремния, индуцируемых низкоинтенсивным бета-облучением**

Головин Ю.И., Дмитриевский А.А., Сучкова Н.Ю.,  
Толотаев М.Ю., Васюков В.М., Кузнецов П.М.

*Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, Тамбов*

Кремний постепенно начинает занимать лидирующие позиции в области нанотехнологий, становясь конструкционным материалом. На его основе изготавливаются микромашины, MEMS/NEMS, сенсоры и др. В связи с этим,

актуальным становится изучение его механических свойств (твердость, ползучесть, модуль Юнга и др.) под действием различных внешних факторов. Значительный интерес вызывают немонотонные изменения микротвердости  $H$ , индуцируемые низкоинтенсивным облучением [1-3]. Природа подобных эффектов до сих пор остается невыясненной. Комбинирование слабых радиационных, магнитных и электрических полей с одной стороны может дать новую информацию о механизмах радиационного дефектообразования в условиях низкоинтенсивного облучения, с другой стороны приближает к естественным условиям эксплуатации кремниевых устройств.

Для облучения образцов в экспериментах использовали источники на основе  $^{90}\text{Y} + ^{90}\text{Sr}$  с интенсивностью в интервале  $10^5 \dots 3 \times 10^6 \text{ cm}^{-2}\text{s}^{-1}$ . Индукция постоянного и переменного магнитного поля (МП) варьировалась в интервале  $0 \dots 2 \text{ Т}$  и  $0 \dots 25 \text{ Т}$  соответственно. Экспозиция образцов в электрическом поле (ЭП) осуществлялась в «плоском конденсаторе», одна из обкладок которого была выполнена в виде мелкой сетки, через которую производилось облучение. Тестирование  $H$  осуществлялось на микротвердомере ПМТ-3 и на нанотвердомере Shimadzu.

Обнаружено влияние постоянного (при одновременном действии с облучением) и импульсного (действующего на стадии первого бета-индуцированного разупрочнения) МП на процесс преобразования подсистемы вторичных радиационных дефектов, ответственных за изменение микротвердости. Показана возможность повышения радиационной стойкости кремния посредством магнитного поля.

Обнаружено, что «наложение» ЭП напряженностью  $E=500 \text{ V/cm}$  приводит к изменению времен облучения, при которых наблюдаются характерные стадии бета-индуцированного изменения  $H$ . Показано, что знак эффекта зависит от взаимной ориентации вектора напряженности ЭП и направления потока бета-частиц. Установлено пороговое значение напряженности ЭП ( $E=350 \text{ V/cm}$ ), ниже которого эффект не проявляется. Предложен механизм влияния ЭП на процесс формирования (в условиях низкоинтенсивного облучения) вторичных радиационных дефектов, ответственных за W-образное изменение  $H$  кремния.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (гранты № 08-02-97512 и № 06-02-96316).

Литература:

1. Golan G., et. al. // Microelectronics Reliability. 1999. № 39, С. 1497-1504.
2. Тетельбаум Д.И., Баянкин В.Я. // Природа. 2005. № 4, С. 9-17.
3. Головин Ю.И., и др. // ФТТ. 2006. Т. 48. № 2, С. 262-265.

## **Моделирование каскадов столкновений в двухслойной подложке при ионном облучении**

А.Ю. Дроздов, В.Я. Баянкин

*Физико-технический институт УрО РАН, Ижевск*

Метод молекулярной динамики на основе многочастичных потенциалов атом-атомного взаимодействия позволяет корректно описывать все стадии образования дефектов кристаллической решетки, включая рекомбинацию

нестабильных дефектов в низкоэнергетическом столкновительном каскаде атомов при ионном облучении[1]. Значительный интерес представляет рассмотрение механизмов образования дефектов в приповерхностных областях легких кристаллических и неупорядоченных мишеней при их бомбардировке тяжелыми ионами, когда столкновительные эффекты дополняются влиянием поверхности, выражающемся в образовании радиационно-адсорбированных атомов и поверхностных вакансий[2,3].

В данной работе выполнено молекулярно-динамическое моделирование атомных каскадов столкновений, инициируемых нормально падающими на поверхность двухслойного кристалла ионами с энергией 25, 50 и 100 eV. Начальные координаты ионов, падающих в заданную область поверхности, вычислялись по закону случайных чисел[4]. Модельный кристаллит состоял из двух слоев различных металлов. Применялись периодические граничные условия. Атом-атомные взаимодействия описывались многочастичным потенциалом. Уравнения движения частиц решались методом Гира, при этом шаг интегрирования по времени не превышал 3 fs. Температура моделировалась путем задания на границах кристаллита слоя с постоянной температурой, который поглощал также привносимую ионом в кристалл энергию. Во всех случаях было проведено по 100 расчетов столкновительных каскадов, каждый из которых отслеживался в исходном кристаллите в течение 4 ps.

Приведены данные об образовании вакансий, радиационно-адсорбированных и межузельных атомов в каскаде. Обсуждается влияние коллективного торможения ионов в результате одновременного взаимодействия иона с 2-3 выбитыми им из положений равновесия атомами подложки.

Работа выполнена при финансовой поддержке интеграционного проекта  
ФТИ УрО РАН и ИФПМ СО РАН

Корнич Г.В., Бетц Г., Бажин А.И. // ФТТ. 2001. Т.43, Вып.1, С. 30 - 34.  
Комаров Ф.Ф. Ионная имплантация в металлы. М.: Металлургия, 1990. 216 с.  
Gades H., Urbassek H.M. // Phys. Rev. B50. 1994. 11 167.  
Betz G., Pellin M.J., Burnett J.W., Gruen D.M. // Nucl. Instr. Meth. B58 1991. 429.

## **Инженерия дефектов в имплантационной технологии Si светодиодов**

Н.А. Соболев

*Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург*

В докладе обобщаются результаты по развитию физических основ технологии, основанной на ионной имплантации и последующем термическом отжиге, для разработки Si светоизлучающих структур (СИС) с люминесценцией редкоземельных ионов  $\text{Er}^{3+}$  и  $\text{Ho}^{3+}$  и дислокационной люминесценцией (ДЛ) [1-4]. Развитие концепции инженерии дефектов в технологии СИС позволило установить закономерности и выявить особенности, возникающие в спектрах люминесценции и протяженных дефектов при изменении условий имплантации ионов Er, Dy, Ho, O, Si и последующего отжига, и создавать СИС с желательным спектром оптически активных центров и протяженных структурных дефектов. Для СИС с ДЛ найдены технологические условия, при которых в



светоизлучающем слое вводится только один тип протяженных структурных дефектов (петли Франка, совершенные призматические петли или чисто краевые дислокации), что позволило исследовать корреляцию между концентрацией протяженных дефектов определенного типа и интенсивностью линий ДЛ. Выявлена определяющая роль собственных точечных решеточных дефектов в зарождении и трансформации протяженных структурных дефектов и оптически активных центров. Существенные достоинства рассматриваемого метода заключаются в его совместимости с промышленной микроэлектронной технологией, однородном распределении светоизлучающих центров и протяженных структурных дефектов по всей площади Si пластин большого диаметра. Исследована эффективность возбуждения люминесценции в СИС с люминесценцией ионов  $\text{Er}^{3+}$  и  $\text{Ho}^{3+}$  и ДЛ. Установлено, что эффективность возбуждения ДЛ представляющего наибольший интерес для практического применения так называемого D1 центра с длиной волны  $\sim 1.5$  мкм изменяется более чем на два порядка в структурах, приготовленных разными технологическими методами. Изготовлены высокоэффективные Si светодиоды с электролюминесценцией при комнатной температуре.

Работа частично поддержана РФФИ (проект 07-02-01462).

1. Sobolev N.A. // Solid State Phenomena. 2008. V.131-133. P.601-606.
2. Sobolev N.A. // Physica B. 2007. V.401-402. P.10-15.
3. Sobolev N.A et al. // Appl. Phys. Lett. 1998. V.72. No.25. P.3326-3328.
4. Emel'yanov A.M., Sobolev N.A., Yakimenko A.N. // Appl. Phys. Lett. 1998. V.72. No.10. P.1223-1225.

## **Формирование треков в слоях $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ – сплавов**

П.И. Гайдук

*Белорусский государственный университет, Минск*

При прохождении тяжелых ионов сверхвысоких энергий через твердые вещества (ряд диэлектриков, интерметаллидов и полупроводников) формируются треки – длинные узкие области с модифицированным структурно-фазовым составом. Образование треков происходит в тех областях, где электронные потери энергии ионов превышают пороговый уровень. В настоящем докладе будет сделан обзор и приведены результаты оригинальных исследований закономерностей формирования треков в SiGe-сплавах. Для демонстрации эффектов, связанных с прохождением быстрых тяжелых ионов в SiGe-сплавах, использована высокая чувствительность морфологии прерывистых треков вблизи порога их формирования.

2 мкм слои эпитаксиального сплава  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$  ( $0 < x < 1$ ) выращивали методом МЛЭ на пластинах (001)-Si p-типа проводимости. Для релаксации напряжений использовали буферы переменного состава, часть образцов легировали As до концентрации выше предела равновесной растворимости. Образцы облучали ионами  $\text{U}^{238}$  с энергией 0.7 - 2.64 ГэВ до дозы  $(1-5) \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$  с плотностью тока  $2 \times 10^8 \text{ см}^{-2} \text{ с}^{-1}$  при 300 °С. Облучение проводилось сквозь фольгу Al толщиной 47 мкм или 67 мкм, или в незащищенные образцы, что соответствовало различным

скоростям входящих ионов при приблизительно одинаковой величине электронных потерь энергии ( $\sim 33$  кэВ/нм).

С помощью методов просвечивающей электронной микроскопии исследованы процессы формирования и эволюции треков и других протяженных дефектов структуры в слоях  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ -сплавов при их облучении ионами  $\text{U}^{238}$ . Установлено, что формирование прерывистых треков определяющим образом зависит от скорости ионов, композиционного состава  $\text{SiGe}$ -сплавов, уровня легирования и толщины облучаемых фольг. Проведены детальные исследования морфологии и атомной структуры внутритрековых областей, термической стабильности трековых дефектов, а также преципитации примеси в пересыщенных сплавах  $\text{SiGeAs}$ . Результаты исследований интерпретированы в рамках представлений о формировании термических пиков, плавлении трековых областей с их последующим сверхбыстрым затвердеванием.

## **Модификация имплантированных полупроводников импульсными пучками излучений**

Р.М. Баязитов

*Казанский физико-технический институт им. Е.К.Завойского КазНЦ РАН,  
Казань*

Воздействие на имплантированные полупроводники мощными импульсными световыми, электронными или ионными пучками является эффективным методом устранения радиационных дефектов, создания сильнолегированных эпитаксиальных слоев и тонкопленочных соединений. К настоящему времени обработка световыми пучками в миллисекундном-секундном диапазонах длительности импульса широко используется в микроэлектронике как «быстрый термический отжиг». Что касается микро- и наносекундного диапазонов, возможности метода изучены недостаточно, поскольку сильно зависят от вида и энергии излучения, определяющих пространственное распределение выделенной в материале энергии, а также от длительности и плотности энергии импульса.

В данной работе рассмотрены особенности структуры, перераспределения примесей, формирования твердых растворов, а также синтеза соединений при импульсной обработке имплантированных кристаллов. Проведен анализ нестационарных температурных полей в имплантированных полупроводниках, обусловленных воздействием различных видов излучений. Показано, что в наносекундном диапазоне основным фактором, определяющим структуру, степень дефектности имплантированных слоев и поведение примесей является кинетика движения фронта кристаллизации из переохлажденного расплава.

Приведены результаты экспериментальных исследований структуры, поведения примесей и электрических свойств слоев кремния и арсенида галлия, имплантированных различными ионами с энергией до 100 кэВ и подвергнутых воздействию наносекундных лазерных, электронных и ионных пучков.

В зависимости от растворимости примеси в кристалле и дозы имплантации быстрая жидкофазная кристаллизация приводит к образованию пересыщенных твердых растворов либо сплошных и нанокристаллических слоев соединений. Характерной особенностью перераспределения малорастворимых примесей ( $\text{In}^+$ ,

Fe<sup>+</sup>, Er<sup>+</sup> в Si) является вытеснение к поверхности и стенкам образующейся ячеистой структуры. Процессы сегрегации в значительной мере подавляются при увеличении дозы имплантации.

## **Импульсная обработка кремния, имплантированного ионами эрбия**

Р.И. Баталов<sup>1)</sup>, Р.М. Баязитов<sup>1)</sup>, Д.И. Крыжков<sup>2)</sup>, Г.Д. Ивлев<sup>3)</sup>, П.И. Гайдук<sup>4)</sup>

<sup>1)</sup> Казанский физико-технический институт им. Е.К. Завойского КазНЦ РАН,  
Казань

<sup>2)</sup> Институт физики микроструктур РАН, Нижний Новгород

<sup>3)</sup> Институт физики им. Б.И. Степанова НАН Беларуси, Минск

<sup>4)</sup> Белорусский государственный университет, Минск

Легирование кремния атомами эрбия - один из перспективным путей создания светоизлучающих в области 1.5-1.6 мкм структур на основе кремния. Имплантация ионов эрбия с последующим высокотемпературным термическим отжигом является наиболее распространенным методом введения редкоземельной примеси в кремний. В тоже время использование импульсных наносекундных воздействий на имплантированные эрбием слои кремния, как альтернатива традиционному термическому отжигу, на данный момент остается малоизученным подходом.

В данной работе монокристаллы *n*-Si (100) были имплантированы ионами Er<sup>+</sup> с энергией  $E = 100$  кэВ в диапазоне доз  $\Phi = 10^{15}-10^{17}$  см<sup>-2</sup>. Отдельные кристаллы Si дополнительно имплантировались ионами кислорода (O<sup>+</sup>, 20 или 40 кэВ, 10<sup>17</sup> см<sup>-2</sup>). После имплантации образцы облучались лазерным ( $\lambda = 0.69$  мкм,  $\tau = 80$  нс) или ионным (C<sup>+</sup>, 300 кэВ, 50 нс) пучками при плотностях энергии импульса  $W = 1-2$  Дж/см<sup>2</sup> и далее исследовались методами просвечивающей электронной микроскопии, Резерфордского обратного рассеяния и фотолюминесценции. Динамика лазерного воздействия изучалась путём *in-situ* оптической диагностики облучаемой зоны.

Установлена зависимость микроструктуры и фазового состава слоев Si, а также глубинного перераспределение атомов Er в Si от дозы имплантации. При дозах  $\Phi < 5 \times 10^{16}$  см<sup>-2</sup>, импульсная обработка сопровождается эпитаксиальной рекристаллизацией аморфных слоев Si с образованием ячеистых структур с размерами до 150 нм. При этом примесь эрбия сосредоточена в стенках ячеек с толщиной до 10 нм, а также на поверхности в виде скоплений с размерами до 200 нм вследствие вытеснения примеси к поверхности (сегрегация). При высоких дозах ( $\Phi \sim 10^{17}$  см<sup>-2</sup>) образуются зерна дисилицида эрбия (ErSi<sub>2</sub>) с размерами до 50 нм в поликристаллической матрице Si. При этом диффузия атомов эрбия вглубь кристалла Si значительно превалирует над сегрегацией. Со-имплантация Si ионами O<sup>+</sup> и Er<sup>+</sup> также уменьшает эффект сегрегации и приводит к образованию нанокристаллических слоев Si с включениями наноразмерных преципитатов эрбия. Слои Si:Er, подвергнутые импульсной и термической обработке излучают в ближней ИК области (1-1.6 мкм) во всем исследованном диапазоне доз имплантации. Предполагается, что свечение высокодозных образцов обусловлено

«хвостовыми» участками профиля распределения эрбия, в которых концентрация атомов эрбия значительно ниже, чем у поверхности.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 08-02-01280 и Фонда содействия отечественной науке.

## **Радиационное дефектообразование и радиационное легирование в карбиде кремния при имплантации ионов водорода**

В.В.Козловский<sup>1)</sup>, О.В.Александров<sup>2)</sup>, А.А.Лебедев<sup>3)</sup>

<sup>1)</sup> *Санкт-Петербургский государственный политехнический университет*

<sup>2)</sup> *Санкт-Петербургский государственный электротехнический университет «ЛЭТИ»*

<sup>3)</sup> *Физико-технический институт им. А.Ф.Иоффе РАН*

Для карбида кремния, в отличие от кремния, информация о радиационном дефектообразовании и радиационном легировании намного скуднее и противоречивей [1, 2]. Это связано со значительными трудностями при выращивании материала и сильным различием исходных материалов.

В настоящей работе впервые проведено сравнение воздействия протонного облучения на образцы, изготовленные из FZ-Si и 4H-SiC (CVD). Электрические измерения на исходных и облученных образцах проводились по методу Ван дер Пау и вольт-емкостным методом. Дополнительно в случае SiC спектр вводимых уровней дефектов контролировался методом DLTS. Показано, что спектр радиационных дефектов (РД), вводимых в каждый политип карбида кремния, практически не зависит от технологии роста материала и уровня легирования. Это свидетельствует в пользу гипотезы о том, что РД в карбиде кремния являются дефектами собственного, а не примесного типа.

Исследован процесс радиационного легирования карбида кремния никелем при облучении системы Ni-SiC ионами водорода при температурах 600-800<sup>0</sup>С. Впервые разработана количественная модель пограничного взаимодействия силицидообразующего металла Ni с монокристаллическим SiC на основе эффекта Киркендалла и междоузельного механизма образования силицидов. Модель позволяет удовлетворительно описать основные свойства перераспределения компонентов при облучении системы Ni-SiC протонами при повышенных температурах, а именно: наличие протяженной реакционной зоны, превышение концентрации углерода над концентрацией кремния на границе с подложкой SiC, а также накопление углерода вблизи поверхности. Показано, что протонное облучение увеличивает коэффициент диффузии металла в 2.5÷5 раз и скорость химической реакции в 5÷10 раз. Изменение характеристик взаимодействия связывается с генерацией простейших РД – собственных междоузельных атомов и вакансий, ускоряющих диффузию и являющихся поставщиком свободного объема. Дополнительной причиной возрастания скоростей реакций может являться понижение энергетических барьеров реакций, связанное с процессами ионизации при облучении.

Работа выполнена при поддержке Швейцарского национального научного фонда (грант SNSF IB7420-111116).

1. Козловский В.В. Модифицирование полупроводников пучками протонов. СПб.: Наука, 2003.
2. Kozlovski V., Abrosimova V. Radiation Defect Engineering. Singapore: World Scientific, 2005.

## **Проблемы моделирования процессов адиабатической и неадиабатической релаксации в релаксационной оптике**

П.П.Трохимчук<sup>1,2)</sup>

<sup>1)</sup>Волынский национальный университет им. Леси Украинки,  
Луцк, Украина

<sup>2)</sup>Луцкий биотехнический институт Международного научно-технического  
университета, Луцк, Украина

Обсуждаются проблемы адиабатической и неадиабатической релаксации первичных возбуждений твердого тела под влиянием лазерного излучения. Эта проблема требует своего решения для таких эффектов релаксационной оптики, как лазерное легирование, разрушение твердых тел и лазерный отжиг ионноимплантированных полупроводников [1,2].

В зависимости от природы рассеяния (поглощения) света (на стабильных или метастабильных центрах) эта проблема имеет несколько способов решения. В примесной области поглощения, включая поглощение на свободных электронах целесообразно использовать квантовомеханическую методику расчета, которая была предложена и развита Вильямсом и Лэксом [3]. Однако эта методика подходит только для приближения Борна-Оппенгеймера. Это приближение справедливо лишь для соотношения между энергией кванта излучения  $h\nu$  и энергией активации соответствующего центра поглощения  $E_a$   $\frac{h\nu}{E_a} \leq 0,95$  [3], а

также для малых интенсивностей светового потока. Поэтому для процессов фотоионизации целесообразно использовать метод Релея–Мотта [4].

Для расчета как адиабатических, так и неадиабатических процессов релаксации целесообразно использовать как функциональный метод ККМ предложенный в [5], так и теорию каскадных процессов [1,2,6]. Метод ККМ удобен для моделирования нелинейных процессов, включая металлизацию полупроводника. Теорию каскадных процессов целесообразно использовать как для моделирования образования необратимых изменений при поглощении лазерного облучения с  $h\nu \gg E_g$  особенно для узкозонных полупроводников [6], так и для расчета процессов лазерного отжига ионноимплантированных полупроводников в режиме облучения с  $E_g > h\nu > E_a$  [1,2].

Также приводятся теоретические оценки и их сравнение с экспериментальными данными для соответствующих процессов необратимого взаимодействия лазерного излучения с твердыми телами.

1. Трохимчук П.П. Радіаційна фізика твердого тіла. Луцьк: Вежа, 2007. 394 с.
2. Trokhimchuck P.P. Foundation of Relaxed Optics. Lutsk: Vezha, 2006. 294 p.

3. Лэкс М./ В кн.: Проблемы физики полупроводников, ред. В.Л.Бонч-Бруевич. М.: ИЛ, 1957. С.406–426
4. Мотт Н., Месси Г. Теория атомных столкновений. М.: Мир, 1969. 756 с.
5. Капаев В.В. и др. // Микроэлектроника. 1983. Т.12, вып.6. С.499–511.
6. Trokhimchuck P.P. // In book: Proceedings of Fourth International Workshop RNAOPM'2008. Lutsk– Shatsk Lakes, 2008. Lutsk: Vezha, 2008. P.155–158.

### **Высокотемпературные магнитные полупроводники на основе соединений $A^3B^5$ , Ge и Si с примесями группы железа**

Е. С. Демидов<sup>1,2)</sup>, В. В. Подольский<sup>2)</sup>, В. П. Лесников<sup>2)</sup>, В. В. Карзанов<sup>1,2)</sup>, М. В. Сапожников<sup>3)</sup>, С. Н. Гусев<sup>1,2)</sup>, С. А. Левчук<sup>1,2)</sup>, Б. А. Грибков<sup>3)</sup>

<sup>1)</sup>*Нижегородский государственный университет им. Н. И. Лобачевского,  
Нижний Новгород*

<sup>2)</sup>*Научно-исследовательский физико-технический институт ННГУ, Нижний  
Новгород*

<sup>3)</sup>*Институт физики микроструктур РАН, Нижний Новгород*

Разбавленные магнитные полупроводники (РМП) на основе легированных 3d-примесями группы железа алмазоподобных кристаллов привлекают внимание возможностью совмещения полезных качеств полупроводника и ферромагнетика и создания новых устройств спинтроники [1,2]. В докладе представлен обзор работ, посвящённых синтезу высокотемпературных ферромагнитных РМП. Характерная для технологии осаждения из лазерной плазмы, как и для ионной имплантации, сильная неравновесность формирования твёрдого раствора обеспечивает необходимое для ферромагнетизма пересыщение полупроводника 3d-примесью [3,4]. Лазерная технология является низкоэнергетическим аналогом ионно-лучевого легирования. Приводятся новые результаты изучения электрических, магнитных и магнитооптических свойств тонких 50-100 нм слоев Ge:Mn, Ge:Fe, Si:Mn и Si:Fe, пересыщенных 3d-примесью с атомной долей до 30%. Использовались подложки GaAs, Si и монокристаллического сапфира  $Al_2O_3$ . Ферромагнетизм слоёв подтверждён наблюдениями магнитооптического эффекта Керра, ферромагнитного резонанса (ФМР), отрицательного магнетосопротивления, аномального эффекта Холла при температурах 77- 500К. В слоях Si:Fe наблюдался ФМР до 270 К, в слоях Ge:Mn и Si:Mn - до 400-500 К. Высокая акцепторная электрическая активность Mn и Fe обеспечивала концентрацию дырок до  $10^{21} \text{ см}^{-3}$  в наноразмерных слоях РМП, а магнитная активность - высокую намагниченность РМП. Показано, что повышение температуры осаждения слоёв Si:Mn/GaAs до 400°C позволяет более равномерно распределить Mn. Решена проблема осаждения слоёв РМП на кремниевую подложку с применением облучения подложки высокоэнергетическими ионами кремния из лазерной плазмы. Обнаружена аномальная анизотропия спектров ФМР слоёв Ge:Mn/GaAs Ge:Mn/Si, осаждённых при пониженных температурах. Эта анизотропия свидетельствует о наличии оси лёгкого намагничивания перпендикулярно плоскости плёнки.

Работа поддержана грантами РФФИ № 05-02-17362, 08-02-01222а, МНТЦ G1335, выполняется совместно с Курчатовским институтом по контракту с ФАНИ № 02.513.11.3176 (2007-3-1.3-07-07-098).

1. Furdyna J. K. // J. Appl. Phys., 1988, V. 64, P. R29.
2. Foygel M., Petukhov A. G. // Phys.Rev., 2007, V. B76, P. 205202.
3. Е. С. Демидов, Ю. А. Данилов, В. В. Подольский, В. П. Лесников, М. В. Сапожников, А. И. Сучков // Письма в ЖЭТФ, 2006, Т. 83, С. 664.
4. Демидов Е. С., Подольский В. В., Лесников В. П., Сапожников М. В., Дружнов Д. М., Гусев С. Н., Грибков Б. А., Филатов Д. О., Степанова Ю. С., Левчук С. А. // ЖЭТФ, 2008, V. 133, P.1.

## **Влияние имплантации ионов бора и фосфора на свойства структур кремний на изоляторе**

О.В.Наумова, Б.И.Фомин, В.П.Попов

*Институт физики полупроводников СО РАН, Новосибирск*

Структуры кремний на изоляторе (КНИ) представляют собой многослойные структуры, содержащие слои кремния толщиной от единиц до сотен нанометров, отделенные от проводящей подложки слоем диэлектрика [1]. В настоящее время структуры КНИ рассматриваются как базовый материал для наноэлектроники (альтернативный объемному кремнию), поскольку позволяют: 1) подавлять (за счет конструктивных параметров структур КНИ) коротко-канальные эффекты, возникающие при масштабировании основных элементов ИС - МОП-транзисторов, 2) использовать нерадиционную (непланарную технологию) КМОП-транзисторов для увеличения быстродействия СБИС и 3) сочетать технологию приборов на их основе с кремниевой технологией.

С другой стороны, наличие скрытого окисла в структурах КНИ способно предотвращать диффузию в подложку дефектов, вводимых в отсеченный слой кремния в процессе изготовления приборов, соответственно, менять кинетику накопления и отжига дефектов (по сравнению с объемным Si) [2]. В результате дефекты могут накапливаться как в верхнем слое кремния, так и в скрытом окисле структур КНИ.

Накопление дефектов в отсеченном слое кремния приводит к так называемому эффекту плавающего тела [3], характерному для приборов на основе обедняемых слоев КНИ, когда к последним не обеспечен специальный контакт. Накопление дефектов в скрытом окисле и на границе раздела Si/SiO<sub>2</sub> может приводить к деградации подпорогового наклона затворных характеристик МОП-транзисторов и снижению подвижности заряда в индуцированных каналах проводимости из-за дополнительного кулоновского рассеяния.

В данной работе исследуется влияние имплантации основных легирующих примесей (бора и фосфора) и условий отжигов на накопление дефектов в структурах КНИ методом вольт-амперных характеристик КНИ-МОП транзисторов и стрессовых воздействий на скрытый окисел (при постоянном напряжении на затворе, роль которого в структурах КНИ играет подложка). Исследуется влияние остаточных пост-имплантационных дефектов 1) на подвижность носителей заряда в инверсионных каналах проводимости КНИ-

МОП-транзисторов и 2) на плотность электрически-активных ловушек носителей заряда в скрытом окисле структур КНИ.

1. G. K. Celler, S. Cristoloveanu // J. Appl. Phys. 2003. vol. 93. P. 4955-4977.
2. O.V. Naumova et al. // Materials Science and Engineering. B. 2006. vol. 135, Issue 3. P. 238-241.
3. M. Bawedin, S. Cristoloveanu, D. Flandre, // Solid State Electronics, 2007. vol. 51 P.1252-1262.

### **Исследование состояния ионно-синтезированных нанокристаллов Si и их распределения по глубине в тонких слоях SiO<sub>2</sub> и Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> методами спектроскопии комбинационного рассеяния**

А.В. Нежданов<sup>1)</sup>, А.Н. Михайлов<sup>2)</sup>, А.И. Белов<sup>2)</sup>, Ю.В. Замотаева<sup>1)</sup>, А.И. Машин<sup>1)</sup>

<sup>1)</sup> *Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород*

<sup>2)</sup> *Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород*

Размерное ограничение носителей заряда в нанокристаллах (НК) Si, погруженных в широкозонную матрицу, ведет к проявлению уникальных свойств, не характерных для массивного Si. К таким свойствам относятся люминесценция при комнатной температуре и дискретные зарядовые эффекты. Эти свойства определяют перспективы использования НК Si в новых устройствах опто- и наноэлектроники. Метод ионно-лучевого синтеза позволяет управлять морфологией массива НК Si, что немаловажно для успешного применения наноструктур. Целью данной работы являлось изучение структуры и распределения по глубине ионно-синтезированных НК Si в слоях SiO<sub>2</sub> и Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> методом спектроскопии комбинационного (рамановского) рассеяния света (КРС).

Изучаемые образцы представляли собой пластины плавленого кварца и кристаллического сапфира, имплантированные ионами Si<sup>+</sup> до концентрации ~ 10 ат.% и отожженные при 1100 °С в потоке N<sub>2</sub>. По данным электронной микроскопии условия имплантации обеспечивали формирование в поверхностных слоях образцов массивов НК Si с размером менее 12 нм, неоднородно распределенных на глубине до 350 и 200 нм в SiO<sub>2</sub> и Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, соответственно. Измерения КРС производились с помощью Фурье-спектрометра Excalibur 4100 FT-Raman (Varian, США) и зондовой нанолаборатории Интегра Спектра (НТ-МДТ, Россия).

Первый метод регистрирует излучение, рассеянное по всей толщине образца. Преимуществом второй методики является применение конфокальной оптической микроскопии, которая позволяет фиксировать КРС в слоях, расположенных на разных глубинах. Обнаружены пики рассеяния со сдвигом 515-521 см<sup>-1</sup> и 527 см<sup>-1</sup>, связанные с нанокристаллическими включениями Si в кварце и сапфире, соответственно. Величина рамановского сдвига определяется пространственным ограничением фононов в НК Si, а также напряженным состоянием НК в матрице. Интенсивность рассеяния немонотонно зависит от глубины залегания НК Si, что согласуется с данными электронной микроскопии и



расчетными профилями Si. Показана возможность неразрушающего контроля методами оптической спектроскопии тонких приповерхностных слоев, наноструктурированных путем ионной имплантации.

Работа частично выполнена в рамках проектов Рособразования (РНП 2.1.1.4022, 2.2.2.2.4737, 2.2.2.3.10002), CRDF (BRHE RUX0-001-NN-06, Y4-P-01-05) и поддержана грантом Президента РФ (МК-3877.2007.2).

## **Влияние сорта имплантированных ионов на формирование и свойства слоев SiO<sub>2</sub> с нановключениями кремния**

Д.И. Тетельбаум<sup>1)</sup>, А.Н. Михайлов<sup>1)</sup>, А.И. Белов<sup>2)</sup>, В.К. Васильев<sup>1)</sup>, А.И. Ковалев<sup>3)</sup>,  
Д.Л. Вайнштейн<sup>3)</sup>, T.G. Finstad<sup>4)</sup>, Y. Golan<sup>5)</sup>

<sup>1)</sup> Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород

<sup>2)</sup> Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород

<sup>3)</sup> НТВП «Поверхность», Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П. Бардина, Москва

<sup>4)</sup> University of Oslo, Oslo, Norway

<sup>5)</sup> Ben-Gurion University, Beer-Sheva, Israel

Переход от массивных полупроводников к наноструктурам ставит перед физикой и практикой ионного легирования новые проблемы. В данной работе изучено влияние ионного внедрения ряда примесей на люминесцентные свойства и фазовый состав слоев SiO<sub>2</sub>, имплантированных кремнием с целью синтеза наноразмерных включений Si.

Имплантация ионов Si<sup>+</sup> в термические пленки SiO<sub>2</sub> проводилась с энергией 100-150 кэВ и дозами, соответствующими избытку кремния порядка 10 ат.%. Облучение P<sup>+</sup>, B<sup>+</sup>, N<sup>+</sup> и C<sup>+</sup> осуществлялось либо сразу после имплантации Si<sup>+</sup>, либо после промежуточного отжига при 1000 или 1100 °С, формирующего массив нанокристаллов Si со средним размером 3-4 нм. Энергии ионов обеспечивали совмещение профилей их распределения с профилем ионов Si<sup>+</sup>, а концентрации примесей в максимуме распределения варьировались от 0,001 до 10 ат.%. Заключительный отжиг производился при 1000 или 1100 °С.

Установлено, что облучение ионами примесей влияет на концентрацию и излучательную способность кислорододефицитных дефектов в оксидной матрице, причем это влияние зависит от массы иона и его химической природы. Изучены закономерности влияния имплантированных примесных атомов на формирование и свойства наноразмерных включений Si. Фосфор при определенных условиях усиливает фотолюминесценцию квантовых точек Si при 700-750 нм, что связано с пассивацией оборванных связей на границах раздела с матрицей и повышением вероятности излучательной рекомбинации в присутствии доноров. Внедрение других элементов ведет к последовательному с ростом дозы ослаблению люминесценции, которое в общем случае может быть вызвано возрастанием механических напряжений (образованием дефектов – центров безызлучательной рекомбинации), затруднением формирования и роста нанокристаллов Si. При больших концентрациях (1-10 ат.%) за счет термодинамического фактора имеет

место преципитация примесных атомов. В случае внедрения углерода с концентрацией, равной избытку кремния в  $\text{SiO}_2$ , формируются аморфные нанокластеры алмазоподобного углерода,  $\text{SiC}$  и  $\text{Si}$ , ответственные за интенсивную люминесценцию во всем видимом диапазоне спектра.

Работа частично выполнена в рамках проектов FP6 SEMINANO (контракт NMP4-CT-2004-505285), Рособразования (РНП 2.1.1.4022, 2.2.2.2.4737, 2.2.2.3.10002), CRDF (BRHE RUX0-001-NN-06, Y4-P-01-05), РФФИ (08-03-00105) и поддержана грантом Президента РФ (МК-3877.2007.2).

## **Влияние мощных энергетических импульсов на кремниевые квантово-размерные наноструктуры**

Г.А. Качурин, С.Г. Черкова

*Институт физики полупроводников СО РАН, Новосибирск*

Постоянное сокращение размеров полупроводниковых приборов и обнаружение сильной люминесценции кремниевых квантово-размерных нанокристаллов сделало весьма актуальной разработку и исследование методов формирования и модификации наноструктур, в первую очередь – из кремния, основного материала современной полупроводниковой микроэлектроники. Мощные энергетические импульсные воздействия на полупроводники давно привлекают к себе внимание исследователей, как с точки зрения физики протекающих при этом процессов, так и перспективами практического использования. С уменьшением размеров приборов и усложнением интегральных схем они приобретают все большую практическую ценность, так как позволяют модифицировать определенные микроучастки, не затрагивая смежных областей и нижележащих слоев, а также подавлять диффузию примесей. В данной работе рассмотрены формирование и модификация свойств кремниевых квантово-размерных наноструктур в слоях  $\text{SiO}_2$  с избытком  $\text{Si}$ . Слои получались имплантацией ионов  $\text{Si}$  дозами порядка  $10^{17} \text{ см}^{-2}$  в термически выращенные пленки окисла. Было изучено действие мощных световых импульсов длительностями 1 с (галогеновые лампы), 20 мс (импульсные лампы), ~20 нс (экцимерный лазер на  $\text{KrF}$ ) и 120 фс (фемтосекундный лазер на  $\text{Ti:Al}_2\text{O}_3$ ). Фемтосекундные лазерные импульсы способны обеспечивать уровни ионизации порядка  $10^{20} - 10^{21} \text{ см}^{-3}$ , что дает основание ожидать проявления атермических процессов. Избыточные атомы  $\text{Si}$  в  $\text{SiO}_2$  не являются свободными, а встроены в атомную сетку окисла. Поэтому при формировании кремниевых нанокристаллов происходят сегрегация атомов  $\text{Si}$  из сетки, их диффузия к стокам, образование зародышей фазы кремния, диффузионно-лимитируемый рост размеров выделений, кристаллизация выделений и их оствальдовское созревание. Каждый из перечисленных процессов требует своих временных затрат, что позволяет по результатам импульсных отжигов разной длительности проследить динамику формирования кремниевых квантово-размерных наноструктур. Еще более короткое и мощное импульсное воздействие оказывает на слои  $\text{SiO}_2$  прохождение сквозь них быстрых тяжелых ионов. При массе обычно 100 и более а.е.м. и энергиях более 100 МэВ такие ионы тормозятся с интенсивностью 1 – 100 кэВ/нм, причем энергетические потери практически полностью идут на ионизацию. В треке диаметром в несколько нанометров уровень ионизации превышает  $10^{22} \text{ см}^{-3}$ ,

передача энергии электронов в атомную подсистему происходит за пикосекунды, а остывание идет со скоростью  $\sim 10^{13}$  К/с. В докладе представлены данные по действию ионов Хе с энергией 130 МэВ (энергетические потери 14 кэВ/нм, из них 99,77% - на ионизацию) на свойства кремниевых квантово-размерных наноструктур в слоях SiO<sub>2</sub>.

Работа поддержана грантами РФФИ № 08-02-00221-а и № 06-02-72003 МНТИ (Россия - Израиль).

## Действие высокоэнергетических ионов Хе<sup>+</sup> на кремниевые наноструктуры

С.Г. Черкова<sup>1)</sup>, Г.А. Качурин<sup>1)</sup>, Д.В. Марин<sup>1)</sup>, В.А. Скуратов<sup>2)</sup>

<sup>1)</sup> *Институт физики полупроводников СО РАН, Новосибирск*

<sup>2)</sup> *Объединенный институт ядерных исследований, Дубна*

Обнаруженная способность кремниевых квантово-размерных структур интенсивно люминесцировать в видимой и ближней ИК областях делает их перспективными для создания на базе кремния интегрированных устройств с оптической и электрической обработкой информации. Это объясняет большой интерес, который проявляют сейчас к методам создания и модификации кремниевых наноструктур. Тяжелые ионы высоких энергий являются уникальным инструментом воздействия на физические свойства облучаемого ими материала, поскольку позволяют достигать в треках уровня ионизации до  $\sim 10^{22}$  см<sup>-3</sup>, что в свою очередь создает предпосылки протекания атермических процессов. В данной работе методом фотолюминесценции (ФЛ) исследовано действие высокоэнергетических ионов Хе на слои SiO<sub>2</sub> толщиной 0,56 мкм, содержащие избыточный Si. Пересыщение кремнием создавалось посредством имплантации ионов Si с энергией 140 кэВ, дозой  $10^{17}$  см<sup>-2</sup>. Используемые энергия и доза ионов обеспечивали избыток Si в области R<sub>p</sub> около 12 %. Для последующего облучения ионами Хе образцы были разделены на две партии. Одна облучалась непосредственно после имплантации Si, другая предварительно отжигалась при температуре 1100 °С в течение 30 мин в атмосфере N<sub>2</sub> для формирования светоизлучающих нанокристаллов Si. Облучение ионами Хе проводилось с энергией 130 MeV дозами  $3 \times 10^{12}$  -  $10^{14}$  см<sup>-2</sup>. Потери на электронное торможение ионов Хе в слоях SiO<sub>2</sub> достигали 99,8 % и составляли 14 кэВ/нм. При этом за счет ядерных потерь производилось  $\sim 0,7$  смещения на 1 нм пробега. В ряде случаев использовали пассивирующий отжиг в форминг-газе (94 % Ar + 6 % H<sub>2</sub>) при 500 °С в течение 1 часа. Было обнаружено, что в неотожженных слоях исходно существует полоса ФЛ вблизи 660 нм. Облучение ионами Хе не влияет на нее существенным образом. В случае пассивации слоев в восстанавливающей среде эта полоса исчезает и появляется ФЛ вблизи  $\sim 780$  нм. Причем интенсивность ФЛ в образцах, облученных ионами Хе дозами  $3 \times 10^{12}$  и  $10^{13}$  см<sup>-2</sup>, превосходит ФЛ необлученных образцов. В слоях, подвергнутых отжигу при 1100 °С, возникает сильная ФЛ с максимумом  $\sim 780$  нм, характерная для квантово-размерных нанокристаллов кремния. Под действием ионов Хе она гаснет, когда согласно расчетам ионы Хе вводят примерно 1 смещение на нанокристалл. Это соответствует ранним экспериментам и теоретическим расчетам по гашению ФЛ кремниевых нанокристаллов. Дальнейшее увеличение дозы ионов Хе приводит к

появлению и увеличению ФЛ вблизи 660 нм. Поскольку при использованных дозах аморфизация нанокристаллов была невозможна, а отжиг при 500 °С не мог привести к кристаллизации, полоса 660 нм связывается с дефектными нанокристаллами. Сопоставлены упругие и ионизационные потери ионов Si и Xe, и обсуждается влияние ионизации, создаваемой в треках тяжелых ионов высокой энергии, на процессы структурных перестроек.

Работа поддержана грантами РФФИ № 08-02-00221-а и № 06-02-72003 МНТИ (Россия - Израиль).

### **Изменения в морфологии, распределении, оптических и электронных свойствах нанокристаллов кремния в SiO<sub>2</sub> при их модификации облучением ионами высоких энергий**

И.В. Антонова<sup>1)</sup>, М.Б. Гуляев<sup>1)</sup>, Д.В. Марин<sup>1)</sup>, А.Г. Черков<sup>1)</sup>, В.А. Скуратов<sup>2)</sup>,  
J. Jedrzejewski<sup>3)</sup>, I. Balberg<sup>3)</sup>

<sup>1)</sup> *Институт физики полупроводников СО РАН, Новосибирск, Россия*

<sup>2)</sup> *Объединенный центр ядерных исследований, Дубна, Россия*

<sup>3)</sup> *The Racah Institute of Physics, The Hebrew University, Jerusalem, Israel*

Полупроводниковые нанокристаллы (нк-Si) в диэлектрической матрице привлекают к себе высокое внимание благодаря таким возможным приложениям как создание светоизлучающих систем на основе кремния, элементов памяти и низкоразмерных приборных структур, работающих при высоких температурах. В данной работе предлагается новый подход, позволяющий создавать вертикально упорядоченные массивы нанокристаллов с использованием имплантации ионов высокой энергии.

В работе рассматриваются слои оксида с латеральным градиентом избыточного кремния в интервале от 4 до 94 объемных процентов. Последующий высокотемпературный отжиг позволял формировать нк-Si, концентрация которых также изменялась вдоль образца в широких пределах. Проведение дополнительной имплантации ионов высокой энергии (Kr, Xe, Bi с энергиями 90 – 670 МэВ и дозами  $10^{12}$ -  $10^{13}$  см<sup>-2</sup>) до проведения высокотемпературных обработок, а также в слои с уже сформированными нк-Si позволяло координально изменять оптические, электрические и структурные свойства слоев. Для диагностики свойств исходных и модифицированных имплантацией нк-Si использовались такие методы как фотолюминесценция, спектральная эллипсометрия, электронная микроскопия, зарядовая спектроскопия, измерение вольт-фарадных характеристик, проводимости, температурных зависимостей тока. Установлено, что изменения, происходящие под действием ионов, определяются составом слоев. В случае относительно низкого содержания избыточного Si (менее 30%) было обнаружено значительное увеличение концентрации нанокристаллов, изменение механизмов протекания тока, усиление фотолюминесценции и расширение диапазона составов, при которых наблюдается фотолюминесценция, появление дополнительного перколяционного перехода и др. В случае высокого содержания Si наблюдается изменение размеров нанокристаллов, коллективные эффекты их перезарядки, изменение транспортных свойств. В работе обсуждаются возможные причины наблюдаемых эффектов и перспективы

использования модифицированных слоев. Основная часть наблюдаемых эффектов объясняется радиационно - стимулированным введением дополнительных нанокристаллов кремния вдоль треков ионов. В качестве наиболее интересных для практических применений эффектов можно отметить более эффективное использование избыточного кремния, способное приводить к усилению интенсивности фотолюминесценции нанокристаллов, формирование коррелированных распределений нанокристаллов, следствием которого являлись коллективные перезарядки нанокристаллов, и изменения механизмов проводимости через слой ncSi-SiO<sub>2</sub>.

Работа выполнена при поддержке грантов РФФИ № 06-02-72003 и 08-02-00221.

## **Роль размерных эффектов и поверхностей раздела в наноструктурах**

Р.А.Андриевский

*Институт проблем химической физики РАН, Черноголовка*

Размерные эффекты давно изучаются в физике, химии и материаловедении, однако создание перспективных наноматериалов выдвинуло целый ряд новых задач, например, выявление применимости в наноинтервале хорошо известных соотношений Лапласа, Томсона (Кельвина), Гиббса–Оствальда, Толмена, Д. Томсона, Холла–Петча и др., роль поверхностей раздела и других факторов в свойствах наноматериалов, стабильность и воспроизводимость наноструктуры и т.д. Всё это делает актуальным рассмотрение указанной проблемы, учитывая высокий темп обновления результатов и имея в виду не только фундаментальные аспекты, но и разработку оптимальной стратегии развития нанотехнологии.

В предлагаемом докладе анализируются и обобщаются новые данные о термодинамических свойствах наноматериалов и фазовых равновесиях в этих системах, а также о физико-механических свойствах применительно к металлам, сплавам, интерметаллидам, полупроводникам и тугоплавким соединениям [1-3]. Особое внимание обращено на примеры, когда влияние размерных эффектов в наноматериалах сопровождается существенным вкладом особенностей структуры поверхностей раздела (например, в случае плавления наночастиц, расположенных в матричных системах, и поведения двойниковых границ в металлах). Обсуждается влияние размерных эффектов на свойства типа проводимости, включая сверхпроводящие характеристики. На примере изучения гальваномагнитных свойств наноструктурных пленок TiN описывается возможность получения информации о пограничных сегрегациях примесей [4]. Сравняется определение состава наноразмерных пленок методами энергодисперсионного анализа и резерфордского обратного рассеяния. Подчеркиваются трудности в изучении размерных эффектов и малоисследованные проблемы.

1. Андриевский Р.А. // УФН. 2007. Т.177, вып.7. С.721-735.
2. Андриевский Р.А., Калинин Г.В. // Физ. хим. стекла. 2007. Т.33, вып.4. С.483-488.

3. Калинин Г.В. и др. // ФТТ. 2008. Т.50, вып.2. С.359-363.
4. Андриевский Р.А., Калинин Г.В., Дашевский З.М. // Письма в ЖТФ. 2004. Т.30, вып.22. С. 1-9.

## **Зарождение и рост трёхмерных островков Ge на Si при импульсном ионном воздействии в процессе гетероэпитаксии**

Ж.В.Смагина, В.А.Зиновьев, А.В.Ненашев, В.А.Армбристер, А.В.Двуреченский  
*Институт физики полупроводников, Новосибирск*

Экспериментальные исследования зарождения и роста трёхмерных островков Ge на Si при гетероэпитаксии из молекулярных пучков в условиях импульсного ионного облучения низкоэнергетическими ( $\sim 100$  эВ) ионами  $\text{Ge}^+$  показали, что при определённых значениях интегрального потока ионов ( $\leq 10^{12}$  см<sup>-2</sup>), энергии ионов (100 – 150 эВ) и температуры подложки (250 - 400°C) наблюдается увеличение плотности островков, уменьшение их среднего размера и дисперсии по размерам. Помимо этого, найдены условия, при которых гетероструктуры со встроенными нанокристаллами  $\text{Ge}_{1-x}\text{Si}_x$ , сформированные в процессе эпитаксии с импульсным ионным облучением, не содержат протяженных дефектов. Доля содержания Ge в островках составляет 75%.

Ионное облучение сопровождается целым рядом сопутствующих процессов, каждый из которых может влиять на зарождение и рост островков. Одной из причин, приводящих к наблюдаемым эффектам, может являться генерация вакансий и междоузельных атомов в объеме растущей пленки. Междоузельные атомы и вакансии создают локальные деформации, влияющие на кинетику роста островков в области температур гетероэпитаксии.

Работа направлена на выявление основного механизма импульсного ионного воздействия на процесс зарождения и упорядочения напряженных трехмерных островков. Предложена модель ионно-стимулированного зарождения nanoостровков Ge на поверхности Si, включающая в себя осаждение из молекулярного пучка; поверхностную диффузию адатомов; генерацию междоузельных атомов и вакансий ионным пучком в приповерхностном объеме растущего слоя. Кластеры вакансий и междоузельных атомов создают области локального растяжения, которые впоследствии становятся местами преимущественного зарождения островков. Это объясняется тем, что образование зародышей Ge энергетически выгодно в позиции над областью локального растяжения, где эффективное рассогласование постоянных решёток между плёнкой и подложкой меньше, чем в случае обычной гетероэпитаксии Ge/Si.

На основе предложенной модели проведены вычислительные эксперименты для эпитаксии с ионным облучением, и результаты сопоставлены со случаем обычной эпитаксии. Расчеты показали, что области локального растяжения становятся центрами преимущественного зарождения островков. Импульсное ионное воздействие в области низких температур ( $<400^\circ\text{C}$ ) приводит к уменьшению среднего размера островков, увеличению их плотности и однородности по размерам. Экспериментально и теоретически установлено, что плотность островков возрастает с увеличением интегрального потока ионов,

достигая максимума ( $\sim 10^{12}$  см<sup>-2</sup>) при интегральном потоке  $\sim 8 \cdot 10^{11}$  см<sup>-2</sup>. Результаты моделирования хорошо согласуются с экспериментом.

## **Влияние магнитного поля на формирование наноструктур при ионно-лучевом синтезе**

Г.Г. Гумаров, В.Ю. Петухов, В.А. Жихарев

*Казанский физико-технический институт КазНЦ РАН, Казань*

Ионно-лучевой синтез ферромагнитных тонких пленок исследуется уже сравнительно давно [1]. В последнее время появились работы по исследованию влияния внешнего магнитного поля, приложенного во время ионной имплантации, на магнитные характеристики формирующихся поверхностных наноструктур [2-4]. В работе [2], проводя ионно-лучевое перемешивание в пленках CoPt во внешнем магнитном поле, авторы наблюдали существенное увеличение магнитного момента, приходящегося на один атом Co. В работах другой группы исследователей [3] было показано, что облучение ионами He<sup>+</sup> тонких никелевых пленок в присутствии слабого (104 Э) магнитного поля ведет к значительному уменьшению коэрцитивной силы и возникновению магнитной анизотропии в плоскости пленки. Появление анизотропии объясняется взаимодействием спинов атомов, находящихся при высокой температуре в каскаде столкновений, с магнитным полем и последующей быстрой закалкой. Ионно-лучевой синтез ферромагнитных слоев в присутствии внешнего магнитного поля был продемонстрирован в работе [4].

В настоящей работе исследуются магнитные свойства тонких пленок ферромагнитных силицидов железа, полученных методом ионно-лучевого синтеза во внешнем магнитном поле. Методом ферромагнитного резонанса показано, что наложение магнитного поля приводит к заметному увеличению намагниченности насыщения. Пленки, полученные во внешнем магнитном поле, обладают магнитной анизотропией, которая зависит от ориентации кремниевой подложки относительно магнитного поля при имплантации. Угловые зависимости магнитной восприимчивости, полученные методом автодинного генератора, объясняются на основе трехмерной модели Стонера-Вольфарта. Обсуждаются различные модели, объясняющие возникновение наведенной магнитной анизотропии при ионно-лучевом синтезе в магнитном поле.

Работа поддерживалась грантом Президиума РАН в рамках договора с ФТИАН №05/07.

1. Петухов В.Ю. и др. // ФТТ. 1984. Т.26, вып.5. С.1392-1397.
2. Chang G. S. et al. // Phys. Rev. Lett. 2001. V.87, № 6. P. 067208.
3. Gupta R. et al. // Hyperfine Interactions. 2005. V.160. P.107-121.
4. Гумаров Г.Г. и др. В кн.: Тезисы докладов VII-го Всероссийского семинара "Физические и физико-химические основы ионной имплантации". Нижний Новгород, 26-29 октября 2004 г. С.84-85.

## Магниторезонансные исследования диоксида титана ( $\text{TiO}_2$ ) и оксида цинка ( $\text{ZnO}$ ), имплантированных ионами кобальта

Б.З. Рамеев<sup>1,2)</sup>, Р.И. Хайбуллин<sup>1)</sup>, И.А. Файзрахманов<sup>1)</sup>, Л.Р. Тагиров<sup>3)</sup>,  
С. Гюлер<sup>2)</sup>, Н. Акдоган<sup>2,4,5)</sup>, А. Нефёдов<sup>5)</sup>, Х. Цабель<sup>5)</sup>

<sup>1)</sup> Казанский физико-технический институт КазНЦ РАН, Казань

<sup>2)</sup> Институт технологии, Гебзе, Турция

<sup>3)</sup> Казанский государственный университет, Казань

<sup>4)</sup> Стамбульский технический университет, Стамбул, Турция

<sup>5)</sup> Университет Рура, Бохум, Германия

Монокристаллические пластины диоксида титана ( $\text{TiO}_2$ ) структуры рутила и оксида цинка ( $\text{ZnO}$ ) были имплантированы ионами  $\text{Co}^+$  с энергией 40 кэВ при различных дозах ( $0.25-1.5 \times 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup>) и температурах подложки во время ионного облучения. Имплантированные образцы были исследованы методами ферромагнитного (ФМР) и электронного парамагнитного резонанса (ЭПР) в сочетании с методами электронной микроскопии, рентгеновского магнитного циркулярного дихроизма и магнитооптического эффекта Керра.

Установлено сильное влияние дозы имплантированной примеси, температуры имплантации, а также кристаллографической ориентации имплантированных пластин на их структурные и магнитные свойства. ФМР исследования показывают, что при превышении критической дозы  $\sim 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup> пластинки диоксида титана и оксида цинка проявляют ферромагнитные свойства при комнатной температуре и выше. Установлено, что высокодозная имплантация  $\text{TiO}_2$  при комнатной температуре подложки приводит к текстурированному росту металлических наночастиц ферромагнитного кобальта, что обуславливает возникновение сильной магнитной анизотропии с симметрией монокристаллической подложки. С другой стороны, измерения рентгеновского магнитного циркулярного дихроизма показывают, что при определенных параметрах имплантации наблюдается возникновение спиновой поляризации, локализованной на атомах кислорода. Этот факт указывает на образование магнитной фазы в результате изоморфного замещения примесью кобальта катионов титана (цинка) в структуре  $\text{TiO}_2$  ( $\text{ZnO}$ ). Кроме того, ЭПР исследования на образцах, дополнительно отожженных после имплантации при высоких температурах, обнаруживают наличие примесных парамагнитных центров  $\text{Co}^{2+}$ , локализованных в катионных позициях исходной структуры.

Таким образом, совокупность экспериментальных данных свидетельствует, что, используя имплантацию примеси кобальта в  $\text{TiO}_2$  и  $\text{ZnO}$ , возможно получить как магнито-разбавленные полупроводники для использования в спинтронике, так и гетероструктуры магнитных наночастиц кобальта в полупроводниковой матрице с потенциалом использования в системах хранения информации или оптоэлектроники.

Авторы из России благодарят поддержку данной работы через гранты РФФИ 07-02-00559-а и 04-02-97505-р\_офи.



## Ferromagnetic behaviour in Fe implanted SrTiO<sub>3</sub> perovskite crystal

F.A. Mikailov<sup>1),2)</sup>, S. Kazan<sup>1)</sup>, A.G. Onan<sup>1)</sup>, Ju.I. Gatiyatova<sup>3)</sup>, V.F. Valeev<sup>3)</sup>, R.I. Khaibullin<sup>3)</sup>

<sup>1)</sup> *Department of Physics, Gebze Institute of Technology, Gebze, 41400, Kocaeli, Turkey*

<sup>2)</sup> *Institute of Physics, Azerbaijan Academy of Sciences, AZ-143, Baku, Azerbaijan*

<sup>3)</sup> *Kazan Physical-Technical Institute, 10/7, Sibirsky Trakt, 420029 Kazan, Russia*

The results of detailed magnetic resonance and magnetization measurements of Fe implanted strontium titanate (SrTiO<sub>3</sub>) perovskite crystal are presented. The samples were prepared by Fe ion implantation into (111)-oriented single crystalline substrates of SrTiO<sub>3</sub> with 40 keV iron ions at doses in the range of  $0.5\text{-}1.5 \times 10^{17}$  ion/cm<sup>2</sup> and with an ion current density of 8  $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ . The temperature of substrate was 700°C during ion irradiation to minimize the radiation damage of SrTiO<sub>3</sub> crystalline structure.

It has been revealed that the implantation of Fe into single-crystal SrTiO<sub>3</sub> at high fluences of metal concentrations produces a remarkable ferromagnetic behaviour, which is characterized by well-defined magnetic hysteresis loop at room temperature. Analysis of the hysteresis loops measured in in-plane and out-of-plane geometries of the strontium titanate plate shows that the ferromagnetic Fe:SrTiO<sub>3</sub> system displays easy plane magnetic anisotropy. It has been shown that the magnetization and coercivity of ferromagnetic state depends on the dose of implantation.

Electron Paramagnetic Resonance (EPR) and Ferromagnetic Resonance (FMR) absorption spectra of the iron-implanted SrTiO<sub>3</sub> crystals were obtained by Bruker EMX Electron Spin Resonance spectrometer at X-band frequency of 9.8 GHz. The magnetic resonance spectra recorded at room temperature and various orientations of implanted surface with respect to the applied DC magnetic field (H).

The observed EPR spectra from Fe centers in SrTiO<sub>3</sub> crystal structure were interpreted to correspond to the transitions among spin multiplet of Fe ions located in Ti sites, which splits in the local ligand crystal field of nearest neighbour oxygen ions. EPR spectra from two different Fe centers with cubic and tetragonal surroundings in SrTiO<sub>3</sub> crystal structure have been observed.

The FMR spectra measurements taken at different crystalline orientations of substrate with the respect to the applied magnetic field show an out-of-plane uniaxial magnetic anisotropy of observed FMR line in Fe-implanted SrTiO<sub>3</sub>. It has been revealed that the observed FMR line dependence on the sample orientation is similar to that observed in the FMR of granular magnetic films. In this case the resonance signal from a granular magnetic layer is considered as a result of the collective motion of particle magnetic moments, i.e. may be described in the approximation by the macroscopic magnetization of the granular layer as the whole system. In this frame it is possible to analyse the FMR signal as coming from a thin magnetic film with some effective values of the magnetization and g-factor.

The observed phenomena are discussed on the base of strong magnetic dipolar interaction between Fe nanoparticles due to diminishing of interparticle distance with increasing of implantation fluence.

Authors from Gebze Institute of Technology are indebted to The Scientific & Technological Research Council of Turkey (TÜBİTAK) for supporting by Project No.106M540. Authors from Kazan Physical-Technical Institute, Russia, acknowledge support of RFBR, grant 07-02-00559-a, and OFN RAN Programme ‘‘New material and structures’’.

## Исследование роли кислородных вакансий в ферромагнетизме имплантированного кобальтом диоксида титана (TiO<sub>2</sub>)

Р.И. Хайбуллин<sup>1)</sup>, В.В. Базаров<sup>1)</sup>, Ю.Н. Осин<sup>1)</sup>, Л.Р. Тагиров<sup>2)</sup>  
<sup>1)</sup>Казанский физико-технический институт КазНЦ РАН, Казань  
<sup>2)</sup>Казанский государственный университет, Казань

Вплоть до настоящего времени физическая природа ферромагнетизма в оксидных полупроводниках (TiO<sub>2</sub>, ZnO, и др.), легированных примесью 3d-элементов, является предметом острых научных дискуссий. Не ясно, в какой степени ферромагнетизм обусловлен непрямым обменным взаимодействием между магнитными ионами примеси (Co<sup>2+</sup>, Fe<sup>3+</sup>, Mn<sup>2+</sup> и др.) в структуре оксидного полупроводника через электрон, локализованный на кислородной вакансии, и в какой степени – преципитацией примеси в форме магнитных наночастиц, диспергированных в полупроводниковой матрице. С целью внести некую ясность в данный вопрос, мы разработали методику по контролируемому пространственному перемещению кислородных вакансий, порождаемых в кристаллической матрице оксидного полупроводника в результате ионного облучения, путем приложения электрического потенциала.

В качестве объекта исследований служили образцы ферромагнитного полупроводникового материала, полученного имплантацией ионов кобальта в кристаллические пластинки TiO<sub>2</sub> с использованием оригинальных приемов, описанных в работе [1]. Образцы проявляли ферромагнитный отклик вплоть до температуры T<sub>c</sub>~830 К с характерной для ферромагнитных пленок (тонких пластин) анизотропией “легкая плоскость”. В результате экспериментов по перемещению кислородных вакансий в ферромагнитном полупроводниковом материале, нам удалось создать пространственно разделенные области, как с повышенным, так и с пониженным содержанием вакансий. Магнитные измерения показали, что величины спонтанного и остаточного магнитного момента, регистрируемые при комнатной температуре, в среднем в 3-4 раза больше для области материала с повышенным содержанием вакансий, чем это имеет место для области с пониженным содержанием последних. Таким образом, наши эксперименты указывают на значительную роль радиационных дефектов – кислородных вакансий, которые они могут оказывать на величину ферромагнитного отклика. С другой стороны, ряд наблюдаемых сопутствующих эффектов не позволяет с уверенностью утверждать о доминирующем вкладе вакансионного механизма в проявление ферромагнетизма. В частности, с перемещением вакансий, по-видимому, имеет место и электромиграция имплантированной примеси кобальта. Области с усиленным ферромагнетизмом проявляют необычную по отношению к исходному материалу магнитную анизотропию “тяжелая плоскость”.

Данная работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, грант № 07-02-00559а, и Программы ОФН РАН “Новые материалы и структуры”.

1. Хайбуллин Р.И., Тагиров Л.Р., Базаров В.В., Ибрагимов Ш.З., Файзрахманов И.А. Способ получения ферромагнитного полупроводникового материала, Заявка № 2007141337 на выдачу патента РФ, приоритет от 29 октября 2007.

## **Взаимодействие ионов водорода, имплантированных в оксиды, с кислородом матрицы**

О.Н. Горшков, И.Н. Антонов, М.Е. Шенина, А.Ю. Дудин, А.П. Касаткин  
*Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород*

Практический интерес для современных технологий представляет разработка методов, обеспечивающих возможность контролируемого изменения физико-химических свойств локальных областей приповерхностных слоев твердых тел. Один из таких методов основан на изменении атомного состава материалов под действием ускоренных ионов (см., например, [1]), в том числе в результате селективного удаления атомов из тонких слоев двух- или многоатомных соединений [2]. При этом, если в качестве исходных материалов используются оксиды, а в качестве ионов - протоны, возникает вопрос о химическом взаимодействии ионов водорода, имплантированных в оксиды, с кислородом матрицы. Имеются лишь отдельные публикации, в которых отмечается возможность такого взаимодействия. Так в [3] показано, что эффективность образования нейтральных кислородных вакансий в германо-силикатном стекле заметно выше в случае облучения ионами водорода по сравнению с ионами гелия при одинаковой плотности энергии, выделенной ионами. В настоящей работе сообщается о модификации свойств оксидов при облучении легкими ионами (ионами гелия и водорода): тонких слоев стабилизированного диоксида циркония [3], легированных эрбием тонких пленок на основе фосфатных стекол [4], а также тонких пленок диоксида германия. Предложена модель, объясняющая различия в модификации свойствах этих материалов при облучении их ионами гелия и водорода, учитывающая химическое взаимодействие ионов водорода с кислородом матрицы.

1. Распыление твердых тел ионной бомбардировкой : Выпуск 2. Пер. с англ./Под ред. Р. Бериша.- М.: Мир, 1986,. 484 с.
2. Гурович Б.А., Долгий Д.И., Кулешова Е.А., Велихов Е.П., Ольшанский Е.Д., Домантовский А.Г., Аронзон Б.А., Мейлихов Е.З. Управляемая трансформация электрических, магнитных и оптических свойств материалов ионными пучками. УФН. 2001. №1. С. 105-117.
2. Hughes P.J., Knights A.P., Weiss B.L. et al. High temperature proton implantation induced photosensitivity of Ge-doped SiO<sub>2</sub> planar waveguides. Appl. Phys. Lett. 1999. V. 74. No. 22. P. 3311-3313.
3. Осташев А.С., Горшков О.Н., Касаткин А.П., Новиков В.А. Роль ионизационных процессов в формировании металлических наноразмерных включений при облучении ZrO<sub>2</sub>(Y) легкими ионами. Известия РАН. Серия физическая. 2002. Т. 66. №9. С.1374-1376.
4. Горшков О.Н., Дмитрюк А.В., Камин В.А., Касаткин А.П., Михайлов М.Д., Новиков В.А., Чигинева А.Б., Чигиринский Ю.И. Особенности подавления люминесценции эрбия в пленках на основе фосфатных стекол при облучении ионами водорода. Письма в ЖТФ. Т. 30. Вып. 8. С. 46-52. 2004.

## **Наведенный ионной имплантацией показатель преломления пленок диоксида германия**

И.Н. Антонов, О.Н. Горшков, М.Е. Шенина, А.Н. Михайлов, А.П. Касаткин,  
В.А. Камин

*Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород*

В настоящей работе исследовано формирование наведенного показателя преломления (НПП) в тонких пленках диоксида германия под действием ионного облучения. Исходные образцы были получены методом ВЧ магнетронного распыления на подложках из монокристаллического кремния и плавленого кварца. Облучение проводилось ионами гелия с набором энергий 5, 10, 20 и 40 кэВ и дозами от  $10^{14}$  до  $10^{17}$  см<sup>-2</sup>, а также ионами кремния с энергией 100 кэВ и дозами от  $10^{16}$  до  $3 \cdot 10^{17}$  см<sup>-2</sup>. Показатель преломления и толщина пленок измерялись с помощью спектроскопического эллипсометра PhE-102 фирмы Micro Photonics inc., спектры пропускания на спектрофотометре Cary 6000i фирмы Varian. Обнаружено увеличение показателя преломления от 0,005 до 0,05 при облучении ионами гелия, и от 0,04 до 0,5 при облучении кремнием. Обсуждается связь НПП с возникновением и трансформацией радиационных дефектов в пленках, проявляющих себя в оптических спектрах пропускания и спектрах фотолуминесценции пленок [1-3], при облучении их как тяжелыми ионами (ионами кремния), так и легкими ионами (ионами гелия). Проведено сравнение эффективности образования дефектов в пленках в зависимости от выбора различных ионов.

1. Горшков О.Н., Дудин Ю.А., Камин В.А., Касаткин А.П., Михайлов А.Н., Новиков В.А., Тетельбаум Д.И. // Письма в ЖТФ. 2005. Т. 31. Вып. 12. С. 39.
2. Антонов И.Н., Горшков О.Н., Дианов Е.М., Дудин Ю.А., Камин В.А., Касаткин А.П., Новиков В.А. // Вестник Нижегородского университета им. Н.И. Лобачевского. Серия физика твердого тела. Н.Новгород, 2006, вып. 1 (9), С. 247.
3. Горшков О.Н., Тетельбаум Д.И., Антонов И.Н., Михайлов А.Н., Камин В.А., Касаткин А.П. // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования 2007. №3. С. 1.

## **Ионный синтез металлических наночастиц в диэлектриках**

А.Л. Степанов, И.А. Файзрахманов

*Казанский физико-технический институт РАН, Казань*

Согласно экспертным оценкам, темпы развития микроэлектроники за счет миниатюризации полупроводниковых микрокомпонент при использовании современной развивающейся технологической базы будут сохранены лишь в течение нескольких десятков лет и в скором времени достигнут своего насыщения. Ограничения возникают вследствие естественных физико-химических причин, присущих полупроводниковым материалам, и обусловлены

рядом проблем, таких как избыточное выделение тепла, пониженная пропускная способность при передачи данных электрическим сигналом и т.п. [1]. Дальнейшие перспективы развития и совершенствования современной электроники связываются с поиском альтернативных материалов и созданием на их базе новых комбинированных оптоэлектронных наноустройств, функционирующих на пико- и фемтосекундных длительностях импульсных лазеров. В этой связи оказываются перспективными фотонные композиционные материалы, представляющие собой оптически-прозрачные диэлектрики или широкозонные полупроводники, содержащие металлические наночастицы (МН), которые обладают ультрабыстрым откликом на лазерное воздействие [2]. Ионная имплантация является одним из наиболее предпочтительных методов синтеза подобных композиционных слоев. Однако к настоящему времени нет детального понимания особенностей ионного синтеза МН в облучаемых диэлектрических матрицах.

Настоящие исследования направлены на разработку новых принципов и методов синтеза МН в различных материалах, а также на изучение их нелинейно-оптических свойств.

В связи с этим в настоящем докладе будут рассмотрены процессы ионного синтеза МН в приповерхностном слое диэлектрических и полупроводниковых матриц в зависимости от параметров ионной имплантации (энергии ионов, дозы, плотности ионного тока) и результаты исследований структуры и оптических характеристик новых фотонных композиционных материалов. В частности, будут представлены новые результаты комплексных исследований по ионному синтезу МН в различных оптически-прозрачных матрицах: диэлектриках (сапфир, силикатные стекла), полимерах (ПММА, эпоксидная смола) и широкозонных полупроводниках (ZnO, ИТО, алмазоподобные пленки углерода) при имплантации ионами меди, серебра и золота в широком диапазоне значений энергии ускоренных ионов, дозы имплантации, плотности тока в ионном пучке и температуры облучаемой подложки. Кроме того, будут рассмотрены основные закономерности и факторы, определяющие образование и рост металлических наночастиц: зависимость распределения МН по размерам от энергии ионов, плотности ионного тока, температуры матрицы.

1. Hitz B. // Photonics spectra. 2005. V.35. P.52-60.

2. Stepanov A.L. // In book: Metal-polymer nanocomposites. John Wiley & Sons Publ, 2004. P.241-263.

### **Закономерности формирования ультрадисперсных интерметаллидных фаз в поверхностных слоях никеля и титана при высокоинтенсивной ионной имплантации**

Ю.П.Шаркеев<sup>1)</sup>, И.А.Божко<sup>2)</sup>, И.А.Курзина<sup>2)</sup>, В.А.Баянкин<sup>3)</sup>

<sup>1)</sup> *Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

<sup>2)</sup> *Томский государственный архитектурно-строительный университет*

<sup>3)</sup> *Физико-технический институт УрО РАН, Ижевск*

Одним из актуальных направлений метода ионной имплантации является формирование интерметаллидных соединений в поверхностных слоях металлов.

Интерметаллиды представляют уникальный класс материалов, которые по своим характеристикам существенно превосходят обычные металлы. Особое внимание исследователей уделяется возможности использования ионной имплантации для синтеза интерметаллидных фаз в ультрадисперсном и нанокристаллическом состояниях в поверхностных слоях металлов, что позволяет значительно улучшить механические свойства поверхностных слоев материалов. Несмотря на то, что исследован значительный круг имплантированных систем, вопрос о влиянии условий имплантации на фазовый состав и физико-механические свойства поверхностных слоев материалов, подвергнутых ионной обработке до конца не выяснен.

Цель работы - выявление закономерностей формирования ультрадисперсных интерметаллидных фаз в поверхностных слоях никеля и титана (ВТ1-0), модифицированных при высокоинтенсивной имплантации ионов алюминия.

В условиях высокоинтенсивной имплантации ионов алюминия с энергией 40÷70 кэВ в чистые металлы Ni и Ti формируются поверхностные ионно-легированные слои толщиной до 400 нм в случае никелевой мишени и до 2600 нм в титановой мишени, что в 10÷70 раз превышает величину проективного пробега ионов алюминия в поверхностных слоях никеля и титана, соответственно. При этом максимальная концентрация внедряемого алюминия составила 75 ат. % в случае никеля и 63 ат. % для титана. Формирование поверхностных ионно-легированных слоев микронных толщин в условиях высокоинтенсивной ионной имплантации обеспечивается высокими градиентами концентраций внедряемого элемента и высокими температурами, развиваемыми в процессе ионной имплантации.

В поверхностных слоях никеля и титана, имплантированных ионами алюминия в высокоинтенсивном режиме, формируются наноразмерные (20÷70 нм) интерметаллидные фазы состава  $Me_3Al$ ,  $MeAl$  ( $Me = Ni, Ti$ ) и твердые растворы переменного по глубине состава, соответствующие равновесным фазовым диаграммам систем Ni-Al и Ti-Al.

Поверхностные слои металлов (Ni и Ti), имплантированные ионами алюминия, имеют общую структуру. В ионно-легированных слоях от облученной поверхности в глубь материала формируется трехфазный слой III, содержащий фазы состава  $MeAl$ ,  $Me_3Al$  и твердый раствор Al в Me (где  $Me = Ni, Ti$ ); далее расположен двухфазный слой II, содержащий фазы состава  $Me_3Al$  и твердый раствор Al в Me; в завершении расположен однофазный слой I, состоящий только из твердого раствора Al в Me.

Авторы признательны профессору А.И.Рябчикову и сотрудникам НИИ ЯФ за эксперименты по ионной обработке образцов в режиме высокоинтенсивной ионной имплантации.

## **Ионно-стимулированное образование интерметаллидов в двухслойных металлических системах**

С.А. Кривелевич

*Ярославский филиал ФТИ РАН, Ярославль*

Пленочные покрытия на основе интерметаллических соединений благодаря своей коррозионной стойкости и износоустойчивости на протяжении ряда лет являются объектом пристального изучения. Использование методов, основанных на ионной бомбардировке, позволяет создавать сплавы практически любого состава. Ранее [1], на примере системы Al-Ni было показано, что облучение ионами аргона поверхности двухслойных металлических структур приводит к образованию интерметаллических фаз, состав которых соответствует составу равновесных фаз, характерных для данной бинарной системы. При этом важно подчеркнуть, что формирование фаз происходит на глубинах значительно превышающих величину пробега первичных ионов, т.е. данное явление можно считать одним из проявлений эффекта дальнего действия.

В этой связи, в данной работе предложена феноменологическая модель процесса образования интерметаллических соединений под действием ионной бомбардировки за пределами области проникновения первичных ионов. Модель основана на векторном варианте теории Гинзбурга – Ландау, рассмотренном в [2]. В модели предполагается, что бинарная система может быть достаточно полно описана с помощью двухкомпонентного вектора параметра порядка, поэтому рассмотрение ведется в приближении постоянных коэффициентов диффузии. Поскольку агрегатное состояние рассматриваемой системы в условиях ионной бомбардировки не изменяется, функция плотности свободной энергии заменяется функцией плотности свободной энергии смещения компонентов. В качестве дополнительных уравнений используются уравнение теплового баланса и полуэмпирическое соотношение, основанное на зависимости плотности материала от его состава. Показано, что сделанные предположения позволяют описывать эволюцию каждого компонента вектора параметра порядка с помощью несвязанных между собой уравнений.

Результаты теоретического анализа интерпретируются следующим образом. Поток энергии вносимой, падающими на поверхности ионами достигает исходной границы раздела фаз и, поскольку реакция образования интерметаллида является экзотермической, инициирует её начало. В результате на профиле распределения каждого компонента вектора параметра порядка формируются две волны переброса, распространяющиеся в противоположные стороны. Фронты этих волн соответствуют границам раздела между образующимся соединением и исходными фазами. Скорости движения волн зависят как от вида функции плотности свободной энергии, так и величины вносимого потока энергии, что согласуется с имеющимися экспериментальными данными.

1. Бачурин В.И., Кривелевич С.А. // В кн.: Тезисы докладов. I Всероссийской конференции «Физические и физико-химические основы ионной имплантации». Н.Новгород. 24-27 октября 2006г Н.Новгород.2006. С.30-31.
2. Кривелевич С.А. // Вестник Нижегородского университета им. Н.И. Лобачевского. Сер. Физика твердого тела. 2003. Вып.1(6) С.144-151.

## Сегрегационные эффекты в поверхностных слоях прокатанных медно-никелевых фольг при ионной имплантации

А.А. Новоселов, В.Я. Баянкин

*Физико-технический институт УрО РАН, Ижевск*

Методами рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии, рентгеноструктурного анализа и измерения микротвердости исследовалось влияние имплантации ионов бора и аргона при различных плотностях ионного тока (20-50 мкА/см<sup>2</sup>) на химический состав поверхностных слоев и дефектную структуру медно-никелевых фольг.

В качестве объекта исследований использовалась прокатанная фольга состава Ni<sub>20</sub>Cu<sub>80</sub> и Ni<sub>40</sub>Cu<sub>60</sub> толщиной 40 мкм.

Ранее было выявлено, что при облучении ионами В<sup>+</sup> и Ag<sup>+</sup> с обеих сторон фольги формируется состав поверхностных слоев, зависящий от плотности тока. Причем, при имплантации ионов В<sup>+</sup> наблюдается пороговое значение плотности тока, при превышении которого резко изменяются содержание бора в поверхностном слое и значение микротвердости с обратной стороны фольги.

В данной работе показано, что, в образцах, облученных ионами бора и аргона, формируется немонотонная зависимость концентрации химических элементов по глубине. В случае имплантации фольги ионами бора его концентрация по глубине также немонотонна. Термообработка образцов в течение 30 мин. при 600°С приводит к уменьшению амплитуды осцилляций химического состава

Межатомное расстояние облученных образцов не отличаются от исходных при всех плотностях тока, в отличие от случая имплантации ионов Ag<sup>+</sup> при 50 мкА/см<sup>2</sup>. Очевидно, изменений атомной структуры после облучения не происходит, независимо от типа ионов и плотности тока (кроме указанного случая), и изменение микротвердости фольги, по-видимому, связано с изменением дефектной структуры материала и дислокационным упрочнением поверхностных слоев.

Наблюдаемое композиционное расслоение можно описать протеканием радиационно-индуцированной сегрегации и преимущественного взаимодействия атомов определенного сорта с потоками дефектов. Дефектная структура прокатанных фольг является исходно сильно неравновесной, напряженной и обладающей высокой плотностью дислокаций. Ионная имплантация приводит к трансформации дефектной структуры, что вызывает локальные градиенты механических напряжений. Их наличие является еще одной причиной возникновения потоков дефектов и, соответственно, атомов вещества.

По полученным результатам сделаны следующие выводы:

- Химический состав поверхностных слоев и микротвердость облученных фольг немонотонно зависят от плотности ионного тока.
- Формирование осциллирующей немонотонной зависимости отношения концентраций Ni/Cu и концентрации бора в поверхностных слоях может быть связано с изменением дефектной структуры прокатанных фольг, инициируемой ионной бомбардировкой, вызывающей локальные градиенты механических напряжений, что, в свою очередь, обуславливает диффузионное перераспределение компонентов системы.



## Сегрегационные явления в сплавах систем Cu-Ni и Fe-Mo после термического отжига и импульсного электронного облучения

Захватова М.В, Гильмутдинов Ф.З., Паршуков Л.И., Баянкин В.Я.  
*Физико-технический институт УрО РАН, Ижевск*

Закономерности влияния импульсных потоков заряженных частиц на состав, структуру и свойства металлических сплавов представляют научный и практический интерес в связи с интенсивным поиском способов направленной модификации материалов. Наименее изученными являются сегрегационные явления, вызываемые импульсными воздействиями, в сравнении с сегрегациями при обычном нагреве в вакууме.

В данной работе методами рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии, Оже-электронной спектроскопии, рентгеноструктурного анализа, атомно-силовой микроскопии и измерений микротвердости исследованы закономерности изменений состава тонких поверхностных слоев, структуры и механических свойств тонких фольг сплавов  $\text{Cu}_{80}\text{Ni}_{20}$ ,  $\text{Cu}_{50}\text{Ni}_{50}$  и  $\text{Fe}_{92}\text{Mo}_8$ ,  $\text{Fe}_{58}\text{Mo}_{42}$  после термического отжига и импульсного электронного воздействия. Электронное облучение проводилось в условиях высокого ( $10^{-4}$  Па) вакуума в зависимости от параметров облучения: энергии электронов (30, 40, 50, 60 кэВ); значения тока в пучке (20, 30, 40, 50, 60, 100 мА) и длительности импульса (2, 5, 10, 20, 30, 40 мс).

Обнаружено что термическое воздействие (отжиг в высоком вакууме при  $600^\circ\text{C}$ ) приводит к экспоненциальному обогащению поверхностного слоя до 5 нм медью в сплавах Cu-Ni и молибденом в сплавах Fe-Mo.

После прокатки медно-никелевых образцов от 100 мкм до 50 мкм тонкий поверхностный слой обогащается никелем, а в приповерхностном слое до 10 нм формируются слабо выраженные осцилляции состава в пределах 9 ат.%. Такие образцы после термического отжига обогащаются медью на большие глубины до 10 нм, а при электронном облучении в миллисекундном диапазоне при энергиях 40 кэВ осцилляции состава усиливаются и свободная поверхность остаётся обогащённой никелем.

Электронное облучение непрокатанных образцов сплава CuNi приводит к сегрегации меди аналогично термическому воздействию, когда происходит увеличение содержания меди, плавно спадающее до объёмного значения уже при 5 нм. Похожая картина наблюдается при электронном облучении Fe-Mo сплавов, когда на свободной поверхности больше молибдена, а затем происходит незначительное обогащение железом слоя до 5 нм.

Особенности перераспределения элементов при электронном облучении связаны с локальностью метода воздействия и зависят от его параметров.

Электроннолучевая обработка в импульсном режиме отлична от термического воздействия и на неравновесных системах приводит к формированию немонотонного концентрационного профиля и при соответствующем подборе параметров может быть использована для направленной модификации физико-химических и механических свойств сплавов, создания сверхтонких поверхностных слоев заданного состава и топографии.

## **Влияние типа и дозы имплантированных ионов на изменение механических свойств и состава поверхности углеродистой стали**

П.В. Быков<sup>1)</sup>, В.Л. Воробьев<sup>1)</sup>, В.Я. Баянкин<sup>1)</sup>, Ю.П. Шаркеев<sup>2)</sup>

<sup>1)</sup> *Физико-технический институт УрО РАН, Ижевск*

<sup>2)</sup> *Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Одним из направлений в современном машиностроении является поверхностное упрочнение сравнительно дешевых сталей и сплавов для изготовления деталей машин и механизмов, работающих в сложных условиях. Это обеспечивает экономию дорогостоящих высоколегированных сталей и сплавов и удешевляет само изделие. Одним из методов, активно развивающимся в настоящее время, является ионно-лучевое и ионно-плазменное легирование поверхности. Целенаправленно выбирая легирующий элемент и режимы облучения, с помощью метода ионной имплантации можно обеспечить широкую гамму полезных свойств поверхностных слоев материалов: повышение пределов прочности и текучести, ударной вязкости, трещиностойкости, сопротивления коррозии и износостойкости и т.п. [1, 2]. Широко исследуются и используются методы ионной и ионно-плазменной обработки сильноточными пучками [3]. Однако в ряде случаев использование интенсивной ионной или ионно-плазменной обработки поверхности приводит к деградации свойств материала основы вследствие высоких температур, при которых осуществляется подобное воздействие.

Ионная имплантация, повышая концентрацию структурных дефектов приповерхностного слоя, способствует повышению сопротивления движению дислокаций, что является одним из механизмов повышения усталостной прочности [4]. С другой стороны, при облучении поверхности ионами химически активных элементов могут формироваться мелкодисперсные включения новых фаз, обеспечивающих более высокие механические свойства за счет дисперсного упрочнения поверхностного слоя [5].

В данной работе исследовано влияние облучения ионами  $N^+$  и  $Ar^+$  с энергией 40 кэВ дозами от  $10^{15}$  до  $5 \cdot 10^{16}$  ион/см<sup>2</sup> и ионами  $Mn^+$  с энергией 45 кэВ дозами от  $2 \cdot 10^{16}$  до  $10^{17}$  ион/см<sup>2</sup> на механические свойства, морфологию поверхности и состав поверхностных слоев углеродистой стали Ст.3сп. Показано немонотонное изменение микротвердости и усталостной прочности в зависимости от типа и дозы облучения, сглаживание поверхности под действием ионной бомбардировки.

Работа выполнена при финансовой поддержке интеграционного проекта  
ФТИ УрО РАН и ИФПМ СО РАН

1. Легостаева Е.В., Шаркеев Ю.П. // Трение и износ. 2002. Т.23, № 5. С. 529 - 536.
2. Плешивцев Н.В., Красиков Е.А. // Металлы. 1995. № 4. С. 98 – 129.
3. Диденко А. Н., и др. // ФизХОМ. 1991. №5. С. 14–23.
4. Комаров Ф.Ф. Ионная имплантация в металлы. М.: Металлургия, 1990. 216 с.
5. Раджабов Т.Д., Багдасарян А.С. // Поверхность. Физика, химия, механика. 1986. № 11. С. 104-111.

## **Ионно-лучевые методы формирования гетероструктур-на-изоляторе**

В.П. Попов

*Институт физики полупроводников СО РАН, Новосибирск*

Физические пределы (квантовые эффекты и неопределенность поведения малых токов) и технологические пределы (такие как ограниченная рассеиваемая мощность, сложность топологии и туннельные токи) существенно тормозят прогресс микроэлектроники на основе масштабированного уменьшения размеров в рамках стандартной КМОП технологии на объёмном кремнии. Технологические проблемы, вместе с резко растущими инвестиционными затратами на развитие обычной КМОП технологии, обуславливают целесообразность разработки и внедрения альтернативных приборных концепций на базе новых материалов.

Одним из таких материалов являются структуры кремний-на-изоляторе (КНИ). Предполагается, что использование КНИ (зарубежное название Silicon-On-Insulator - SOI) позволит уменьшить длину канала обычного МОП-транзистора до 10 нм. Использование дополнительного затвора (конструкция двойного затвора-ДЗ) позволяет достичь длины канала 5 нм. Применение полупроводниковых гетероструктур-на-изоляторе (ГНИ), где в р-канальных транзисторах используются островки германия, а в n-канальных – соединения АЗВ5 (например, InAs или InSb), обладающими максимальными подвижностями для дырок и электронов, соответственно, позволяет более чем на порядок увеличить частоту переключения логических элементов интегральных схем (до 10 ТГц).

В обзоре представлены разработки КНИ- и ГНИ-технологий, выполненные в последние годы в США, Японии, Франции, России и ряде других стран с применением ионно-лучевых методов, наиболее известным из которых является метод ионного синтеза. Этот метод требует высокотемпературных обработок для восстановления общей кристаллической решётки в условиях, близких к равновесным. Наилучшее качество гетероструктур с несогласованными параметрами решёток достигается применением методов с большим отклонением от равновесных условий, например, молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ) или водородного переноса слоя (ВПС) на подложку. Роль имплантированного водорода и трансформации структурных дефектов в методе ВПС рассмотрены на атомном уровне.

В докладе также рассматриваются физические основы предложенного нами метода индуцированной межфазной эндотаксии (ИМЭ) гетероструктур-на-изоляторе [1,2]. По своей сути ИМЭ является комбинацией методов ионного синтеза и водородно-индуцированного переноса полупроводниковых слоёв на изолирующие подложки. Его возможности продемонстрированы на примере формирования в структурах КНИ нанометровых слоёв Ge и InSb, атомы которых были предварительно (перед ВПС) имплантированы в термически выращенный на подложке диоксид кремния.

Показано, что механизм процесса ИМЭ подобен процессу жидкофазной эпитаксии, в котором транспорт атомов растущего на гетерогранице монокристаллического слоя обеспечивается диффузией имплантированной примеси из аморфного встроенного диэлектрика к границе сращивания. Эндотаксиальный рост гетерослоя на перенесенной кремниевой затравке подобен

процессу эпитаксии с формированием смачивающего слоя и трехмерных островков по механизму Странского-Крастанова. Рассмотрены также электрофизические параметры полученных структур.

1. В.П. Попов, И.Е. Тыщенко. Патент РФ №2301476, «Способ изготовления гетероструктуры», 2006.
2. V.P. Popov et al. // In "Nanoscaled Semiconductors-on-Insulator Structures and Devices", S Hall et al. (eds), Springer, 2007, pp.59-72,

## **Влияние имплантации на свойства азотированных окислов в $n^+$ -, $p^+$ -затворных МОП-структур**

О.В.Наумова, Б.И.Фомин, М.А. Ильницкий, В.П.Попов  
*Институт физики полупроводников СО РАН, Новосибирск*

Материал подзатворного диэлектрика является ключевым фактором, определяющим надежность МОП-приборов и ИС на их основе. Хорошо известно, что введение азота в диоксид кремния позволяет снижать механические напряжения на границе раздела Si/SiO<sub>2</sub> и подавлять диффузию примеси из поли-Si затворов в подложку [1]. Это в свою очередь позволяет снижать плотность поверхностных состояний, заряд, накапливаемый до пробоя диэлектрика, препятствовать деградации подвижности в каналах МОП-транзисторов, повышать стойкость к захвату горячих носителей заряда и радиационным воздействиям [2]. Поэтому, несмотря на то, что в последние годы интенсивные усилия были приложены для развития технологии альтернативных высоко-константных диэлектриков, оксинитриды продолжают использоваться при производстве элементов памяти, приборов на основе структур на изоляторе, в составных high-k/SiO<sub>x</sub>N<sub>y</sub> диэлектриках. Исследование их свойств, понимание причин деградации таких окислов и их границ раздела продолжает оставаться актуальной задачей.

Хорошо известно, что свойства окислов сильно зависят от условий их изготовления, одним из которых является имплантация и проникновение примеси в окисел из поли-Si затворов. В данной работе методами вольт-амперных характеристик и стрессовых воздействий (при постоянном напряжении), температурных зависимостей тока, j-Ramp [3] исследуются свойства NO<sub>2</sub>-азотированных подзатворных окислов МОП-конденсаторов и МОП-транзисторов с поли-кремниевыми затворами, легированными бором и фосфором.

Подзатворные диэлектрики выращивались методом термического окисления в сухом кислороде с последующим азотированием в закиси азота при 850 °С. Пост-окислительные отжиги проводились в атмосфере азота при различных температурах. Варьировалась также среда пост-металлизационных отжигов.

Основное внимание в работе уделено таким вопросам, как влияние условий изготовления окислов и имплантации на свойства ловушек заряда: 1) вводимых при изготовлении МОП-структур, 2) ответственных за стресс-индуцированный ток утечки, и 3) ответственных за пробой подзатворных окислов.

1. K. A. Ellisa, R. A. Buhrmanz // Electrochem. Solid State Lett. 1999. vol. 2. P. 516-518.

2. M. Beichele, A. J. Bauer, M. Herden, H. Ryssel // Solid-State Electron. vol.45. 2001. P.1383-1389.
3. S. Miyazaki, et al. // Appl. Surf. Sci. 2000. vol. 159–160. P. 75-82.
4. JDEC Solid State technology Association. Procedure for the Wafer-Level Testing of Thin Dielectrics. April, 2001

## **Транзисторные структуры на основе скрытых ионно-синтезированных слоев силикатных стекол**

С.А. Кривелевич

*Ярославский филиал физико-технологического института РАН, Ярославль*

Ранее было показано [1], что последовательная имплантация в кремний кислорода и таких стеклообразующих элементов как бор и фосфор позволяет формировать на стадии постимплантационной термообработки скрытые слои силикатных стекол. Слои формируются при относительно невысоких температурах (1000 -1050°C) и обладают высоким удельным сопротивлением (порядка  $10^{14}$  Ом·см). Теоретические и экспериментальные исследования показали, что при определенных условиях технология скрытых слоев силикатных стекол обеспечивает создание трех- или двухслойных сэндвичей, содержащих слои сильнолегированного кремния и силикатного стекла. Это открывает новые возможности в микро- и нанoeлектронике и, в частности, позволяет создавать транзисторные структуры с улучшенными характеристиками.

Одна из таких структур является планарным полевым транзистором с индуцированным каналом и описана в работе [2]. В данной работе представлены технология изготовления и электрофизические характеристики еще двух структур, первая из которых представляет собой планарный биполярный p-p-n транзистор. Введение в его структуру скрытого слоя стекла позволяет исключить влияние паразитного p-p-n транзистора и, тем самым, улучшить частотные характеристики. Это и является основным его преимуществом по сравнению со стандартным планарно-эпитаксиальным транзистором.

Наиболее интересным на наш взгляд является то, что описываемая технология позволяет создавать нанотранзисторы с вертикальным затвором. Эффективная длина канала в таких транзисторах составляет несколько десятков нм, в первую очередь, определяется толщиной слоя силикатного стекла, и поэтому их создание, вообще говоря, не требует (но и не исключает) использования литографии высокого разрешения. В частности, в данной работе рассматривается вариант изготовления транзистора, основанный на применении стандартной фотолитографии и прецизионном анизотропном травлении.

Численные расчеты распределений потенциалов и концентраций носителей зарядов в структурах таких транзисторов, показывают, что наличие слоя стекла уменьшает вероятность прокола структуры по цепи сток-исток и позволяет значительно уменьшить влияние короткоканальных эффектов на работоспособность транзистора. Кроме того, при переключении область канала в таком транзисторе переходит из состояния инверсии в состояние полного

обеднения, что обеспечивает существенное снижение величины подпорогового тока.

1. Кривелевич С.А., Бачурин В.И., Денисенко Ю.И., Селюков Р.В. // Известия РАН. Сер. Физическая. 2006. Т.70, № 6. С.883-885.
2. Денисенко Ю.И., Кривелевич С.А. // Патент на изобретение RU. 2235388 С2. 7Н01L21/336. Заявка 2002130226/28. 10.11.2002. Зарегистрирован 27.08.2004 Бюл. №24.

## **Модель управления пучками ионов с помощью плоского капилляра**

Г.П. Похил, К.А. Вохмянина, А.И. МIRONЧИК  
*НИИЯФ МГУ, Москва*

Обнаруженный недавно эффект управления пучками ионов с помощью диэлектрических капилляров (guiding) привлек внимание многих научных групп, т.к. дает возможность создать простые устройства для формирования остро сфокусированных пучков и транспортировки их к ультра малым объектам (например, к биологической клетке). Эффект состоит в том, что пучок заряженных частиц отклоняется вместе с капилляром при его наклоне в пределах нескольких градусов [1]. Такое отклонение пучка объясняется тем, что при наклонном входе частиц в капилляр они заряжают стенку канала, с которой они сталкиваются, и поле образованного заряда отклоняет пучок ионов, направляя его вдоль капилляра.

Подобное поведение пучка наблюдается и при наклоне плоского капилляра. Но оказалось, что плоский капилляр (две пластины изолятора с узкой щелью между ними) отклоняет пучок ионов не только при его наклоне, но и при повороте вокруг оси перпендикулярной плоскости капилляра, т.е. без изменения ориентации плоскости. Механизм такого управления пучком ионов отличается от управления при наклоне, поэтому он был назван двойным управлением (double guiding) [2]. Двойное управление пучком объясняется тем, что заряд создаваемый на стенках плоского капилляра имеет специальную структуру. Для объяснения отклонения пучка при наклоне капилляра достаточно иметь однородный заряд на стенке. А для управления пучком при вращении капилляра вокруг оси перпендикулярной плоскости капилляра необходимо, чтобы заряд имел структуру, которая бы обеспечивала образование потенциального рельефа с минимумом в зависимости от поперечной координаты лежащей в плоскости капилляра.

В настоящей работе получили дальнейшее развитие теоретические модели эффекта двойного управления пучком ионов с помощью плоского капилляра.

1. N. Stolterfoht, J.-H. Bremer, V. Hoffmann et al. //Phys.Rev.Lett. 2002. V.88. P.133201-
2. Похил Г.П., Петухов В.П., Вохмянина К.А. и др. // Изв. РАН, серия Физическая, 2006, том 70, №6, с. 828-833.

## Применение ионной имплантации при разработке газовых сенсоров нового поколения

М.И.Маковийчук

*Ярославский филиал физико-технологического института РАН, Ярославль*

С целью увеличения чувствительности, селективности и стабильности рабочих характеристик фликкер-шумовых газовых сенсоров (ФШГС) [1], предлагается в технологии их производства использовать КНИ-подложки. Проведенные исследования электрофизических и фликкер-шумовых свойств приборного слоя КНИ-структур, сформированных методом ионной имплантации кислорода - SIMOX – структур, доказывают перспективность разработки КНИ-ФШГС [2]. Но при этом, высокая трудоемкость изготовления КНИ-ФШГС по SIMOX –технологии, что, естественно, скажется на их стоимости, ставит задачу поиска путей по снижению дозы имплантации и температуры термообработки при формировании - SIMOX – структур.

На основе проведенного анализа экспериментальных и теоретических результатов предложены варианты технологии КНИ – **SIMBOX** (Separation by **IM**planted **B**oron and **O**Xygen) и **SIMPOX** (Separation by **IM**planted **P**hosphorus and **O**Xygen) – высокоэнергетическая ( $E \geq 1$  МэВ) последовательная ионная имплантация бора (или фосфора) и кислорода через защитную пленку  $\text{SiO}_2$  [2,3]. В результате термообработки происходит перераспределение кислорода и бора (или фосфора), в результате которого максимумы концентрационных профилей локализуются в одной области, а в области границ синтезируемого слоя наблюдается снижение концентрации бора (фосфора). При этом процесс ионного синтеза скрытого слоя происходит при существенно более низких дозах и температурах по сравнению с классическим - SIMOX – процессом:

- доза ионов бора (фосфора) –  $\Phi = (1,5 \div 8) \times 10^{16} \text{ см}^{-2}$ ;
- доза ионов кислорода –  $\Phi = (1 \div 6) \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$ ;
- плотность ионного тока –  $j < 20 \text{ мкА/см}^2$ ;
- температура облучения –  $T_i = 150 \div 200^\circ\text{C}$ ;
- температура и время отжига –  $T_{\text{отж}} = 1100^\circ\text{C}$ ,  $t_{\text{отж}} = 5 \text{ мин.}$

1. Маковийчук М.И. Фликкер-шумовой газовый сенсор – матричная ячейка мультисенсорной системы «E-nose». // Материалы докладов Международного научно-техн.семинара «Шумовые и деградационные процессы в полупроводниковых приборах». М.: МЭИ, 2007. – С.137 – 142.
2. Маковийчук М.И. Возможности спектроскопии низкочастотных шумов при разработке газовых сенсоров нового поколения. // Микроэлектроника. – 2008. – Т.37, №4. – В печати.
3. Патент № 2193803 РФ, МКИ 7Н01L21/76. - Способ ионного синтеза в кремнии захороненного слоя изолятора. // Денисенко Ю.И., Кривелевич С.А., Маковийчук М.И., Паршин Е.О. – Заявл. 09.01.2001; Оpubл. 27.11.2002., - Бюл.№33.

## **Ионно-имплантационное формирование образцов для калибровки профилей вторичной ионной масс-спектрометрии полупроводниковых структур**

Ю.А. Данилов<sup>1)</sup>, М.Н. Дроздов<sup>2)</sup>, Ю.Н. Дроздов<sup>2)</sup>, А.В. Мурель<sup>2)</sup>

<sup>1)</sup> *Научно-исследовательский физико-технический институт ННГУ, Нижний Новгород*

<sup>2)</sup> *Институт физики микроструктур РАН, Нижний Новгород*

При исследовании полупроводниковых структур методом вторичной ионной масс-спектрометрии (ВИМС) возникают, по крайней мере, две задачи: калибровка полученных профилей ионного травления (снятых в координатах «время распыления – интенсивность тока вторичных ионов»), во-первых, по глубине и, во-вторых, по концентрации. Обычно первая задача решается путем определения независимым способом (обычно профилометром) глубины кратера ионного травления после окончания процесса. Вторая задача, как правило, решается при использовании эталонных образцов, изготовленных ионной имплантацией.

В данной работе рассматриваются особенности калибровочной процедуры при профилировании методом ВИМС гетероструктур на основе GaAs. Исследовались выращенные методом МОС-гидридной эпитаксии структуры, содержащие напряженную квантовую яму (КЯ) состава  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ . При решении ряда задач как чисто научного, так и технологического плана возникает проблема контроля уровня легирования. Для этого структуры содержали объемно- или дельта-легированные слои различных примесей (например, С, Si). При исследовании ферромагнитных полупроводниковых структур применялись слои, легированные Mn. Калибровка по глубине осуществлялась измерением кратера с помощью оптического интерферометра Talysurf CCI-2000. В первом приближении можно считать, что скорость ионного травления гетероструктуры одинакова по глубине ее. В случае же высоких значений содержания индия в КЯ ( $x \approx 0.3$ ) это условие может не выполняться. Тогда используется дополнительная процедура калибровки, включающая измерение параметров структуры (толщины КЯ и покровного слоя, когерентного с подложкой) методом рентгеновской дифракции с соответствующей корректировкой спектров ВИМС. Эталонные образцы для калибровки концентрации необходимых примесей изготавливались имплантацией соответствующих ионов средних энергий (от 30 до 150 кэВ). При исследовании примесей, коэффициенты диффузии которых в GaAs достаточно высоки (например, Mn), применялась низкотемпературная ( $T_i \approx 80 - 100$  К) имплантация. Точность задания концентрации в ионной имплантации не хуже 5 %. В ряде случаев для контроля электрически активных примесей использовался метод электрохимического C-V профилирования. Процедура калибровки по концентрации состоит в измерении профиля соответствующей примеси в эталонном образце и сравнении его с рассчитанным по программе TRIM распределением при выбранных энергии и дозе ионов. Для лучшего соответствия профилей (рассчитанного и экспериментального) применялись меры для предотвращения осевого и плоскостного каналирования, достигаемые соответствующими наклоном и разворотом имплантируемого образца. Полученные соотношения «концентрация – интенсивность тока вторичных ионов» для соответствующего элемента использовались при получении концентрационных профилей в выращенных полупроводниковых структурах.



## **Условия пробоя пограничного слоя подложки при воздействии плазменного потока высокой плотности**

В.Т. Барченко<sup>1)</sup>, М.А. Гаритов<sup>1)</sup>, А.А. Лисенков<sup>1,2)</sup>

<sup>1)</sup> Санкт-Петербургский государственный электротехнический  
университет «ЛЭТИ», Санкт-Петербург

<sup>2)</sup> Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург

При проведении технологических операций по нанесению покрытий на электроотрицательную подложку из плотного потока металлической плазмы, генерируемой вакуумно-дуговым разрядом, в первоначальный момент времени на холодном изделии существует вероятность пробоя пограничного слоя с поверхностных загрязнений и микроскопических неоднородностей, существующих на рабочей поверхности. Развивающийся пробой пограничного слоя связан с увеличивающейся концентрацией ионов в области взаимодействия ионного потока с твердым телом, одновременным повышением температуры, самопроизвольным ростом автоэлектронного тока, появлением термоэмиссионных центров и формированием на обрабатываемой поверхности катодных пятен. При этом следует отметить, что процессы в рассматриваемом случае во многом схожи с процессами при возникновении и существовании катодных пятен на загрязненных участках рабочей поверхности катода дугового разряда.

Теоретический анализ процессов в пограничном слое осуществляется с учетом ионов, эмитированных из плазмы, ионов, образующихся в процессе перезарядки, и ионов, образующихся в результате поверхностной ионизации, возникающей при условии распыления поверхности.

Данные предположения позволили получить выражение для оценки электрической прочности системы в зависимости от параметров плазменного потока и состояния обрабатываемой поверхности в виде:

$$j_i = j_{i0} \beta (F_1 + F_2) / [1 - \beta \gamma_{ie} (F_3 - \gamma_{ei} F_1 - \gamma_{ei} F_2)],$$

где  $j_i$  – плотность ионного тока на поверхности изделия;  $j_{i0}$  – плотность ионного тока на границе слое плазма – изделие;  $\beta$  – коэффициент концентрации ионного тока на микроскопических неоднородностях;  $\gamma_{ie}$  – эффективное значение коэффициента вторичной эмиссии ионно-электронного типа поверхности изделия, учитывающее вклад термоэлектронной эмиссии с поверхности;  $\gamma_{ei}$  – коэффициент вторичной эмиссии электрон-ионного типа потока металлической плазмы,  $F_1$ ,  $F_2$  и  $F_3$  – функции, учитывающие сечений ионизации.

Пробой пограничного слоя может наблюдаться и при отсутствии ионизации над поверхностью, в этом случае будет выполняться соотношение  $\gamma_{ei} \gamma_{ie} = 1$ . Результаты выполненных расчетов показали, что характерные условия для вакуумно-дуговых источников плазмы таковы, что пробой пограничного слоя в значительной степени зависит от указанного критерия. Также установлено, что возникновение катодных пятен на подложке возможно при любой его температуре.

Для устранения условий, стимулирующих пробой, разработаны методы управления плотностью плазменного потока, позволяющие согласовать

технологический режим напыления и параметры потока с исходным состоянием обрабатываемого изделия и конечными результатами.

## **Управление плотностью плазменного потока, генерируемого дуговым разрядом в вакууме**

В.Т. Барченко<sup>1)</sup>, М.А. Гаритов<sup>1)</sup>, А.А. Лисенков<sup>1,2)</sup>

*<sup>1)</sup> Санкт-Петербургский государственный электротехнический университет «ЛЭТИ», Санкт-Петербург*

*<sup>2)</sup> Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург*

Возникновение текстуры покрытия, формируемого из потока металлической плазмы, генерируемой вакуумно-дуговым разрядом, определяется условиями конденсации, поэтому для получения пленок высокого качества необходимо, чтобы температура поверхности конденсации  $T_{\text{пов}}$  определенным образом соотносилась с температурой плавления наносимого материала. Выполнение данного условия необходимо для снижения термоконденсационных (растягивающих) напряжений, возникающих в ходе формирования покрытия, из-за градиента температур по толщине покрытия и термических напряжений, образующихся из-за неодинакового расширения или сокращения объемов конденсата и подложки при нагревании или охлаждении.

Изменение температуры подложки влияет на структурные и механические свойства покрытий. В литературе встречаются данные о том, что увеличение температуры подложки ведет также к снижению размеров фиксируемых капельных образований.

От скорости осаждения и интенсивности ионной бомбардировки подложки зависят значения и характер напряжений в пленке. Повышение температуры подложки во время осаждения приводит к уменьшению возникающих напряжений. Изменяя условия конденсации, в процессе напыления удается управлять свойствами получаемых покрытий.

В определенных пределах изменять условия конденсации, удается за счет изменения величины ускоряющего потенциала, задаваемого на подложку и позволяющего регулировать энергию осаждающихся ионов, и частично их плотностью, а, следовательно, и управлять протеканием технологического процесса, переводя его из режима распыления – в режим формирования покрытия.

Необходимый тепловой режим обрабатываемого изделия и условия взаимодействия заряженных частиц с поверхностью твердого тела, могут быть достигнуты за счет устройств, обеспечивающих управление плотностью плазменного потока. Для ослабления плотности потока предложен плазменный аттенюатор, состоящий из набора плоско-параллельных пластин шириной  $L$  с расстоянием  $H$  между ними. Устройство располагается в рабочем объеме на пути плазменного потока и находится под плавающим потенциалом, что позволяет в процессе работы снизить тепловые воздействия на него.

Предложенная математическая модель прохождения заряженными частицами объема аттенюатора в целом удовлетворительно описывает взаимодействие плазменного потока с системой электродов, что позволяет

сформировать дозированный плазменный поток, позволяющий согласовать тепловые режимы подложки, как в процессе ионной очистки, так и в процессе формирования покрытия. В этом случае значительно снижается вероятность образования катодных пятен на обрабатываемой поверхности изделий и повышается качество наносимого покрытия.

## **Порообразование в кремнии, имплантированном кислородом и фосфором, после отжига в неизотермическом реакторе**

Ю.И. Денисенко

*Ярославский филиал физико-технологического Института РАН, Ярославль*

В полупроводниковой дефектной инженерии все более актуальны методы направленного формирования в подложке таких структурных неоднородностей, как поры, пустоты или протяженные полости, без применения “мокрых” (химических или электрохимических) процессов. Эти методы преимущественно основаны на имплантации в полупроводник легких газовых ионов, служащих впоследствии центрами коалесценции вакансий, либо на инженерии “пустот Киркендалла” для бинарных систем. В настоящее время в дефектной инженерии кремния считается весьма перспективным метод имплантации ионов  $\text{He}^+$  с дозами  $(0,8\div 15)10^{16}$   $\text{см}^{-2}$  с последующим отжигом, где в зависимости от режимов могут образовываться либо пористо-дисперсные либо вытянутые в одну линию слои из отдельных нанопор [1,2]. В технологии кремниевых приборов эти слои используются: как физические стоки избыточных междоузлий Si (для уменьшения диффузии примеси); в качестве геттеров металлов или оборванных связей для контроля времени жизни носителей заряда. В планарных структурах они актуальны для предотвращения эффекта паразитного транзистора, релаксации напряжений в гетероструктурах  $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$ /подложка Si (100).

В рамках дальнейшего развития дефектной инженерии фазово-структурных неоднородностей в кремнии, в настоящей работе представлены результаты исследований по формированию пористой структуры в подложках кремния (100) с имплантированными ионами  $\text{P}^+$  и кислорода с дозой  $2,5\cdot 10^{16}$   $\text{O}_2^+/\text{см}^{-2}$ . Проблема увеличения общей пористости кремния здесь была решена путем объемной диффузии избыточных вакансий, образовавшихся и “зафиксированных” в кристаллической решетке при термообработке в неизотермическом реакторе. Установлено, что присутствие температурного градиента способствует разделению потоков вакансий и междоузельных атомов кремния, уменьшая их взаимную аннигиляцию. Происходит коагуляция вакансий и формирование жизнеспособных зародышей (нанопустот), часть из которых в изотермических условиях при той же температуре получают дальнейшее развитие в качестве макропор. Поверхностный аморфизованный слой из преципитатов  $\text{SiO}_2$  и (фосфор)силикатной фазы при последующих термических обработках служил одновременно эффективным барьером от стока вакансий на поверхность и источником диффузии фосфора вглубь. Исследовались структуры, прошедшие неизотермическую обработку в течение 5 минут при  $1100$   $^\circ\text{C}$ , и отжиг в течение 1-4 часов в изотермической печи. Представлены РЭМ снимки скола таких структур со сформированными порами в виде различных сфероидов в пределах диффузионной зоны фосфора. На других снимках, сделанных под углом  $75^\circ$ ,

фиксируются ромбические проекции этих пор, указывающих на их октаэдрическую огранку [3].

1. V. Rainery, M. Saggio, E. Rimini.// J. Mater. Res. 2000. V.15, P.1449-1476.
2. N. Hueging, M. Luysberg, H. Trinkause, et al. // J. Mater. Sci. 2006. V.41, P.4454-4465.
3. П.Г. Черемской, В.В. Слезов, В.И. Бехтин. Поры в твердом теле. М: Энергоатомиздат, 1990, 375 стр.

## **Эффект дальнего действия и формирование нанокластеров в металлах после их низкоэнергетического ионного облучения**

И. Терешко<sup>1)</sup>, О. Обидина<sup>1)</sup>, И. Елькин<sup>2),3)</sup>,  
А. Терешко<sup>1)</sup>, В. Глущенко<sup>1)</sup>

<sup>1)</sup> *Белорусско-Российский университет, Могилев, Беларусь*

<sup>2)</sup> *ООО НПП «КАМА ВТ», Могилев, Беларусь*

<sup>3)</sup> *"NANTES - Systemy Nanotechnologii" Plc., Boleslawiec, Poland*

Целью данной работы является изучение самоорганизационных процессов и, как следствие, наноструктурной эволюции нелинейных кристаллических сред, подвергнутых низкоэнергетическому ионному облучению. Метод молекулярной динамики использовался для моделирования взаимодействия, как направленных моноэнергетических ионных пучков, так и хаотического плазменного воздействия с нелинейными кристаллическими решетками различной размерности. Величина энергии падающих ионов не превышала порога, необходимого для образования точечных дефектов, но была достаточной для возбуждения нелинейных колебаний в облученных кристаллах.

Было показано, что в результате таких колебаний в кристаллах формируются новые метастабильные долгоживущие атомные группы с наноразмерностью (нанокластеры).

В данной работе отмечено, что образование нанокластеров происходит даже на достаточно большой глубине от поверхности облучения, что может быть представлено как эффект дальнего действия. Концентрация нанокластеров убывает по мере увеличения глубины, а средний диаметр кластеров увеличивается с расстоянием от облученной поверхности. Фактически это обеспечивает объемную модификацию исследуемых материалов. Сформировавшиеся нанокластеры обеспечивают новый комплекс физических и механических свойств облученных материалов.

## **Формирование нанокластеров в нелинейных водородно-кислородных и водородно-углеродных атомных и молекулярных цепочках**

И. Терешко<sup>1)</sup>, О. Обидина<sup>1)</sup>, И. Елькин<sup>2),3)</sup>, Н. Калиновская<sup>1)</sup>,  
И. Мельников<sup>1)</sup>, А. Мисник<sup>1)</sup>

<sup>1)</sup> *Белорусско-Российский университет, Могилев, Беларусь*

<sup>2)</sup> *ООО НПП «КАМА ВТ», Могилев, Беларусь*

<sup>3)</sup> *"NANTES - Systemy Nanotechnologii" Plc., Boleslawiec, Poland*

Целью данной работы является анализ процессов наноструктурирования атомных и молекулярных цепочек под действием низкоэнергетического ионного облучения в плазме тлеющего разряда.

В качестве объекта исследования были выбраны водородно-кислородные и водородно-углеродные нелинейные атомные цепочки, а также молекулярные цепочки воды.

Вычислительный эксперимент был произведен с помощью метода молекулярной динамики. В качестве потенциала атомного и молекулярного взаимодействия были выбраны потенциалы, соответствующие ковалентной и водородной связи на различных участках цепочек. При этом учитывались коэффициенты упругости, квадратичной и кубической нелинейностей, а также коэффициенты нелинейностей четвертого и пятого порядка, соответственно.

Была исследована зависимость смещения каждого атома (молекулы) цепочки от времени, прошедшего после прекращения внешнего воздействия. Источниками, посылающими импульсы к атомам цепочки, были как прямой ионный удар по первому атому цепочки (одиночное воздействие), так и хаотичные удары по случайно выбранным атомам цепочки (плазменное воздействие).

Было показано, что в цепочках активно развиваются нелинейные колебания атомов, которые приводят к самоорганизации цепочки и как следствие смещению атомов цепочки и стабилизации их в новых положениях. Стабилизацию атомов в новых положениях можно охарактеризовать как молекулярную память. При этом время стабилизации на 3-4 порядка превышает время релаксации стандартных атомных колебаний. Смещения атомов в случае плазменной обработки на порядок больше, чем при одиночном ударе. Таким образом, плазменное воздействие ведет к более активному процессу самоорганизации и перестройке цепочки.

Мы показали, что в случае водородно-кислородных цепочек смещение атомов настолько значительно, что ведет к сжатию цепочки (что также можно назвать коллапсом цепочки) или формированию высокоэнергетических нанокластеров. Длина сколлапсированной цепочки зависит от энергии внешнего воздействия.

## **Фазово-полевой подход к моделированию процессов переноса вакансий при ионном облучении**

А.С. Алалыкин, П.Н. Крылов, А.А. Лебедева  
*Удмуртский государственный университет, Ижевск*

Основные проблемы в понимании и описании процессов, происходящих при ионным облучении материалов, тесно связаны с их нелинейным, синергетическим характером [1]. Так, несмотря на обилие экспериментальных данных по процессам распространения дефектов при ионном облучении (например, эффект дальнего действия [2]), разработка их теоретического объяснения еще далека от завершения [3]. Возможным подходом, неоднократно обсуждавшимся в литературе, является аналогия с процессами фазового перехода. Действительно, в результате воздействия ионного пучка на облучаемый материал, последний претерпевает качественную перестройку, которую в обобщенном смысле можно понимать как фазовый переход системы.

По современным представлениям [4], в общем случае, фазовый переход обусловлен взаимодействием, по крайней мере, трех «гидродинамических мод», к которым можно отнести поле параметра порядка, сопряженного ему поля и поля управляющего параметра. Будем полагать, что при облучении материал переходит из исходного равновесного состояния в некоторое метастабильное состояние с очень большим (по сравнению с характерным временем распространения дефектов) временем жизни. Из последнего следует наличие потенциального барьера между состояниями и близость энергий метастабильного и равновесного состояний. В такой ситуации, чтобы избежать детализации при описании свойств среды, в качестве параметра порядка, однозначно характеризующего состояние материала, может быть использована концепция фазового поля [5]. Поле параметра, локально управляющего процессом фазового перехода, в соответствии с известными гипотезами [6,7] о физическом механизме переноса вакансий, может быть связано с растягивающими напряжениями в сплошной среде и в простейшем случае отождествляется с изотропной частью тензора деформации. В качестве третьей «гидродинамической моды» выберем концентрационное поле вакансий, присутствие которых существенно влияет на переход системы в метастабильное состояние.

С точки зрения термодинамики, облученные материалы представляют собой сильно неравновесные системы, для описания которых необходимо использовать формализм необратимой термодинамики [8], приводящий к расширению пространства независимых переменных за счет потоков. Модель, полученная на основе данного формализма, представлена в работе [9]. Данная работа посвящена ее дальнейшему анализу и численному моделированию.

1. Малыгин Г.А. // УФН. 1999. Т.169, №10. С.979-1010.
2. Диденко А.Н и др. Эффекты дальнего действия в ионно-имплантированных металлических материалах. Томск: Изд-во НТЛ, 2004. 328 с.
3. Buchbinder G.L. //Int. J. of Heat and Mass Transfer. 2003. V.46, P.1665–1673.
4. Олемской А.И., Кацнельсон А.А. Синергетика конденсированной среды. М.: УРСС, 2003, 336 с.
5. Emmerich H. Thermodynamic concepts and application of phase field model. Springer, 2003. pp. 178.

6. Семин Ю.А., Скупов В.Д., Тетельбаум Д.И. // Письма в ЖТФ. 1988. Т. 14. Вып. 3. С. 273.
7. Инденбом В.Л. // Письма в ЖТФ. 1979. Т. 5. Вып. 8. С. 489.
8. Жоу Д., Касас-Баскес Х., Лебон Дж. Расширенная необратимая термодинамика. Ижевск: РХД, 2006. 528 с.
9. Крылов П.Н., Лебедева А.А. // Поверхность. 2008. №4. С.55-60.

## **Эффект дальнего действия в кремнии при облучении светом и ионами**

Е.В. Курильчик, Д.И. Тетельбаум, Ю.А. Дудин, Ю.А. Менделева  
*Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского, Н.Новгород*

Несколько лет назад в НИФТИ ННГУ было установлено, что, наряду с дальнедействующим влиянием ионного облучения на микротвердость металлических фольг и кремния, аналогичный эффект имеет место и при облучении светом. Ранее основное внимание уделялось влиянию облучения светом на металлические фольги [1-4]. В настоящей работе влияние света на микротвердость Si исследовано подробно. Установлено, что изменения микротвердости на обратной стороне происходят для Si с различным удельным сопротивлением и типом проводимости. На лицевой стороне при использовании нефильтрованного света изменения отсутствуют, но они имеют место при использовании фильтра, отсекающего короткие волны, или непрозрачного Al экрана (фольги, плотно прилегающей к Si). После облучения изменения микротвердости релаксируют, причем время полной релаксации растет в случае введения перерывов при облучении с сохранением общей («чистой») длительности засветки. Дозовая зависимость изменения микротвердости немонотонна; в случае прерывистого облучения область падения изменений при больших дозах сдвигается в сторону более высоких доз, что свидетельствует о наличии явления, похожего на «усталость» и «отдых». Зависимость относительного изменения микротвердости от толщины образца тоже немонотонна в отсутствие фильтров или экрана и становится монотонной при их использовании. Дальнедействующее влияние света отсутствует для свежепротравленных в HF образцов, т.е. образцов с удаленным естественным оксидом. Толщина модифицированного облучением слоя вблизи обратной стороны составляет ~15 мкм. Облучение влияет на плотность и размер ямок селективного травления микродефектов на стороне, противоположной облучаемой.

В случае *ионного* облучения, в отличие от *светового*, изменения микротвердости сохраняются неопределенно длительное время. Показано, что это обстоятельство связано не с прерывистым характером ионного облучения (при сканировании) пучка ионов, а с другим характером возбуждения деформационных волн по сравнению со случаем облучения светом.

1. Tetelbaum D.I., Azov A.Yu., Kuril'chik E.V. et al. // Vacuum. 2003. V.70. No.2-3. P.169.
2. Д.И. Тетельбаум, Е.В. Курильчик, А.Ю. Азов и др. // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. 2003. №4. С.67.

3. Ю.А. Менделева, Е.В. Курильчик, Ю.А. Новицкий, А.А. Суворкин, Д.И. Тетельбаум. Вестник ННГУ. Серия физика твердого тела. 2005. Выпуск 1(8). С.80-87.
4. Д.И. Тетельбаум, Е.В. Курильчик, Ю.А. Менделева, А.Ю. Азов. // Известия РАН. Серия Физическая. 2006. Т.70. №8. С.1161-1163.

### **Наблюдение эффекта дальнего действия методом обратного рассеяния**

В.Л. Левшунова<sup>2)</sup>, Г.П. Похил<sup>1)</sup>, Ю.А. Менделева<sup>2)</sup>, Д.И. Тетельбаум<sup>2)</sup>,  
П.Н. Черных<sup>1)</sup>

<sup>1)</sup> НИИЯФ МГУ, Москва

<sup>2)</sup> НИФТИ ННГУ, Н.Новгород

В настоящей работе для наблюдения эффекта дальнего действия применен метод резерфордовского обратного рассеяния с каналированием ионов (РОРКИ). Исследовался эффект дальнего действия под влиянием светового воздействия /1/. Во-первых, это интересный эффект, и, во-вторых, такое воздействие легко осуществить непосредственно в камере рассеяния на ускорителе. Эксперименты проводились с монокристаллическим кремнием на ускорителе ЭГ-8 НИИЯФ МГУ. Кристалл Si марки КЭФ-5 (толщиной 0,5 мм) с ориентацией (111) был сориентирован осью (111) вдоль пучка с точностью не хуже 0,02°. Измерялись энергетические спектры обратно рассеянных ионов He<sup>+</sup> с начальной энергией 2,0 МэВ. Плотность ионного тока составляла 0,1 мкА/см<sup>2</sup>. Весь спектр занимал по энергии 500 каналов, а в качестве характеристики дефектности приповерхностного слоя использовалось значение интегрального выхода рассеянных ионов от 235 до 500 каналов. При этом толщина зондируемого слоя составляла ~ 2 мкм. Облучение светом со стороны, обратной зондируемой, проводилось с использованием лампы накаливания мощностью 55 Вт, нить которой располагалась на расстоянии 55 мм от пластины. Наблюдаемый эффект составлял менее 10%, поэтому для надежной его фиксации была использована автоматическая схема сканирования. При наборе очередной заданной величины счета на мониторном счетчике производилось считывание интегрального выхода и запись его в очередной канал анализатора, включенного в мульти сканирующем режиме, и перевод анализатора в следующий канал. Таким образом, автоматически измерялась зависимость выхода РОРКИ от времени (точнее, от дозы He<sup>+</sup>). Такая автоматическая запись выхода рассеянных частиц производилась непрерывно в течение двух часов. За это время на некотором шаге производилось облучение светом обратной стороны образца в течение 40 сек, которое повторялось каждые 40 минут. Во всех циклах наблюдается одна и та же особенность: после светового воздействия сначала происходит снижение выхода, а через 10-15 минут его возрастание. Корреляция изменения выхода и моментов засветки однозначно свидетельствует о наблюдении эффекта дальнего действия. Чтобы убедиться, что изменение выхода, вызванное случайными причинами, например, колебаниями тока пучка, не может являться причиной наблюдаемого эффекта, был проведен контрольный эксперимент по измерению выхода РОР в течение длительного интервала времени без воздействия света на образец.



Эксперимент показал, что нет корреляции между случайными изменениями тока пучка и колебаниями интегрального выхода.

Таким образом, измерение выхода РОР при каналировании свидетельствует об изменении дефектной структуры вблизи поверхности образца при засветке его задней стороны, а также о последующей релаксации структуры. Такое поведение коррелирует с данными по микротвердости.

1. Д.И. Тетельбаум, В.Я. Баянкин. Эффект дальнего действия. Природа. 2005. №4. С.9-17.

## **О механизме дальнего действия**

Тетельбаум Д.И.<sup>2)</sup>, Похил Г.П.<sup>1)</sup>, Левшунова В.Л.<sup>2)</sup>

<sup>1)</sup>НИИЯФ МГУ, Москва

<sup>2)</sup>НИФТИ, ННГУ, Н. Новгород

Исследованию эффекта дальнего действия (ЭД) при воздействии ускоренными ионами на металлические фольги и пластины кремния посвящено уже много работ. Недавно было обнаружено, что ЭД имеет место и при воздействии сравнительно слабыми потоками света. Более того, эффект наблюдается и в стопках фольг. ЭД обладает рядом характерных особенностей, например, оказалось, что проявление эффекта дальнего действия в случае облучения светом существенно зависит от присутствия на поверхности кремния или металла окисного слоя. Существующие модели объясняют ЭД влиянием упругих волн, возбуждаемых либо термопиком при облучении ионами либо трансформацией части дефектов с выделением тепла при воздействии светом. Упругие волны перераспределяют дефекты, что приводит к упрочнению материала на стороне образца, противоположной облучаемой. В этих моделях речь идет об упругих волнах, испускаемых точечными источниками, поэтому их амплитуда быстро убывает с глубиной образца. Для объяснения ЭД необходимо привлекать идею испускания вторичных деформационных волн, которые как эстафетная палочка передаются на большие глубины. Понимание эффекта дальнего действия будет существенно облегчено, если удастся показать, что и при ионном, и при световом воздействии генерируются плоские упругие волны, которые практически не затухают по мере движения в глубь образца.

В настоящей работе обсуждаются возможные механизмы генерации плоских упругих волн, производящих эффект дальнего действия. Обсуждаются механизмы синхронизации момента трансформации приповерхностных дефектов, которая необходима для создания плоской волны. Эти механизмы сопоставляются с существующими экспериментальными данными, и предлагаются некоторые дополнительные эксперименты для проверки таких механизмов.

## **Модели и механизмы кластерообразования при распылении поверхности твёрдых тел ионными пучками**

Г.Р.Рахимова

*Институт электроники им. У.А.Арифова АН РУз., Ташкент, Узбекистан*

В настоящей работе представлен аналитический обзор, посвящённый современному состоянию экспериментальных и теоретических исследований механизмов и моделей образования кластеров, распылённых ионными пучками поверхности твёрдого тела (ТТ).

В первой части доклада проанализированы и систематизированы результаты, опубликованные в оригинальных работах и обзорах, указывающие на условия протекания процессов кластерообразования при распылении поверхности ТТ ионами низких и средних энергий. Анализ многочисленных экспериментальных работ показал, что образование кластеров зависит от режимов проведения эксперимента – энергии, дозы, температуры, массы и размера бомбардирующих частиц, структуры поверхности, энергии связи и т.д.

Вторая часть доклада посвящена теоретическим исследованиям, в основе которых лежат некоторые возможные модели и механизмы образования кластеров при ионном распылении поверхности ТТ. В связи со сложностями аналитического описания процесса кластерообразования при ионном распылении, значительное внимание в последние годы было уделено компьютерному моделированию, в частности методу молекулярной динамики (ММД).

В третьей части доклада представлены результаты автора, посвящённые теоретическому исследованию некоторых возможных механизмов образования кластеров при ионном распылении поверхности ТТ [1-6]. Рассмотрен “фокусонный механизм” образования кластеров [1-3]. Показана возможность образования скоплений (кластеров) атомов при распылении и фокусонных с близкими значениями кинетической энергии и направления вылета из кристалла. В [4-6], используя ММД проведено исследование процесса взаимодействия малоатомных ( $n \leq 3$ ) металлических кластеров с атомной цепочкой при скользящем падении. Проведено сравнительное исследование взаимодействия атома Cu, двух и трёхатомного кластера ( $Cu_2$ ,  $Cu_3$ ) с цепочкой атомов Ag, а также аналогичный расчёт для системы Ag-Cu.

Таким образом, для объяснения природы кластерообразования при ионном распылении, необходимо, по меньшей мере, существенное уточнение основных исходных предположений существующих теорий на основе имеющихся экспериментальных данных.

1. Rakhimova G.R. et all. / XII Int.conf. SMMIB-12.Marburg,Germany. 2001, p. 2\_06.
2. Rakhimova G.R., Turaev N.Yu., Khalilov U.B. / XIII International conference on ion beam modification of materials. Kobe, Japan. 2002, p. 10.
3. Rakhimova G.R., Turaev N.Yu., Khalilov // Uzbek Journal of Physics. 2002. V.4. N2. P. 102-107.
4. Рахимова Г.Р. // VII Всероссийский семинар ФФХОИИ. Нижний Новгород, Россия, 2004. С. 50-51.
5. Джурахалов А.А. и др. // Материалы XVII Международной конференции по взаимодействию ионов с поверхностью. Москва, 2005, т.1, с.218-220.

## **Моделирование процессов каналирования и угловых зависимостей выхода рентгеновского излучения при облучении кремния ионами**

Д.А. Лаптев, Д.В. Гусейнов, Д.И. Тетельбаум, О.Н. Горшков  
*НИФТИ ННГУ им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород*

Одной из наиболее актуальных задач физики ионной имплантации является получение информации о структуре и элементном составе имплантированного слоя. Ранее в работах [1-3] была показана возможность исследования структурного совершенства и состава кристаллов с помощью анализа эмиссии характеристического рентгеновского излучения, индуцированного бомбардирующими частицами (PIXE). В качестве частиц, возбуждающих внутренние оболочки атомов мишени, могут использоваться бомбардирующие ионы. Это позволяет *in situ* наблюдать кинетику накопления дефектов.

Для получения информации о местоположении внедренных атомов в решетке, а также исследования степени повреждения кристалла с помощью метода PIXE, необходимо снимать экспериментальные зависимости выхода характеристического рентгеновского излучения, как функции угла между осью канала кристалла и углом падения пучка ионов. Кроме того, нужно разработать модель, которая позволит извлечь количественную информацию из полученных экспериментальных данных. Для проверки и калибровки модели используются экспериментальные зависимости, полученные для тестовых образцов кремния. Описанный в работе метод во многом сходен с методом резерфордского обратного рассеяния (ROP). Однако имеются определенные различия. Одно из преимуществ метода по сравнению с ROP заключается в возможности анализировать более легкие по отношению к матрице примесные атомы. Учет ориентационных явлений при ионном возбуждении рентгеновского излучения обеспечивает высокую чувствительность метода при изучении кинетики накопления дефектов в кристаллах непосредственно в процессе облучения.

В настоящей работе представлены результаты моделирования методом Монте-Карло процессов каналирования и угловых зависимостей выхода характеристического рентгеновского излучения при облучении кремния протонами. Используемая модель только в первом приближении описывает наблюдаемые эффекты. Она выполняет функцию выявления параметров задачи, необходимых для дальнейшего развития модели.

Работа частично выполнена в рамках проектов Рособразования (РНП 2.1.1.4022, 2.2.2.2.4737, 2.2.2.3.10002), CRDF (BRHE RUX0-001-NN-06, Y4-P-01-05), РФФИ (08-03-00105) и гранта Президента РФ (МК-3877.2007.2).

1. Горшков, О.Н. Исследование радиационного повреждения полупроводников и диэлектриков в процессе ионного внедрения с использованием характеристического рентгеновского излучения: дис. канд. физ.-мат. наук: 01.04.10 / Горшков Олег Николаевич. – Горький. 1980. – 168 с.

2. D. Comedi, R. Kalish, J.H. Barrett // Nuclear Instruments and Methods in Physics Research B 1992. Т.63.С.451-461.  
3. J.H. Barrett // Phys. Rev. B 1971. Т.3. вып.5. С.1527-1547.

## **Формирование заглубленных силицидных слоев методами ионной имплантации и молекулярно-лучевой эпитаксии**

Р.И. Баталов<sup>1)</sup>, Р.М. Баязитов<sup>1)</sup>, В.Ф. Валеев<sup>1)</sup>, В.А. Шустов<sup>1)</sup>,  
Н.Г. Галкин<sup>2)</sup>, Е.А. Чусовитин<sup>2)</sup>, Д.Л. Горошко<sup>2)</sup>

<sup>1)</sup> Казанский физико-технический институт КазНЦ РАН, Казань

<sup>2)</sup> Институт автоматизации и процессов управления ДВО РАН, Владивосток

Среди широкого ряда силицидов металлов лишь ограниченное число обладает полупроводниковыми свойствами и может быть применено при изготовлении новых микро- опто и термоэлектрических приборов. К таким перспективным материалам относятся силициды железа, хрома и магния ( $\beta$ -FeSi<sub>2</sub>, CrSi<sub>2</sub>, Mg<sub>2</sub>Si). В настоящее время особый интерес представляет формирование нанокристаллических силицидных слоев, обладающих рядом интересных свойств, не присущих объемным кристаллам. Для создания приборных структур на основе полупроводниковых силицидов требуется их заглубление под поверхность кремния, что обычно реализуется методом высокоэнергетичной имплантации ( $E = 0.2-1$  МэВ) ионами металлов [1] или методом молекулярно-лучевой эпитаксии тонкой пленки силицида с последующим ее заравниванием толстым слоем кремния ( $d = 0.2-1$  мкм)[2,3]. В данной работе исследовано формирование нанокристаллических слоев  $\beta$ -FeSi<sub>2</sub>, CrSi<sub>2</sub>, Mg<sub>2</sub>Si методами низкоэнергетичной ионной имплантации ( $E < 50$  кэВ) и импульсного отжига с последующим их заравниванием эпитаксиальной пленкой кремния.

Первоначально пластины кремния были имплантированы ионами Fe<sup>+</sup>, Cr<sup>+</sup>, Mg<sup>+</sup> с энергией  $E = 40$  кэВ и дозами  $\Phi = 6 \times 10^{15} - 6 \times 10^{16}$  см<sup>-2</sup> и подвергнуты импульсной обработке интенсивными наносекундными лазерными или ионными пучками. Использование импульсного отжига позволяло значительно уменьшить степень дефектности имплантированных слоев вследствие быстрых процессов плавления и кристаллизации. Перед осаждением эпитаксиальной пленки кремния в сверхвысоком вакууме поверхность образцов подвергалась процедуре низкотемпературной очистки. Фазовый состав и морфология поверхности образцов до и после очистки изучались методами рентгеновской дифракции и атомно-силовой микроскопии. Рентгеновские измерения демонстрировали формирование силицидов  $\beta$ -FeSi<sub>2</sub>, CrSi<sub>2</sub> и Mg<sub>2</sub>Si с поли- и монокристаллической структурой в зависимости от типа и дозы ионов. Поверхность лазерно-отожженных образцов была мелкозернистой ( $l \sim 60-90$  нм) и имела хорошую планарность ( $\sigma < 2$  нм). Осаждение эпитаксиальной пленки кремния толщиной до 1.8 мкм проводилось при вакууме  $\sim 10^{-10}$  Торр при температуре 700 °С. Было установлено, что структура и шероховатость пленки кремния в основном зависит от дозы ионов, при дозе  $\Phi > 10^{16}$  см<sup>-2</sup> пленка становится поликристаллической, а ее шероховатость возрастает до десятков нм.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 08-02-01280 и Фонда содействия отечественной науке.

1. Leong D. et al. // Nature. 1997. V.387. P.686-688.
2. Suemasu T. et al // Jap. J. Appl. Phys. 2000. V.39. P.L1013-L1015.
3. Galkin N.G. // Thin Solid Films. 2007. V.515. P.8179-8188.

## **Формирование слоев дисилицида железа при импульсной обработке пленок железа, осажденных на кремний магнетронным распылением**

Р.М. Нурутдинов, Р.И. Баталов, Р.М. Баязитов, В.А. Шустов, Г.А. Новиков  
*Казанский физико-технический институт КазНЦ РАН, Казань*

Полупроводниковый дисилицид железа ( $\beta$ -FeSi<sub>2</sub>) представляет интерес для микро- и оптоэлектроники в качестве материала на основе которого могут быть изготовлены светоизлучающие в области 1.5 мкм приборы. Одним из основных методов формирования слоев  $\beta$ -FeSi<sub>2</sub> на Si является вакуумное осаждение на Si пленок железа с последующим длительным отжигом при 800-900 °С (твердофазный режим роста). В тоже время имеется ограниченное число работ по жидкофазному режиму роста слоев  $\beta$ -FeSi<sub>2</sub>, реализуемого в процессе наносекундных импульсных воздействий [1,2]. В данной работе изучалась структура, фазовый состав и морфология поверхности пленок железа на кремнии до и после импульсных обработок.

Осаждение пленок Fe на подложки Si проводилось методом несбалансированного магнетронного распыления на вакуумном poste ВУП-5М. В процессе осаждения варьировалось его время ( $t_d = 1-30$  мин) и температура подложки Si ( $T_s = 20$  °С и 500-800 °С). Скорость осаждения пленок Fe составила около 80 нм/мин для расстояния мишень-подложка 30 мм. После осаждения пленки Fe подвергались импульсной обработке лазерными ( $\lambda = 0.69$  мкм,  $\tau = 80$  нс) или ионными ( $C^+$ ,  $E = 300$  кэВ,  $\tau = 50$  нс) пучками. В процессе импульсных воздействий варьировалась плотность энергии ( $W = 1-1.5$  Дж/см<sup>2</sup>) и число импульсов ( $N = 1-10$ ). Фазовый состав пленок исследовался методом рентгеновской дифракции в скользящих лучах ( $\varphi = 1-7^\circ$ ), структура и морфология поверхности изучались методами растровой электронной и атомно-силовой микроскопии.

В ходе экспериментов было установлено, что осаждение Fe на «холодные» подложки Si приводит к образованию поликристаллических пленок  $\alpha$ -Fe, которые отслаиваются при последующем нагреве ( $T > 300$  °С). Импульсная лазерная обработка пленок Fe приводит к их разрыву на отдельные островки с размерами 1-3 мкм, состоящие преимущественно из железа. Это связано с малой глубиной расплава (менее 200 нм), которая меньше толщины пленки Fe (250 нм). Осаждение пленок Fe на «горячие» подложки Si улучшает их адгезию к подложке, но не приводит к силицидообразованию по всей толщине пленки. Импульсная ионная обработка сохраняет целостность пленок и приводит к образованию силицидов железа с размером зерна около 0.2 мкм. При этом состав пленок существенно зависит от плотности энергии и числа импульсов, а именно при максимальной энергии и большом числе импульсов практически все железо трансформируется в фазу FeSi<sub>2</sub> с поликристаллической структурой.

Работа выполнена при частичной поддержке гранта РФФИ № 08-02-01280, Программы ОФН РАН «Новые материалы и структуры» и Фонда содействия отечественной науке.

1. Datta A. et al. // J. Mater. Sci.: Mater. in Electr. 1999. V.10. P.627-631.
2. Wagner S. et al. // Appl. Surf. Sci. 2002. V.186. P.156-161.

## **Молекулярный эффект в накоплении радиационных повреждений при имплантации ионов в SiC**

А.Ю. Азаров<sup>1)</sup>, А.И. Титов<sup>1)</sup>, П.А. Карасев<sup>1)</sup>, А. Hallén<sup>2)</sup>

<sup>1)</sup> Санкт-Петербургский государственный политехнический университет,  
Санкт-Петербург, Россия

<sup>2)</sup> Royal Institute of Technology, Stockholm, Sweden

Карбид кремния является одним из наиболее перспективных материалов для изготовления высокоомощных и СВЧ приборов, способных работать при высокой температуре и в агрессивных средах. Технологически ионная имплантация очень удобна для формирования приборных структур в этом материале. Однако, она всегда сопровождается образованием дефектов в решетке кристалла. Несмотря на то, что процессы, происходящие в карбиде кремния под воздействием ионного облучения, изучаются уже достаточно давно, многие аспекты образования дефектов в SiC остаются не до конца изученными и понятыми. Хорошо известно, что накопление радиационных повреждений при облучении полупроводников атомарными и молекулярными ионами в эквивалентных условиях может отличаться. Это явление известно как молекулярный эффект (МЭ). Эквивалентность подразумевает равенство энергии ионов в расчете на а.е.м. и полного числа смещений за время облучения, а также скорости генерации первичных дефектов. Ранее [1] было показано, что молекулярный эффект дает возможность получить информацию о фундаментальных процессах, происходящих в веществе под воздействием ионного облучения.

В данной работе изучается МЭ в накоплении устойчивых при комнатной температуре структурных нарушений в 6H-SiC, при облучении ионами  $PF_n^+$  ( $n = 0, 2$  и  $4$ ) с энергией 1.3 кэВ/а.е.м. в широком диапазоне изменений доз и плотностей ионного потока. Распределения дефектов по глубине измерялись с помощью спектрометрии резерфордского обратного рассеяния в сочетании с каналированием.

Установлено, что во всех случаях распределения нарушений по глубине бимодальны, т.е. накопление дефектов происходит как в объеме, так и вблизи поверхности SiC. Переход от атомарных к кластерным ионам приводит к значительному росту повреждения между объемным и поверхностным максимумами нарушений, т.е. наблюдается МЭ. Увеличение скорости генерации первичных дефектов при увеличении плотности потока ионов приводит к уменьшению эффективности МЭ. Данный результат свидетельствует о значительной роли процессов динамического отжига дефектов в формировании стабильных нарушений. В тоже время, возможно стимулирование накопления нарушений в SiC при бомбардировке кластерными ионами, в результате процессов, связанных с нелинейными энергетическими пиками. В работе с

помощью недавно разработанного алгоритма [2] выполнены оценки плотностей каскадов, генерируемых кластерными ионами

Работа поддержана грантом РФФИ 08-08-00585.

1. A.I. Titov, A.Yu. Azarov, L.M. Nikulina, S.O. Kucheyev, Phys. Rev. B **73**, 064111 (2006).

2. П.А. Карасёв, А.И. Титов, А.Ю. Азаров, Материалы настоящей конференции.

## **Сравнение характера радиационных повреждений при облучении кремния ионами средних энергий и нейтронами (компьютерный расчет)**

Е.С. Коваленко, Д.И. Тетельбаум

*Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского*

Радиационная стойкость – один из важнейших параметров полупроводников и приборов на их основе. Ввиду сложности и дороговизны натуральных испытаний, при определении радиационной стойкости часто прибегают к имитации с помощью других воздействий. В случае быстрых нейтронов для этой цели удобно использовать ионное облучение. Однако при этом необходимо учитывать, что в случае нейтронного облучения каскады атомных смещений генерируются практически однородно по глубине, а при ионном облучении – неоднородно. Спектры первично выбитых атомов (ПВА) для нейтронного и ионного облучений также существенно различаются. Для Si наиболее близкая к случаю нейтронного облучения ситуация может быть реализована при облучении ионами  $Si^+$  средних энергий, поскольку атом кремния по массе совпадает с ПВА при нейтронном облучении, а энергии ПВА при облучении быстрыми нейтронами имеют обычно порядок  $10^2$  кэВ. Но в отличие от ПВА при строго нормальном падении ионного пучка угловые распределения влетающих ионов и распределения их стартовых позиций имеют вид дельта-функций.

В работе с помощью программы TRIM выполнены расчеты статистики каскадов смещений при ионном облучении, используемом для моделирования радиационного повреждения кремния быстрыми нейтронами. Рассмотрены случаи моноэнергетических и полиэнергетических пучков ионов  $Si^+$ . Анализируется вопрос об ионно-лучевом моделировании повреждений при нейтронном облучении для ограниченных областей Si и  $SiO_2$  в структурах МОП-транзисторов и SOI-структурах.

На основании проведенных расчетов определены оптимальные варианты режимов (доз, энергий) ионно-лучевого моделирования радиационной стойкости при нейтронном облучении кремния для некоторых типичных случаев.

## **Напряжения в алмазоподобных пленках на кремнии при их выращивании и последующем ионном облучении**

П.А. Карасёв<sup>1)</sup>, А.Я. Виноградов<sup>2)</sup>, А.Ю. Азаров<sup>1)</sup>, Н.Н. Карасёв<sup>3)</sup>, О.А. Подсвиров<sup>1)</sup>, А.И. Титов<sup>1)</sup>, И.В. Коркин<sup>2)</sup>, А.С. Смирнов<sup>1)</sup>

<sup>1)</sup> *Государственный политехнический университет, Санкт-Петербург*

<sup>2)</sup> *Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе, Санкт-Петербург*

<sup>3)</sup> *Государственный университет информационных технологий, механики и оптики, Санкт-Петербург*

Известно, что тонкие плёнки твердых материалов, нанесенные на поверхность монокристаллической подложки, могут обладать значительными остаточными механическими напряжениями как структурной, так и термической природы. Как правило, наличие подобных напряжений рассматривается как негативное явление, однако, в некоторых случаях, существует необходимость преднамеренного создания сжимающих и растягивающих внутренних механических напряжений. Например, их присутствие в тонкоплёночных полупроводниковых приборных структурах может увеличить подвижность носителей электрического заряда и, как следствие, существенно улучшить характеристики структур [1]. Настоящая работа посвящена изучению величины и знака напряжений в тонких алмазоподобных плёнках в зависимости от условий выращивания и эволюции их параметров под действием ионного облучения.

Плёнки создавались методом плазмо-химического газофазного осаждения (PE CVD), который позволяет использовать относительно небольшие температуры подложки и мощность разряда, на полосках кремния с ориентацией (111) и (100). Плёнки наносились при разных режимах (мощность разряда и потенциал смещения на подложке). Толщины пленок и величина остаточных напряжений измерялись интерференционным оптическим методом, причем толщина контролировалась в процессе выращивания. Топография поверхности исследовалась методом атомно-силовой микроскопии (AFM).

Во всех случаях напряжения в выращенных пленках оказались сжимающими. Наибольшая величина стресса при толщинах плёнок 0,3-0,4 мкм была получена при самых малых значениях мощности разряда потенциала подложки и составила 1,9 ГПа. Рост значений обеих этих параметров привел к уменьшению остаточных напряжений в несколько раз. Измерения зависимости величины стресса при изменении толщины от 0,1 до 1 мкм, для плёнок, осаждённых при малой мощности разряда и большом смещении, показали, что она мало меняется и составляет ~ 1,2 ГПа.

Облучение плёнок ионами Ag и P с энергиями 300 и 200 кэВ соответственно показали, что с ростом дозы ионов величина стресса уменьшается. Указанные значения энергии ионов были выбраны таким образом, чтобы максимум потерь в упругих столкновениях лежал в середине пленки. AFM исследования показали изменение топографии поверхности под действием ионного облучения.

Работа поддержана грантом РФФИ 08-08-00948

1. S.E. Thompson, G. Sun, Y.S. Choi, T. Nishida // IEEE Trans. on Elec. Dev., **53**, 1010, (2006).



## **Изменение процессов релаксации спинов оборванных связей при модификации кремния ионной бомбардировкой**

Д.В. Гусейнов, С.А. Яшанин, А.В. Сухоруков, А.А. Ежевский  
*Нижегородский госуниверситет им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород*

Большой интерес к спиновым системам связан с бурным развитием спинтроники и перспективами создания принципиально новых классов приборов, основанных на управлении спиновыми состояниями. В спиновых приборах ключевую роль играют процессы релаксации спинов, которые не только существенно влияют на характеристики, но и во многом определяют саму возможность реализации данного вида приборов.

В настоящей работе исследовалось влияние модификации кремния ионной бомбардировкой на процессы спин-решеточной релаксации спинов оборванных связей методом электронного парамагнитного резонанса (ЭПР). Поскольку оборванные связи могут находиться в облученных слоях, в окислах  $SiO_2$ , на границах раздела, они могут влиять на работу приборов спинтроники [1]. Исследовались образцы кремния, облученные ионами неона и кремния в диапазоне концентраций  $1 \cdot 10^{15} - 1 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$ . Для сравнения исследовались оборванные связи в порошках кремния.

Согласно литературным данным [1,2], в сильнодефектных системах обнаружены аномально высокие скорости спин-решеточной релаксации оборванных связей при низких температурах, что связано с взаимодействием оборванных связей с локализованными двухуровневыми системами (TTLS), сильносвязанными с колебаниями решетки. При температурах близких к комнатной ожидается линейная зависимость скорости спин-решеточной релаксации от температуры [1,2]. Полученные нами экспериментальные данные в диапазоне температур 95-400К не следуют линейному закону, а приводят к степенным зависимостям с показателями от 2 до 6, как для облученных образцов, так и для порошков, что характерно для двухфоонных рамановских процессов спин-решеточной релаксации. Кроме того, из зависимостей насыщения сигнала ЭПР от СВЧ мощности следует, что при температуре 95К скорость спиновой релаксации в облученных образцах существенно превышает скорость релаксации в порошках, что свидетельствует о существовании эффективного канала релаксации в системе обменно-связанных спинов. По-видимому, TTLS механизм доминирует только при низких температурах. Обнаруженное монотонное уменьшение g-фактора при увеличении дозы облучения, может быть связано, как с влиянием обменного взаимодействия, так и с возникновением зоны делокализованных состояний в щели подвижности.

Работа выполнена при поддержке РФФИ, гранты 05-02-16449, 08-02-00964-а, также CRDF Y5-P-01-02.

1. R. de Sousa. Phys. Rev. B 76, 245306 (2007).
2. T.R. Askew, H.J. Stapleton. Phys. Rev. 33, №7, 4455, (1986).

## Ферромагнетизм в монокристаллическом оксиде цинка (ZnO), имплантированном ионами кобальта

Р.И. Хайбуллин<sup>1)</sup>, Б.З. Рамеев<sup>1,2)</sup>, Р.Р. Абдуллина<sup>1)</sup>, В.Ф. Валеев<sup>1)</sup>,  
В.В. Базаров<sup>1)</sup>, Ю.Н. Осин<sup>1)</sup>, Ш.З. Ибрагимов<sup>3)</sup>, Л.Р. Тагиров<sup>3)</sup>

<sup>1)</sup>Казанский физико-технический институт КазНЦ РАН, Казань

<sup>2)</sup>Институт технологий, Гебзе, Турция

<sup>3)</sup>Казанский государственный университет, Казань

С целью получения ферромагнитного полупроводникового материала на основе оксида цинка мы имплантировали ионы  $\text{Co}^+$  с энергией 40 кэВ в монокристаллические (1120)- и (0001)-пластинки ZnO (CrysTec) с высоким потоком  $1.5 \times 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup> и плотностью ионного тока 8 мкА/см<sup>2</sup>. Для снижения радиационных повреждений кристаллической структуры ZnO имплантация проводилась при повышенной температуре облучаемой подложки 900 К. Имплантированные образцы были исследованы методами сканирующей электронной микроскопии, оптической спектроскопии, индукционной магнитометрии и дифференциального термомагнитного анализа.

Установлено сильное влияние кристаллографической ориентации облучаемой пластинки ZnO по отношению к ионному лучу на модификацию ее магнитных и оптических свойств. Имплантированные кобальтом пластинки ZnO проявляют ферромагнитные свойства при комнатной и выше температурах, о чем свидетельствует регистрация петли магнитного гистерезиса. Для обеих исследуемых ориентаций наблюдается магнитная анизотропия “легкая” плоскость, характерная для тонких ферромагнитных пленок. Однако при равном количестве внедренной примеси кобальта (по данным элементного микроанализа), ферромагнитный отклик в (0001)-пластинке в 4-5 раз сильнее, как по величине остаточной намагниченности, так и по значению намагниченности насыщения. Анализ оптических спектров пропускания показывает, что имплантация кобальта в нагретую подложку обуславливает эффективный отжиг радиационных дефектов. Величина коэффициента пропускания в имплантированных образцах снижается не более, чем на 10% по сравнению с пропусканием исходной пластины ZnO. Кроме того, в отличие от незначительного спада пропускания в (1120)-пластинке в области 620 нм, в спектре (0001)-пластинки регистрируются три селективные полосы поглощения при 570, 610 и 660 нм, характерные для ионов  $\text{Co}^{2+}$  в тетраэдрической узлах решетки. Наличие контактного сопротивления (эффекта Шоттки) свидетельствует о полупроводниковом характере проводимости в имплантированном кобальтом ZnO. Совокупный анализ результатов исследования указывает на то, что наблюдаемый ферромагнетизм связан с магнитными  $\text{Co}^{2+}$  ионами, которые изоморфным образом замещают катионы цинка в матрице ZnO. Имплантация примеси кобальта в монокристаллический оксид цинка вдоль кристаллографической оси *c* является более предпочтительной для синтеза ферромагнитного полупроводникового материала.

Работа поддержана грантами РФФИ 07-02-00559-а и 04-02-97505-р\_офи.

## **Исследование микроструктуры, оптических и магнитных свойств эпитаксиальных пленок оксида цинка (ZnO), имплантированных ионами никеля**

Р.Р. Абдуллина<sup>1,2)</sup>, В.В. Базаров<sup>1)</sup>, Ю.И. Гатиятова<sup>1)</sup>, В.И. Нуждин<sup>1)</sup>,  
Ю.Н. Осин<sup>1)</sup>, И. А. Файзрахманов<sup>1)</sup>, Р.И. Хайбуллин<sup>1)</sup>

<sup>1)</sup> Казанский физико-технический институт КазНЦ РАН, Казань

<sup>2)</sup> Казанский государственный университет, Казань

Тонкие пленки оксида цинка (ZnO), легированные примесями 3d-переходных металлов, являются одним из перспективных материалов для разработки оптоэлектронных приборов, работающих в синей и УФ спектральных областях. В работе исследовались тонкие (~100 нм) пленки ZnO, полученные на монокристаллической подложке корунда (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) путем магнетронного распыления с последующим продолжительным отжигом. Пленки ZnO были имплантированы ионами Ni<sup>+</sup> с энергией 40 кэВ в интервале доз (0,25÷1,25)×10<sup>17</sup> ион/см<sup>2</sup> при плотности ионного тока 8 мкА/см<sup>2</sup>. Последующий термический отжиг имплантированных образцов был выполнен в атмосфере воздуха при T<sub>отж</sub>=1000°С в течение 30 минут. Морфология поверхности, элементно-фазовый состав, магнитные и оптические свойства как имплантированных, так и последовательно отожженных пленок ZnO исследовались методами: сканирующей электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа, оптической спектроскопии, индукционной магнитометрии и дифференциального термомагнитного анализа. Проведенные исследования показали, что ионное облучение с ростом дозы вызывает почернение и потерю прозрачности пленок ZnO, а на поверхности имплантированных пленок образуются микротрещины. При максимальных значениях дозы имплантации никеля в облученном слое пленки ZnO имеет место процесс преципитации примеси в форме наноразмерных металлических частиц никеля. Последующая термическая обработка ведет к восстановлению кристаллической структуры имплантированных пленок, растворению наночастиц никеля, диффузионному перераспределению примеси по объему имплантированной пленки ZnO и формированию новой фазы, край оптического поглощения которой сдвинут в коротковолновую область спектра по сравнению с исходной матрицей ZnO.

Данная работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, грант № 07-02-00559а, и Программы ОФН РАН “Новые материалы и структуры”.

## Дефектообразование в кремнии, имплантированном высокоэнергетичными ионами бора и кислорода

Д.И. Бринкевич<sup>1)</sup>, В.С. Просолович<sup>1)</sup>, Ю.Н. Янковский<sup>1)</sup>, Н.В. Вабищевич<sup>2)</sup>

<sup>1)</sup> *Белорусский государственный университет, Минск, Беларусь*

<sup>2)</sup> *УО «Полоцкий государственный университет», Новополоцк, Беларусь*

В настоящей работе исследовалось влияние радиационных дефектов, созданных высокоэнергетичной имплантацией (ВЭИ), на микротвердость монокристаллического кремния. Полированные пластины кремния марки КЭФ-4,5 толщиной  $460 \pm 20$  мкм имплантировались ионами  $B^+$  и  $O^+$  с удельной энергией  $\sim 1$  МэВ/нуклон и дозами (Ф) от  $1 \cdot 10^{13}$  до  $1 \cdot 10^{16}$  см<sup>-2</sup>. Проецированный пробег ионов в обоих исследовавшихся материалах составлял 15 мкм. Измерения микротвердости (Н) проводились на приборе ПМТ-3 по стандартной методике вдоль направления  $\langle 100 \rangle$ . Выполнялись также измерения эффекта Холла и спектров ИК поглощения (дивакансии и дефекты, ответственные за близкраевое поглощение) в сочетании с последовательным удалением слоев.

На кривых распределения слоевого сопротивления  $R_s$  по глубине монокристалла наблюдалось несколько (четыре для  $B^+$  и три для  $O^+$ ) максимумов, обусловленных радиационными дефектами. Два из них (на глубинах  $\sim 7$  мкм и 15 мкм) находились в слое внедрения, остальные – за его пределами ( $\sim 25$  мкм и 75 мкм). Положение первых двух максимумов совпадало с положением максимумов на профилях распределения вакансий. Значения  $R_s$  в приповерхностном слое были близки к аналогичным значениям в исходном необлученном материале. Однако в имплантированных образцах наблюдалось приповерхностное упрочнение: микротвердость при малых нагрузках (50 г) существенно возрастала ( $> 20$  %), а при нагрузках 200 г и выше – ее изменения не превышали 3–5 %, что близко к погрешности измерений. Эффект приповерхностного радиационного упрочнения существенно зависел от вида и дозы имплантируемых ионов. Так при имплантации ионов бора указанный эффект достигал максимума при дозе имплантации  $\sim 5 \cdot 10^{14}$  см<sup>-2</sup>, а для ионов кислорода не выходил на насыщение даже при максимальной дозе  $1 \cdot 10^{16}$  см<sup>-2</sup>. ВЭИ приводила также к увеличению дисперсии случайного распределения значений диагонали отпечатка при малых нагрузках, что свидетельствует об образовании у поверхности пластин (на глубине до 1 мкм, соответствующей глубине внедрения индентора при нагрузке 50 г) дефектных областей с размерами, близкими к размерам отпечатков индентора. При индентировании с обратной стороны (необлученной) стороны пластин существенного изменения Н при имплантации не обнаружено.

Дефекты, ответственные за приповерхностное радиационное упрочнение кремния, являются электрически неактивными дефектами междуузельного типа и предположительно формируются в процессе диффузии к поверхности кремния собственных междуузельных атомов (I) из нарушенного ионной имплантацией слоя. Максимум на дозовой зависимости радиационного приповерхностного упрочнения обусловлен тем, что нарушенный слой является эффективным стоком для диффундирующих I. Формирование при ВЭИ областей повышенного  $R_s$  в «запробежной» области обусловлено, вероятнее всего, формированием точечных радиационных дефектов вследствие диффузии в подложку генерируемых облучением компонентов пар Френкеля.

## Влияние фосфора на сегрегацию сурьмы в имплантированном кремнии

А.И. Белоус<sup>1)</sup>, Ю.Б. Васильев<sup>1)</sup>, В.А. Емельянов<sup>1)</sup>, В.Б. Оджаев<sup>2)</sup>,  
В.И. Плебанович<sup>1)</sup>, П.К. Садовский<sup>2)</sup>, А.Р. Челядинский<sup>2)</sup>

<sup>1)</sup> Научно-производственное объединение “Интеграл”, Минск

<sup>2)</sup> Белорусский государственный университет, Минск

Двойная имплантация примесей может существенно улучшать параметры ионно-легированных слоев кремния. Например, дополнительное внедрение ионов Ge или C в слои кремния, имплантированные В или Р, позволяет существенно снизить коэффициенты диффузии электрически активных примесей, подавить образование из точечных радиационных дефектов остаточных протяженных нарушений. Можно ожидать, что двойная имплантация Р и Sb позволит компенсировать упругие напряжения несоответствия в сильно легированных слоях кремния n-типа.

Целью работы являются структурные и электрофизические исследования поведения примесей сурьмы и фосфора в кремнии при их совместной имплантации большими дозами.

Энергии ионов Р и Sb подбирались, исходя из равенства проецированных пробегов  $R_p$ ; дозы – исходя из соотношений ковалентных радиусов Si, Sb, Р, обеспечивающих компенсацию упругих напряжений. Результаты исследований слоевой концентрации носителей заряда в слоях, созданных имплантацией ионов Sb, Р, а также совместно Sb и Р, представлены в таблице.

Ион	Доза, $\text{см}^{-2}$	$N_s$ , $\text{см}^{-2}$
Р, 30кэВ	$3,1 \cdot 10^{15}$	$2,8 \cdot 10^{15}$
Sb, 60кэВ	$1,3 \cdot 10^{15}$	$8,2 \cdot 10^{14}$
Р + Sb	$4,4 \cdot 10^{15}$	$2,1 \cdot 10^{15}$

Таблица – Слойные концентрации носителей заряда к кремнию, имплантированном Р, Sb и совместно Р и Sb.

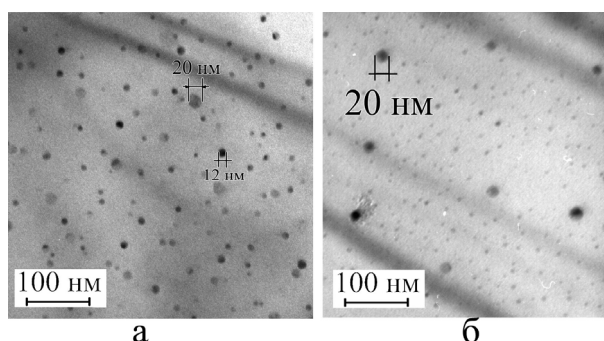


Рис. 1. Микрофотографии ПЭМ кремния, имплантированного Sb (а) и совместно Р и Sb (б).

В слоях кремния, созданных двойной имплантацией Р и Sb, слоевая концентрация носителей оказалась ниже концентрации носителей в слоях Si, имплантированных только Р. Выполненные электронно-микроскопические (ПЭМ) исследования показали, что в кремнии, имплантированном Sb, при термообработке образуются преципитаты Sb с размерами преимущественно 10-20 нм (Рис.1а). В слоях кремния, созданных двойной имплантацией Р и Sb, помимо таких преципитатов в гораздо большей концентрации возникают малые преципитаты – с размерами около 3-5 нм (Рис.1б).

Анализ результатов электрических измерений и данных ПЭМ позволяет заключить, что атомы фосфора в кремнии являются центрами сегрегации сурьмы.

## Модификация Ge/Si гетероструктур наноимпульсным лазерным облучением

Г.Д.Ивлев, Е.И.Гацкевич

*Институт физики им. Б.И. Степанова, НАН Беларуси, Минск*

Проведено исследование лазерно-индуцированных теплофизических процессов в Ge/Si гетероструктурах. Аморфные пленки Ge толщиной 100 нм на подложках Si (100) облучались импульсами рубинового (длительность 80 нс и длина волны 694 нм) или ArF эксимерного лазера (10 нс и 193 нм). Кинетика лазерно-индуцированных фазовых превращений изучалась методами оптического зондирования и численного моделирования.

Выявлено различие в динамике отражения  $R$  зондирующего излучения в условиях облучения рубиновым и эксимерным лазерами. В первом случае на стадии высокого отражения наблюдается кратковременное уменьшение  $R$  в начале плавления. Во втором случае на временной зависимости отражения появляется промежуточный минимум в конце фазы высокого отражения. Различие в осциллограммах может быть объяснено различающейся кинетикой фазовых переходов твердое тело – жидкость. Поведение  $R$  при облучении рубиновым лазером может быть объяснено промежуточной кристаллизацией. В случае облучения эксимерным лазером поведение отражения может быть объяснено одновременным отвердеванием слоя расплавленного Ge от поверхности и от подложки, т.е. встречным движением двух межфазных границ. Результаты численного моделирования исследуемых процессов находятся в удовлетворительном согласии с экспериментальными данными.

В условиях эксперимента с рубиновым лазером также исследовалось [1-3] воздействие его излучения на образцы Ge/Si гетероструктур с квантовыми точками – нанокластерами германия. Полученные результаты указывают на возможность уменьшения дисперсии размеров нанокластеров вследствие импульсной лазерной обработки, что важно в ряде практических применений таких гетероструктур.

1. Володин В.А. и др. // В кн.: 5-й Белорусско-Российский семинар «Полупроводниковые лазеры и системы на их основе». Минск, 1-5 июня 2005 г. Сборник статей. Минск: изд. ИФ НАНБ, 2005. С. 181-184.
2. Yakimov A.I. et. al. // Phys. Rev. B. 2005. Vol. 72, № 11. P. 115318-115324.  
Володин В.А. и др.// ФТП. 2006. Т. 40, вып. 2. С. 207-214.

## Кратность поражения нанокристаллов как фактор, определяющий эффективность гашения фотолюминесценции в нанокристаллических системах при ионном облучении

В.А. Стучинский, С.Г. Черкова, Г.А. Качурин, Д.В. Марин  
Институт физики полупроводников СО РАН, Новосибирск

Разработана модель для описания начальных участков кривых гашения фотолюминесценции (ФЛ) в слоях окиси кремния с кремниевыми нанокристаллами (Si-нк) при ионном облучении, которая дает количественное описание экспериментально наблюдаемому уменьшению эффективности гашения ФЛ (в пересчете на одно смещение) в таких системах при увеличении плотности смещений в каскадах [1, 2]. Модель основана на том обстоятельстве, что полное гашение ФЛ от единичного Si-нк обеспечивается уже одним сформированным в нем центром гашения (ЦГ) ФЛ, остальные же производимые смещения “тратятся” при этом “вхолостую”. Фактором, определяющим величину эффективности гашения ФЛ в предложенной модели, является, таким образом, средняя кратность поражения Si-нк центрами гашения ФЛ. В модели учитывается дисперсия Si-нк по размерам, а также туннельная связь между Si-нк, делающая возможным туннельный транспорт экситонов из люминесцирующих Si-нк в дефектные.

С использованием модели проведен количественный анализ экспериментальных данных [1, 2] по гашению ФЛ в слоях SiO<sub>2</sub> с Si-нк, полученных при облучении изучавшихся систем легкими и тяжелыми ионами разных энергий. Полученные из экспериментальных кривых гашения ФЛ кратности поражения Si-нк стабильными ЦГ ФЛ сопоставлены со средним числом смещений на один поврежденный Si-нк, определенным посредством компьютерного анализа TRIM-данных для соответствующих условий облучения. Найдено, что в нк-системах [1, 2], облученных ионами разных масс с энергией 100-2000 кэВ, выход стабильных ЦГ ФЛ в Si-нк по отношению к числу вводимых смещений составляет  $y=0.4\div 1$ . Значения  $y$  возрастают от  $y \approx 0.4$  для системы [2], облученной ионами He<sup>+</sup> с энергией 130 кэВ, а также для системы [1], облученной ионами He<sup>+</sup>, Ge<sup>+</sup> и Au<sup>+</sup> с энергией 2 МэВ, до  $\sim 1$  в случае системы [2], облученной ионами F<sup>+</sup> и P<sup>+</sup> с энергией 150÷200 кэВ.

Дана физическая интерпретация опубликованной в работе [1] кривой, описывающей деградацию времени жизни ФЛ при ионном облучении нк-систем, а также предложена параметризация таких кривых в терминах характерного времени локализации экситона на отдельном нанокристалле. Получена оценка характерного времени туннелирования экситонов между соседними Si-нк в нк-системах [1] и [2], длины спада экситонной волновой функции в диэлектрическую матрицу, и эффективного сечения рекомбинации экситона на глубоких состояниях, вводимых облучением в диэлектрическую матрицу.

1. Pacifici D. et al. *Phys. Rev. B* . Vol. **65**, P.144109 (2002)
2. Качурин Г.А., Черкова С.Г., Марин Д.В., Гутаковский А.К., Черков А.Т., Володин В.А., Влияние интенсивности торможения ионов на дефектообразование в имплантируемых нанокристаллах кремния, *ФТП* (2008) (в печати)

## Электронный транспорт через многослойные нанопериодические структуры SiO/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и имплантированные кремнием оксидные слои Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, SiO<sub>2</sub> и ZrO<sub>2</sub>

А.В. Ершов<sup>1)</sup>, А.И. Машин<sup>1)</sup>, А.Н. Михайлов<sup>2)</sup>, А.И. Белов<sup>1)</sup>, И.А. Чугров<sup>1)</sup>,  
А.Б. Костюк<sup>1)</sup>, Е.С. Демидов<sup>1)</sup>, Д.И. Тетельбаум<sup>2)</sup>

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

<sup>2)</sup> Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского  
государственного университета им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород

Системы на основе нанокристаллов кремния, внедренных в диэлектрические матрицы, перспективны для применения в ряде электронных и оптоэлектронных устройств нового поколения – светодиодах, устройствах энергонезависимой памяти (flash memory) и др. В таких устройствах важную роль играют специфические электронно-транспортные свойства систем, связанные с резонансным туннелированием и кулоновской блокадой. Изучение этих явлений важно с фундаментальной и прикладной точек зрения. В настоящей работе на основе теории электронного транспорта через гранулированные среды, в которых токоперенос осуществляется по цепочкам полупроводниковых нановключений в диэлектрической матрице [1], анализируются транспортные свойства многослойных нанопериодических структур SiO/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и имплантированных кремнием оксидных слоев Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, SiO<sub>2</sub> и ZrO<sub>2</sub>.

Синтез нанокристаллов Si осуществлялся путем высокотемпературного (до 1100 °С) отжига многослойных периодических (5-15 нм) наноструктур, полученных поочередным осаждением слоев SiO<sub>x</sub> и Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> методом испарения в вакууме, и пленок SiO<sub>2</sub>, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и ZrO<sub>2</sub>(Y) толщиной 50-150 нм, имплантированных ионами Si<sup>+</sup>. Формирование нановключений Si в матрицах Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и SiO<sub>2</sub>, ответственных за наблюдаемую фотолюминесценцию (ФЛ) в области 650-900 нм, типичную для квантовых точек с размерами 3-5 нм, было подтверждено методами электронной микроскопии и дифракции электронов. В слоях ZrO<sub>2</sub>(Y) данные ФЛ (при ~ 550 нм) свидетельствовали о формировании некристаллических включений Si.

Показано, что в большинстве случаев токоперенос в указанных наносистемах осуществляется туннелированием через цепочки наногранул в условиях кулоновской блокады. При этом вольтамперная характеристика состоит из начального линейного и последующего экспоненциального участков вида  $I \sim \exp(V/NkT)$ , где  $N$  – число гранул в цепочке. Путем анализа экспериментальных вольтамперных характеристик сделаны выводы о структурных характеристиках этих наносистем, в частности, о среднем числе и размерах наногранул. Для наноструктур SiO<sub>x</sub>/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> показано, что после отжига они содержат нановключения кремния разного диаметра, причем диаметры не превышают исходной толщины слоев SiO.

Работа частично выполнена в рамках программы Рособразования (проекты РНП 2.1.1.4022, 2.2.2.2.4737, 2.2.2.3.10002), программы CRDF (BRHE RUX0-001-NN-06, Y4-P-01-05) и поддержана грантом Президента РФ (МК-3877.2007.2).



## **О механизмах фотолюминесценции кремния, наноструктурированного ионным облучением при дозах, близких к дозе аморфизации**

Ю.А. Менделева, А.И. Белов, Д.И. Тетельбаум

*Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского  
государственного университета им. Н.И. Лобачевского, Н. Новгород*

Изучение оптических свойств кремния, облученного ионами, в последнее время приобрело особую актуальность в связи с проблемой создания оптоэлектронных устройств на базе этого (непрямозонного) полупроводника. Одним из способов улучшения светоизлучающих свойств кремния является ионное облучение при дозах, близких к дозе аморфизации [1]. При таких дозах в приповерхностной области формируется композитная структура, представляющая из себя аморфный слой с включениями нанокристаллов НК ( $a\text{-Si:nc-Si}$ ), что было подтверждено компьютерным моделированием [2] и данными ЭПР [1]. При этом спектры фотолюминесценции (ФЛ) при комнатной температуре демонстрируют наличие двух пиков – около 750 нм и в районе 900-1000 нм. Первый из них был приписан излучению НК, а второй – ФЛ аморфного Si. Для определения механизма ФЛ облученного Si требуется знание зонной структуры аморфизованного кремния. Изучение оптических свойств кремния совместно с изучением фотолюминесценции (ФЛ) позволяет получить нужные для этого сведения.

Были исследованы дозовые зависимости ФЛ при облучении  $\text{Ne}^+$  (100 кэВ) и спектры пропускания облученных эпитаксиальных пленок Si на сапфире в зависимости от дозы. Найдено, что оптическая щель при дозах выше порога аморфизации составляет  $E \approx 1,5$  эВ. Это значение слишком мало, чтобы можно было объяснить конфаймент НК различием оптических щелей  $a\text{-Si}$  и НК Si (разрывом потенциалов на интерфейсах НК/ $a\text{-Si}$ ). Сделан вывод о том, что он связан с разупорядоченным состоянием матрицы (случайным характером потенциала в  $a\text{-Si}$ ).

Предложены две возможные схемы ФЛ в системе  $a\text{-Si:nc-Si}$ . В первой схеме возбуждение ФЛ происходит независимо в каждой из компонентов системы, а во второй схеме – излучение  $a\text{-Si}$  (переход электрона из нелокализованного состояния в с-зоне в локализованное, расположенное в хвосте v-зоны, с испусканием фотона) в окрестностях НК происходит за счет сенсбилизации возбужденными НК Si. В пользу второй схемы свидетельствуют следующие факты: 1) ФЛ в области 900-1000 нм возникает при дозах, при которых сосуществуют обе фазы – НК и  $a\text{-Si}$ ; 2) как правило, ФЛ в этой области ослабевает при дальнейшем увеличении дозы, когда аморфный слой становится сплошным, т.е. исчезают НК; 3) при 77 К пик ФЛ в области 750 нм, в отличие от комнатной температуры, значительно слабее, чем в области  $\sim 900\text{-}1000$  нм. Последнее можно объяснить тем, что при низких температурах понижена концентрация фононов, необходимых для реализации не прямых излучательных переходов НК Si, благодаря чему возрастает вероятность альтернативного процесса – безызлучательной передачи энергии возбужденных НК аморфной фазе с последующим высвечиванием последней.

Обсуждаются вопросы о причинах отсутствия кажущихся логичными существенных сдвигов пика ФЛ от НК Si с ростом дозы, а также о возможности

увеличения эффективности ФЛ за счет пассивации оборванных связей и повышения энергии ионов.

1. А.А. Ежевский и др. // Известия академии инженерных наук им. А.М. Прохорова. Технология материалов и компонентов электронной техники. 2004. Т.7. С.17-27.
2. А.А. Ezhevskii et.al // Nucl. Instr. Meth. B. 2007. Vol.257. P.68-70.

## **Моделирование структуры и получение кремниевых кластеров**

А.В. Нежданов, А.И. Машин, В.Г. Шенгуров, И.В. Услугин

*Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород*

При изучении влияния отжига в вакууме на структуру ближнего порядка и свойства аморфного кремния нами был получен кремний со структурой ближнего порядка, отличной от тетраэдрической. Новый материал оставался аморфным, однако, согласно электронографическим исследованиям и данным ультрамягкой рентгеновской спектроскопии в таком материале большая часть атомов кремния должна находиться в  $sp^2$ -гибридном состоянии. В работе [1] описывается получение такого кремния методом ионной имплантации. В ней сделано предположение об образовании слоистых соединений типа  $Si_xNe_y$ , наподобие графитовых интеркалатов, в которых атомы инертного газа заполняют пустоты между плоскостями кремния. Атомы кремния имеют уже не четыре а три кремниевых соседа, и тип гибридизации меняется от  $sp^3$  к  $sp^2$ . Между плоскостями, состоящими из атомов неона и кремния, действуют силы Ван-дер-Ваальса. По аналогии с аллотропными формами углерода, было выдвинуто предположение, о том, что кремниевые кластеры будут иметь фуллереноподобную структуру. В противоположность структуре углеродного фуллерена, пустая кремниевая клетка является нестабильной, так как  $sp^2$ -гибридизация несвойственна кремнию, но при некоторых условиях возможна [1]. Т.е. возможно образование нестабильного кремниевого фуллерена, в отличие от стабильного углеродного. Предполагаемым, предсказанным теоретическими исследованиями, выходом из подобной ситуации является помещение атома металла в центр кремниевого кластера [2].

В развитие вышеизложенного, в данном докладе представлены результаты исследования топографии поверхности, спектры комбинационного рассеяния, а так же моделирование и квантово-химические расчеты структур кремниевых кластеров как пустых, так и инкапсулированных атомами редкоземельных металлов.

Моделирование структур и квантово химические расчеты кластеров проводились в программе Gamess v.6.

Образцы были получены путем облучения ионами редкоземельных металлов, пленок кремния выращенных методом сублимации в вакууме на подложках сапфира и кристаллический кремний КЭФ-4,5(100).

Исследование топографии и спектров комбинационного рассеяния полученных образцов осуществлялось на СЗМ комплексе рамановской спектроскопии ИНТЕГРА Спектра.

В докладе обсуждается возможная модель процесса формирования и сама структура кластеров. А так же приводятся данные квантово химических расчетов предложенных структурных моделей.

1. Хохлов А.Ф., Машин А.И. Аллотропия кремния: Монография/Н.Новгород: Изд-во Нижегородского государственного университета им. Н.И.Лобачевского, 2002.
2. Hidefumi, M. Takehide, R. Toshihiko *Formation of Metal-Encapsulation Si Cage Clusters* Phys. Rev. Lett. 86 p. 1733-1736, 2001

## Формирование системы вертикальных нанотрубок состава $Si_xO_y$ в кремниевой пластине, имплантацией гелия и обработкой в плазме кислорода

А.В. Францкевич<sup>1)</sup>, А.К. Федотов<sup>2)</sup>, В.С. Кулинкаускас<sup>3)</sup>, А.В. Мазаник<sup>2)</sup>,  
Н.В. Францкевич<sup>1)</sup>, С.И. Шеденков<sup>1)</sup>

<sup>1)</sup> Белорусский национальный технический университет, Минск, 220063, Беларусь

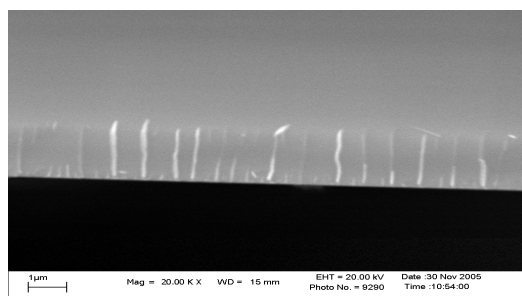
<sup>2)</sup> Белорусский государственный университет, Минск, 220050 Беларусь

<sup>3)</sup> Московский государственный университет, Москва, 119899, Россия

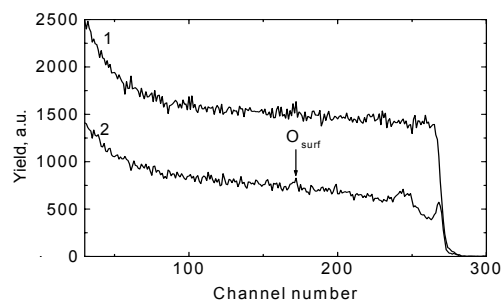
Главной целью данной работы было показать возможность создания системы вертикальных нанотрубок состава  $Si_xO_y$ , локализованных в монокристаллической кремниевой матрице, вследствие развития одномерных дефектов из глубинного слоя кремния, содержащего гелий, к поверхности, и последующего геттерирования на дефектах кислорода, введенного в кремний из DC плазмы.

Стандартная  $4.5 \Omega \cdot \text{cm}$  n-типа Cz Si пластина была имплантирована гелием с энергией 200 keV и дозой  $2 \cdot 10^{16} \text{ at/cm}^2$  при комнатной температуре. Проективный пробег  $R_p$  имплантированных ионов составляет 1.4  $\mu\text{m}$ . После этого, в процессе отжига при температуре, не превышающей  $700^\circ\text{C}$ , проводилось развитие 1-D дефектов. Кислород вводился в кремний из DC плазмы в количестве  $2 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-2}$ . В заключении, образцы отжигались в вакууме при температуре  $900^\circ\text{C}$ . Полученные структуры изучались методами ВИМС, СЭМ и РОР.

Согласно результатам СЭМ представленным на рис. 1а, в кремниевой пластине по нормали к поверхности формируется система нанотрубок. Максимальная длина трубок  $L=1.4 \mu\text{m}$ . Диаметр трубок составляет около 100 nm.



а)



б)

Рис. 1. СЭМ образ сформированной структуры (а) и спектры РОР (б) снятые в случайном (1) и ориентированном (2) направлениях.

Детальный анализ спектров РОР и сравнение этих результатов с данными СЭМ, позволяет заключить, что дефектность кремниевой матрицы между нанотрубками сравнима с исходным кремнием.

Результаты ВИМС показывают, что до глубины 1.4  $\mu\text{m}$  наблюдается накопление кислорода. Этот факт позволяет утверждать, что наблюдаемые в СЭМ 1-D дефекты соответствуют  $\text{Si}_x\text{O}_y$  композиции.

Таким образом, результаты исследований методами СЭМ, РОР и ВИМС позволяют заключить, что примененные обработки позволяют формировать в монокристаллической кремниевой матрице систему нанотрубок, образуемых окисленным кремнием.

## **Исследование диэлектрических структур $\text{Si}/\text{Si}_x\text{O}_y/\text{Si}$ и $\text{Si}/\text{Si}_x\text{N}_y/\text{Si}$ , методами РОР, ВИМС, СЭМ и ПЭИП в СЭМ**

А.В. Францкевич

*Белорусский национальный технический университет, Минск, Беларусь*

В работах [1,2] рассматривается новый метод получения структур типа кремний на изоляторе. Получаемый диэлектрический слой при толщине 50-100 нм находится на глубине порядка микрометра. Данный слой формируется на месте слоя дефектов, образуемых в кремнии газовыми пузырями, возникающими в результате термической активации предварительно имплантированного водорода. Это может приводить к тому, что формируемый слой будет иметь островковую структуру. В данном случае исследование структур подобного типа методами, такими как РОР и ВИМС становятся не эффективными, и без дополнения их данными СЭМ могут приводить к ошибочным результатам. В данной работе рассматривается случай неравномерного распыления кремния в исследованиях ВИМС при наличии глубинного изолирующего слоя. Так же обсуждается возможность коррекции результатов РОР в случае, когда происходит неполное “отшелушивание” пластинок кремния толщиной 1 мкм с сохранением монокристалличности.

1. A.V.Frantskevich, Anis M.H. Saad, A.V. Mazanik, A.K. Fedotov, E.I. Rau, N.V.Frantskevich. Formation of the buried insulating  $\text{Si}_x\text{N}_y$  layer in the region of radiation defects created by hydrogen implantation in silicon wafer // Solid State Phenomena. –2005. -V.95-96. - P.571-576.
2. A.V. Frantskevich, A.K. Fedotov, N.V. Frantskevich, A.V. Mazanik, E.I. Rau, V.S.Kulinkayskas. Formation of buried insulating island-like  $\text{SiO}_2$  layer in silicon // Material Science and Engineering B, Vols. B124-125 (2005). P. 341-344.

## Электрические свойства диоксида титана (TiO<sub>2</sub>), имплантированного ионами кобальта и аргона

В.В. Базаров<sup>1)</sup>, Р.И. Хайбуллин<sup>1)</sup>, Л.Р. Тагиров<sup>2)</sup>,  
В.Ф. Валеев<sup>1)</sup>, В.Н. Нуждин<sup>1)</sup>, И.А. Файзрахманов<sup>1)</sup>

<sup>1)</sup>Казанский физико-технический институт КазНЦ РАН, Казань

<sup>2)</sup>Казанский государственный университет, Казань

Синтез полупроводниковых материалов, проявляющих ферромагнитные свойства при температурах выше комнатной, вызывает особый интерес с точки зрения возможности их использования в качестве базового материала спинтроники. Одним из перспективных материалов для спинтроники считается диоксид титана (TiO<sub>2</sub>) структуры рутила или анатаза, легированный ионами переходной группы железа.

Недавно мы показали, что монокристаллические пластинки рутила, имплантированные ионами кобальта с высокими дозами проявляют ферромагнитные свойства при комнатной температуре [1]. Однако влияние имплантации примеси кобальта на модификацию электрических свойств рутила не было исследовано. В настоящей работе мы представляем результаты исследования влияния режимов и параметров ионного облучения, а также химического типа имплантируемой примеси, на величину и температурные зависимости электросопротивления облученного рутила. Образцами для исследования служили монокристаллические (100) и (001)-пластинки TiO<sub>2</sub> структуры рутила, имплантированные 40 кэВ ионами кобальта и аргона с дозами  $(0.1-2.0) \times 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup> при плотностях ионного тока  $j=2-16$  мкА/см<sup>2</sup>. Имплантация проводилась при двух температурах подложки – комнатной или повышенной до 630 °С (режим «горячей» имплантации). Величина поверхностного dc сопротивления измерялась в интервале температур (5-270) К четырёхконтактным методом.

Было установлено, что механизм проводимости (активационный или полуметаллический) и величина поверхностного dc сопротивления облучённых слоёв зависят от указанных условий имплантации. В частности, пластинки рутила, облучённые в режиме «горячей» имплантации как ионами Co<sup>+</sup>, так и ионами Ag<sup>+</sup>, показали многократное уменьшение сопротивления с понижением температуры от 100 К до 50 К, причём у пластинок ориентации (001) такое поведение сопротивления наблюдалось как с лицевой (подвергнутой имплантации), так и с обратной стороны. С дальнейшим понижением температуры наблюдается присущее легированным полупроводникам «вымораживание» носителей заряда. Полученные зависимости, в целом, характерны для сильно восстановленного, нестехиометрического по содержанию кислорода рутила. Отсутствие «вымораживания» носителей при понижении температуры вплоть до 5 К в образцах ориентации (001), имплантированных ионами Co<sup>+</sup> в режиме «горячей» имплантации плотностью тока 8 мкА/см<sup>2</sup>, указывает на замещающее положение примеси кобальта в решётке рутила.

Работа поддержана грантами РФФИ 07-02-00559-а и 04-02-97505-р\_офи.

# Formation of Nanostructures on Rutile (TiO<sub>2</sub>) Surface under Low-Energy Cluster and High-Energy Monoatomic Ion Implantation

S. Vučković<sup>1)</sup>, J. Jensen<sup>2)</sup>, V.S. Chernysh<sup>3)</sup> and V.N. Popok<sup>1)</sup>

<sup>1)</sup> *University of Gothenburg, Gothenburg, Sweden*

<sup>2)</sup> *Uppsala University, Uppsala, Sweden*

<sup>3)</sup> *Moscow State University, Moscow, Russia*

Ion beam technologies have attained an advanced stage of development. At the same time, novel methods, such as cluster ion beams, are under consideration for material modification on the nanoscale. However, cluster ion implantation is fundamentally different from that of monoatomic ion implantation due to multiple-collision effects and mutual interaction of cluster constituents [1]. The physics of these phenomena is still not very well studied.

In this work we compare the resulting nanostructures on rutile (TiO<sub>2</sub>) surfaces formed after the impact of keV-energy Ar<sub>n</sub><sup>+</sup> clusters and MeV to GeV-energy multiply-charged I<sup>q+</sup> and U<sup>q+</sup> ions. The fluences were kept low in order to avoid overlapping of the impact areas. The samples were studied by AFM in the tapping mode using ultra-sharp (curvature radius of 2 nm) Si cantilevers.

Despite the significant difference in the implantation conditions and the stopping mechanisms for low-energy clusters and high-energy multiply-charged ions, the formation of similar nanostructures (craters) is observed on the surfaces. Parameters of craters under different implantation conditions and the mechanisms of their formation under cluster and monoatomic ion impacts as well as the effect of post-implantation chemical etching of the radiation-damaged areas are under discussion.

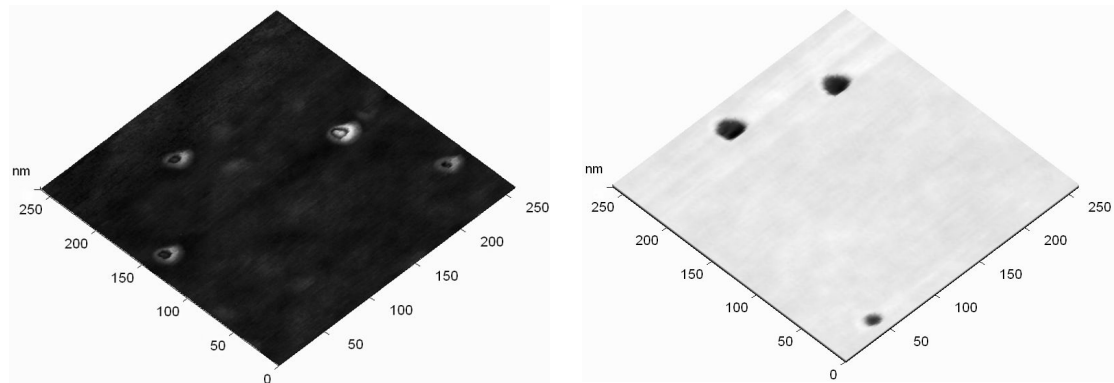


Figure 1: AFM images of the rutile surface implanted by 40 MeV I<sup>9+</sup> ions taken in air at room temperature (left) and at 100 °C (right).

It is found for the first time that the observed crater structure significantly depends on the measuring conditions. If the AFM images are recorded in ambient air at room temperature complex craters are found (Fig. 1, left). In the case of elevated temperatures or in nitrogen atmosphere they are “converted” into simple craters (Fig. 1, right). It is suggested that the damaged impact areas are much more hydrophilic compared to the virgin TiO<sub>2</sub>, i.e. they can easily accumulate water or hydroxyl groups. This can cause the appearance of artificial bumps in the craters. At the high temperature or in the dry nitrogen atmosphere the water effect is eliminated thus resulting in true crater structure. Hence, the found effect shows a possibility for modification of rutile surface properties on nm-scale using cluster or swift ion bombardment.

1. V.N. Popok, E.E.B. Campbell, Rev. Adv. Mater. Sci. **11**, 19 (2006).

## **Магнитные свойства монокристаллических пластинок титаната стронция (SrTiO<sub>3</sub>), имплантированных ионами кобальта**

Ю.И. Гатиятова<sup>1)</sup>, Р.И. Хайбуллин<sup>1)</sup>, В.Ф. Валеев<sup>1)</sup>, Р.Г. Гатиятов<sup>1)</sup>,  
Ш.З. Ибрагимов<sup>2)</sup>, И.А. Файзрахманов<sup>1)</sup>, Л.Р. Тагиров<sup>1,2)</sup>

<sup>1)</sup> Казанский физико-технический институт КазНЦ РАН, Казань

<sup>2)</sup> Казанский государственный университет, Казань

Монокристаллические (100)- и (111)-пластинки титаната стронция (SrTiO<sub>3</sub>) были имплантированы ионами кобальта с энергией 40 кэВ и высоким потоком в диапазоне  $0.5-1.5 \times 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup> с целью создания новых наноструктурированных материалов. Магнитные свойства имплантированных образцов исследовались с использованием магнитометрии и дифференциального термомагнитного анализа. Обнаружено, что с ростом потока в имплантированных пластинках титаната стронция наблюдаются сначала суперпарамагнитные, далее слабые ферромагнитные, а затем сильные ферромагнитные свойства при комнатной температуре. Наблюдаемый суперпарамагнетизм мы связываем с зарождением и ростом наночастиц Co в облученном слое титаната стронция. Согласно результатам термомагнитного анализа в имплантированной области титаната стронция происходит формирование наночастиц кобальта с температурой ферромагнитного упорядочения  $T_c \sim 700$  К. Для потока равном и выше, чем  $1.0 \times 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup> в композитной системе Co:SrTiO<sub>3</sub> обнаружен ферромагнитный отклик при комнатной температуре. На основании анализа петель магнитного гистерезиса, измеренных в плоскости и вне плоскости пластинки титаната стронция, установлено, что ферромагнитная система Co:SrTiO<sub>3</sub> проявляет плоскость легкого намагничивания. Отсутствие зависимости в плоскости облучения пластин и сильная угловая зависимость параметров и формы петли магнитного гистерезиса, измеренных вне плоскости ферромагнитных образцов, типична для тонкой гранулированной пленки кобальта. С использованием компьютерного моделирования были оценены средние размеры (4-6 нм) и поверхностная плотность наночастиц кобальта ( $\sim 1.5 \times 10^{13}$  наночастиц/см<sup>2</sup>), сформированных в облученном слое титаната стронция.

Работа поддержана грантами РФФИ 07-02-00559-а и 04-02-97505-р\_офи.

## Решение задачи о диффузии импланта в процессе ионно-лучевого синтеза ферромагнитных полупроводников на основе диоксида титана

А.А. Ачкеев<sup>1)</sup>, Р.И. Хайбуллин<sup>2)</sup>, Л.Р. Тагиров<sup>1,2)</sup>

<sup>1)</sup>Казанский государственный университет, Казань

<sup>2)</sup>Казанский физико-технический институт КазНЦ РАН, Казань

Магниторазбавленные полупроводники - это новый класс полупроводниковых материалов, перспективных для использования в стремительно развивающихся отраслях науки и техники – спинтронике и магнито-оптоэлектронике. Одним из методов получения магнитных полупроводников является технология ионно-лучевой имплантации, поэтому целью данной работы явилось исследование особенностей данной технологии, а именно изучение влияния диффузии импланта в процессе имплантации на пространственное распределение примеси с учетом интенсивного распыления облучаемой подложки.

Для решения задачи о распределении импланта  $N(x,t)$  (концентрация примеси на глубине  $x$  к моменту времени  $t$ ) использовалось одномерное уравнение диффузии с непрерывным источником, распределенным в пространстве по Гауссовому закону. Процесс имплантации ионов в мишень моделировался посредством задания пространственных параметров гауссова распределения ( $R_p, \delta R_p$ ) и мощности источника ( $j$ ), а также заданием начального условия:  $N(x,0) = 0$  (отсутствие импланта в подложке до начала процесса имплантации) и граничного условия:  $(\partial/\partial x)N(x,t) = 0$  (отсутствие обратного потока имплантируемых ионов через поверхность, обращенную к источнику). Эффект распыления поверхности ( $S$ ) во время облучения был учтен равномерным движением источника ионов вглубь матрицы со скоростью  $V$  ( $S=Vt$ ).

Полученное решение использовалось для анализа глубинных профилей распределения ионов кобальта, имплантированных в монокристаллическую подложку  $TiO_2$  с энергией 40 кэВ при различных значениях плотности ионного тока и температуры облучаемой подложки. Результаты моделирования удовлетворительно согласуются с экспериментальными глубинными профилями, полученными методом обратного Резерфордского рассеяния. Из сравнения модельных профилей с экспериментальными определены как величина распыления матрицы  $TiO_2$ , так и значение коэффициента диффузии кобальта, при котором примесь диффундирует в подложку на большую глубину, исчисляемую микронами. Показано, что анизотропия коэффициента диффузии кобальта вдоль различных кристаллографических направлений в  $TiO_2$  достигает двух порядков при повышенной температуре (900 К) облучаемой подложки.

Данная работа поддержана РФФИ, грант 07-02-00559-а.



## **Модификация люминесцентных свойств редкоземельных элементов в пленках вольфрам-теллуритного стекла путем облучения ионами Si или сплавления стекла в пористый кремний**

Е.С. Демидов<sup>1)</sup>, А.Н. Михайлов<sup>2)</sup>, А.И. Белов<sup>1)</sup>, Д.А. Лаптев<sup>1)</sup>,  
Ю.И. Чигиринский<sup>2)</sup>, Ю.А. Дудин<sup>2)</sup>, А.Н. Шушунов<sup>2)</sup>, Д.И. Тетельбаум<sup>2)</sup>

1) *Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского,  
Нижний Новгород*

2) *Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского  
государственного университета им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород*

В настоящее время разрабатываются оптические усилители и другие устройства на основе пленочных материалов, в том числе на основе теллуритных стекол, которые обладают благоприятными для их использования физико-химическими свойствами (по сравнению, например, с фосфатными стеклами) и одновременно являются одной из наиболее эффективных матриц для светоизлучающих центров  $\text{Er}^{3+}$  и  $\text{Yb}^{3+}$ . Важной задачей является исследование путей увеличения квантовой эффективности излучения  $\text{Er}$  и  $\text{Yb}$  в тонких пленках теллуритных стекол. Одна из таких возможностей – создание композиций, содержащих нанокристаллы (или нанокластеры) – НК кремния, которые уже успешно используются в качестве сенсibilизаторов  $\text{Er}$  и  $\text{Yb}$  в пленках  $\text{SiO}_2$ . Другая возможность – использование ионно-лучевой обработки пленок, позволяющей реализовать различные варианты “инженерии дефектов” и в то же время контролируемо вводить в пленки атомы кремния, которые в принципе могли бы формировать НК.

В данной работе исследованы оба указанных пути модификации свойств теллуритных пленок, полученных методом магнетронного ВЧ-распыления. Композиции первого типа сформированы путем заполнения пор в пористом кремнии теллуритным стеклом (путем сплавления осажденной пленки при  $500\text{ }^\circ\text{C}$  в вакууме). Во втором случае пленки теллуритного стекла на подложках кремния и стекла облучались ионами  $\text{Ar}^+$ ,  $\text{Ne}^+$  и  $\text{Si}^+$  с последующим отжигом в инертной атмосфере при  $300\text{-}500\text{ }^\circ\text{C}$ .

Установлено, что контактное взаимодействие НК кремния в пористом слое с теллуритным стеклом после термической обработки при  $500\text{ }^\circ\text{C}$  не только не ухудшает люминесцентные свойства  $\text{Er}^{3+}$  и  $\text{Yb}^{3+}$  при накачке на длинах волн  $488$  и  $985\text{ нм}$ , но даже может способствовать увеличению квантового выхода фотолюминесценции (ФЛ) этих элементов по сравнению с объемным стеклом. Обнаружено, что ионное облучение пленок теллуритного стекла относительно легкими ионами ( $\text{Ne}^+$ ) с последующим отжигом позволяет усилить ФЛ ионов  $\text{Er}^{3+}$  в  $\sim 2\text{-}5$  раз. Ионное облучение относительно тяжелыми ионами ( $\text{Ar}^+$ ) приводит к усилению связанной с дефектами ФЛ в видимой области спектра. Показано, что усиление или ослабление ФЛ  $\text{Er}^{3+}$  и  $\text{Yb}^{3+}$  при ионном облучении связано не с изменением скорости безызлучательной рекомбинации центров, а с возрастанием или снижением концентрации светоизлучающих центров, содержащих  $\text{Yb}$  и  $\text{Er}$ . Ионное легирование кремнием ухудшает ФЛ за счет химического взаимодействия и перевода оптически активных центров в безызлучательные комплексы. Образование НК  $\text{Si}$ , выступающих в качестве сенсibilизаторов ФЛ редкоземельных элементов, в использованных нами пленках не обнаружено.

Работа выполнена в рамках проекта Рособразования (РНП 2.1.1.4022).

## Изменения структуры пленок $\text{Al}_2\text{O}_3$ на кремнии после облучения ионами $\text{Si}^+$ и последующих отжига

А.И. Белов<sup>1)</sup>, А.В. Ершов<sup>2)</sup>, А.Н. Михайлов<sup>1)</sup>, Е.А. Питиримова<sup>2)</sup>, С.М. Планкина<sup>2)</sup>,  
В.Н. Смирнов<sup>2)</sup>, Д.И. Тетельбаум<sup>1)</sup>

<sup>1)</sup> Научно-исследовательский физико-технический институт ННГУ,

<sup>2)</sup> Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского,  
Нижегород, Россия

Пленки  $\text{Al}_2\text{O}_3$  благодаря высокой диэлектрической проницаемости могут быть использованы для формирования диэлектрических слоев в технологии МДП-транзисторов со сверхтонким изолятором. С целью модификации структуры и свойств слоев оксида алюминия в них имплантировались ионы  $\text{Si}^+$ . В качестве исходных пленок использовались слои  $\text{Al}_2\text{O}_3$  толщиной 300 нм на подложках кремния (110) марки БКЭФ-15. Пленки наносились путем электронно-лучевого испарения в вакууме холоднопрессованных таблеток  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Облучение ионами  $\text{Si}^+$  проводилось на ускорителе ИЛУ-200 при энергии 100 кэВ в диапазоне доз  $5 \cdot 10^{16} \div 3 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$ , плотность тока не превышала  $5 \text{ мкА/см}^2$ . Последующий отжиг осуществлялся в потоке осушенного азота в интервале температур от 500 до  $1100^\circ\text{C}$  в течение 2 часов. Структура слоев была изучена методом дифракции быстрых электронов на отражение на электронографе ЭМР-102 при ускоряющем напряжении 50 кВ. Средний проецированный пробег ионов  $\text{Si}^+$  в  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , рассчитанный по программе TRIM, составляет 95 нм. На дифракции от исходной пленки наблюдаются диффузные гало, присущие аморфной фазе. После отжига необлученные пленки остаются аморфными (при  $1100^\circ\text{C}$  наблюдаются лишь очень слабые признаки кристаллизации). При дозе  $5 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$  (без отжига) пленки сохранили аморфную структуру. Повышение дозы до  $1 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$  приводит к начальной стадии кристаллизации – появлению колец от мелкодисперсных зерен на фоне диффузного гало. Дальнейшее увеличение дозы до  $3 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$  вызывает более выраженную кристаллизацию и преимущественную ориентацию зерен относительно подложки. Постимплантационный термический отжиг способствует более полной кристаллизации пленки  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Степень кристаллизации становится выше с увеличением температуры отжига и дозы. Структура слоев  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , облученных дозами  $5 \cdot 10^{16}$  и  $1 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$ , сравнительно слабо зависит от температуры отжига в исследованном интервале и представляет собой смесь аморфной и текстурированной поликристаллической фаз  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Наиболее интересным является результат для пленок, имплантированных ионами с дозой  $3 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$ . В данном случае кристаллизация наиболее выражена и наиболее сильно зависит от температуры отжига. При этом степень текстурирования велика при низких температурах и мала (формируется поликристаллическая фаза) при  $1100^\circ\text{C}$ . Наличие преимущественной ориентации зерен можно объяснить ориентирующим влиянием монокристаллической подложки кремния. Ослабление этого влияния при  $1100^\circ\text{C}$ , по-видимому, обусловлено высокой скоростью зародышеобразования в объеме пленки, где ориентирующее влияние подложки проявляется слабо и поэтому ориентации зерен носят хаотический характер. Таким образом, ионное облучение стимулирует кристаллизацию слоев  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , а подложка Si оказывает ориентирующее влияние, которое ослабевает при наиболее высоких температурах отжига.

## Комбинационное рассеяние света структур «кремний на сапфире» при импульсных световых воздействиях

М.В. Захаров, Н.В. Курбатова, М.Ф. Галяутдинов, Я.В. Фаттахов  
*Казанский Физико-Технический Институт им. Е. К. Завойского КазНЦ РАН*

Структуры «кремний на сапфире» (КНС) вызывают большой интерес в связи с широкими перспективами их применения в изделиях СВЧ и радиационно-стойких приборах. Одной из проблем требующих своего решения, являются механические напряжения в структурах КНС возникающих вследствие различия постоянных решёток плёнки и подложки.

В данной работе исследованы особенности спектров колебательного рассеянного света пленок КНС после импульсного светового облучения с различными длительностями и плотностями мощности. Варьировалось также количество импульсов. Исследования методом спектроскопии комбинационного рассеяния (КР) проводились по известной схеме «на отражение» на установке ДФС-52 при комнатной и азотной температурах с использованием в качестве возбуждающей линии  $\lambda=4880 \text{ \AA}$  аргонового лазера. Для сравнения также проводились измерения спектров КР монокристаллического кремния.

Импульсное световое облучение проводилось на установке УОЛ.П-1 с длительностями импульсов от 0.1 до 10 с и плотностями мощности от 20 до 2000 Вт/см<sup>2</sup>. При этом нами использовались как монокристаллические образцы КНС, так и имплантированные ионами бора и фосфора.

Для образцов КНС наблюдается сдвиг линии КР ( $\Delta\nu$ ) в область высоких частот и увеличение полуширины ( $\delta\nu$ ) этой линии относительно монокристаллического кремния. Значение сдвига линии порядка  $\Delta\nu=3.5 \text{ см}^{-1}$ , а полуширина КР для КНС больше чем для монокристалла на  $1 \text{ см}^{-1}$ . Наличие сдвига и увеличения полуширины объясняется деформацией решётки плёнки кремния, возникающей при росте плёнок и обусловленной различием параметров решёток кремния и материала подложки [1]. Изменение полуширины линии может быть связано не только с наличием деформаций в решётке, но и с наличием в ней структурных дефектов.

Нами показано, что импульсное облучение приводит к изменению полуширины пика КР КНС, причём, эта зависимость имеет немонотонный характер от параметров облучения.

Также исследованы возможности формирования областей локального плавления [2] на поверхности монокристаллического и имплантированного КНС. Показано, что диапазоны режимов светового облучения, при которых происходит рекристаллизация без образования локального плавления КНС значительно шире, чем для монокристаллического кремния.

1. Горелик В.С., Хашимов Р.Н., Сущинский М.М. Поверхность. Физика, химия, механика. 1985г. №6.с.77-81
2. Я.В.Фаттахов, М.Ф.Галяутдинов, Т.Н.Львова, Захаров М.В. и др. //Вестник Нижегородского университета. Нижний Новгород. Серия физика твердого тела – 2003. – Вып. 1(6). – С. 35-46.

## **ЭПР и фотолюминесценция в пиролитических пленках нитрида кремния, подвергнутых ионному облучению**

Е.С.Демидов, Н.А.Добычин, В.В.Карзанов, М.О.Марычев, В. В. Сдобняков  
*Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского*

Методами фотолюминесценции (ФЛ), ЭПР, эллипсометрии и спектрофотометрии на прохождение-отражение изучались свойства пленок нитрида кремния, полученных методом пиролиза и подвергнутых ионному облучению кремнием, азотом и аргоном.

В исходных пленках наблюдалась широкая полоса ФЛ 400-600 нм и слабая линия ЭПР с  $\Delta H_{pp}=7\pm 0,5$  Э,  $g=2,005$  (параметры близки к тем, что соответствуют азотной вакансии). Сопоставляя эти данные с другими результатами, а также с литературными сведениями, мы считаем, что ФЛ изучаемых пленок обусловлена электронными переходами между хвостами зон.

Облучение ионами аргона незначительно ослабляло интенсивность спектра ФЛ. Что касается линии ЭПР, то она увеличивалась по амплитуде более, чем на порядок, и уширялась до 12 Э, а эффективный  $g$ -фактор смещался к значению 2,004. Анализ показал, что после облучения аргоном в пленке возникают два основных парамагнитных дефекта: азотная вакансия и трехкоординированный кремний (К-центр). Отжиги при умеренных температурах (500-700 °С) приводили к исчезновению спектра ЭПР и росту интенсивности ФЛ, причем на образцах, облученных с максимальными дозами  $\Phi_{Ar}=1\cdot 10^{17}$  см<sup>-2</sup> уровень ФЛ более, чем в два раза превышал уровень исходных пленок. Последнее объясняется тем, что аргон при внедрении вносит не только дефекты типа смещенных атомов (они отжигаются), но повышает беспорядок в аморфной пленке и, тем самым, увеличивает плотность состояний в хвостах зон.

Несколько иначе выглядела ситуация после облучения азотом. Анализ спектров ЭПР показывал, что здесь кроме азотных вакансий и К-центров есть еще двухкоординированные атомы азота (N-центры), доля которых росла с увеличением дозы. Интенсивность ФЛ монотонно снижалась с ростом дозы азота. Отжиги устраняли парамагнитные дефекты и частично восстанавливали уровень ФЛ, но полного восстановления не наблюдалось.

Спектры ЭПР и их изменения при отжигах для образцов, облученных кремнием, были очень похожи на те, что наблюдались после внедрения аргона, а данные по ФЛ существенно отличались от двух предыдущих случаев. Во-первых, полоса «собственной» ФЛ смещалась в красную сторону; во-вторых, отжиги при умеренных температурах приводили к появлению дополнительного пика около 800 нм. Этот пик ФЛ мог наблюдаться как при возбуждении азотным ( $\lambda=337$  нм), так и аргоновым ( $\lambda=488$  нм) лазерами. Его интенсивность зависела от дозы внедренного кремния и температуры отжига. В докладе приводятся аргументы в пользу того, что этот пик связан с наноразмерными выделениями кремния.

Работа выполнялась при поддержке гранта РФФИ, проект р-Повольжье-а 08-02-97044.

## **Управление дефектной системой ионно-синтезированных слоев $\text{Si}_x\text{N}_y$**

Е.С.Демидов, Добычин Н.А., В.В.Карзанов, М.О.Марычев, В. В. Сдобняков  
*Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского*

В настоящем докладе с помощью исследований фотолюминесценции, ЭПР и среднего удельного сопротивления ионно-синтезированных гетероструктур  $\text{Si}_x\text{N}_y\text{-Si}$ , полученных имплантацией ионов азота в кремний, показана возможность управления дефектной системой и интенсивностью спектра фотолюминесценции.

Наши недавние исследования показали, что в ионно-синтезированных слоях  $\text{Si}_x\text{N}_y$  наблюдалась фотолюминесценция в интервале 400-600 нм. Заметная люминесценция возникает в результате отжига при температурах 500-600°C. Увеличение температуры отжига до 700-800°C приводит к ее гашению, а в результате отжига при 800-900°C она вновь достигает максимального значения. При более высоких температурах люминесценция пропадает, что мы связываем с процессами кристаллизации нитридного слоя. Спектры люминесценции зависят от дозы внедренного азота и температуры отжига. В ионно-синтезированных слоях они связаны с дефектами стехиометрии.

Сопоставляя данные люминесценции и ЭПР, можно утверждать, что гашение люминесценции обусловлено формированием безызлучательных центров рекомбинации, связанных с незавершенными связями кремния. Дефекты этого типа в исследуемых слоях формируется при температуре около 700°C, а максимальная концентрация могла составлять  $\sim 10^{20} \text{ см}^{-3}$ . При этих же температурах достигает максимума и значение удельного сопротивления синтезированного слоя [1].

Работа выполнялась при поддержке гранта РФФИ, проект р-Повольжье-а 08-02-97044.

1. Демидов Е.С. и др. Вестник ННГУ. 2007. №3. С. 34-40.

## **Влияние радиационных нарушений на структуру высокоориентированного пирографита**

Н.Н. Андрианова<sup>1)</sup>, А.М. Борисов<sup>1)</sup>, Ю.С. Виргильев<sup>2)</sup>, Е.С. Машкова<sup>1)</sup>,  
Н.Л. Семенова<sup>1)</sup>

<sup>1)</sup> *Научно-исследовательский институт ядерной физики им. Д.В.Скобельцына  
Московского государственного университета им. М.В.Ломоносова, Москва*

<sup>2)</sup> *ФГУП «НИИГрафит», Москва*

Проведен сравнительный анализ структурных и морфологических изменений в высокоориентированном пирографите марки УПВ-1Т при различных видах радиационного воздействия – высокодозного облучения ионами азота  $\text{N}_2^+$  энергии 30 кэВ и нейтронного облучения при различных температурах. В работе использовали пластинки высокоориентированного пирографита марки УПВ-1Т производства НИИГрафит. Мозаичная структура УПВ-1Т характеризуется осевой

текстурой в направлении [001], нормальном к поверхности пластинок. Разориентировка базисных плоскостей не превышает 50°. Облучение нейтронами производили в реакторе ВВР-М при температурах 70-90°C, 500°C и 700°C и соответственно флюенсах  $1.4 \cdot 10^{19}$ ,  $1.4 \cdot 10^{19}$ , и  $5 \cdot 10^{20}$  нейтрон/см<sup>2</sup>. Микроструктуру поверхности образцов исследовали на оптическом микроскопе AxioStar plus. Поверхность необлученных образцов является близкой к зеркальной. Найдено, что нейтронное облучение приводит к появлению на поверхности сетки дислокаций, плотность которых увеличивается с дозой нейтронного облучения. Аналогичная сетка дислокаций наблюдается и при ионном облучении. Она обусловлена двойникованием кристаллитов графита и появляется в зависимости от сорта ионов в определенных интервалах флюенса ионного облучения и температуры мишени [1]. Рентгеноструктурный анализ показал, что радиационные нарушения под действием нейтронов приводят к уширению линии (006). Зависимость интенсивности  $I(\alpha)$  отраженного рентгеновского излучения от угла поворота относительно направления [001] квазикристалла УПВ-1Т показала, что для отражения (006) ( $2\theta \approx 87^\circ$ ) кроме интенсивного пика при  $\alpha = 0$  наблюдаются два симметричных пика меньшей интенсивности при  $\alpha = \pm 32^\circ$ . Наличие этих пиков свидетельствует о том, что УПВ-1Т содержит не только кристаллиты с осью  $c$ , нормальной к поверхности, но и кристаллиты, ось  $c$  которых составляет с нормалью к поверхности угол  $\sim 58^\circ$ . При увеличении дозы и температуры облучения интенсивность основного компонента текстуры уменьшается, а дополнительного – увеличивается.

Сравнение результатов мониторинга ионно-индуцированных структурных изменений в материале с помощью измерения коэффициента  $\gamma$  ионно-электронной эмиссии показало, что температурные зависимости  $\gamma(T)$  для необлученных и облученных нейтронами образцов являются близкими. Полученные результаты обсуждаются в рамках существующих представлений и моделей накопления и отжига радиационных нарушений в графите и их влияния на эмиссионные процессы [2].

1. Niwase K., Tanabe T. // J. Nucl. Mater. 1991. V.179-181. P.218.
2. Борисов А.М., Виргильев Ю.С., Машкова Е.С. // Поверхность. Рентген., синхротр. и нейтр. исслед. 2008. № 1. С.58.

## **Модифицирование поверхностного слоя углеродных материалов высокодозным ионным облучением**

Н.Н. Андрианова, Л.Д. Богомолова, А.М. Борисов, Н.А. Красильникова,  
В.С. Куликаускас, Е.С. Машкова, В.В. Тарасова

*Научно-исследовательский институт ядерной физики им. Д.В. Скобельцына  
Московского Государственного Университета им. М.В. Ломоносова, Москва*

В наших предыдущих работах была сделана попытка получить информацию о карбонитридных соединениях, образующихся при высокодозном

(флуенсы  $10^{18}$ -  $10^{19}$  ион/см<sup>2</sup>) облучении поликристаллических графитов ионами  $N_2^+$  энергии 30 кэВ с использованием метода электронного парамагнитного резонанса (ЭПР) [1,2]. ЭПР-анализ показал, что для изотропных графитов при температурах облучения, близких к комнатной ( $RT$ ), образуются дефекты, типичные для углерода, а также центры, являющиеся результатом взаимодействия атомов углерода и азота, в частности, ассоциирующиеся с C-N<sub>3</sub>-взаимодействиями. В настоящей работе проведено исследование для анизотропного углеграфитового материала - высокоориентированного пиролитического графита (марка УПВ-1Т, производство НИИГрафит) - при аналогичных условиях облучения в диапазоне температур облучения от  $-180$  до  $400^\circ\text{C}$ . Концентрация имплантированного азота, определенная при помощи резерфордского обратного рассеяния составляет  $\sim 18$ - $20$  ат.% как при низких температурах, так и при температурах близких к комнатной ( $RT$ ) и примерно в два раза меньше при повышенных температурах облучения. Показано, что сигналы ЭПР необлученных образцов УПВ-1Т принадлежат электронам проводимости и обнаруживают, не наблюдавшуюся для изотропных графитов, анизотропию, которая хорошо описывается в рамках теории [3]. Спектры ЭПР соскобов с образцов, облученных при низких температурах, также, скорее всего связаны с электронами проводимости – синглетные асимметричные линии с  $g = 2.0029$ , совпадающие с сигналами от необлученного УПВ-1Т. ЭПР-спектры соскобов, полученных с образцов, облученных при комнатной температуре, содержат, как и спектры в случае облучения поликристаллического графита марки РОСО-АХF-5Q семикомпонентную сверхтонкую структуру (СТС), обусловленную сверхтонким взаимодействием неспаренного электрона, локализованного на С с тремя ядрами  $^{14}\text{N}$ , имеющими спин  $I=1$ . В отличие от РОСО, СТС для УПВ-1Т имеет несколько большее расщепление  $A = 2.8$  Гс (по сравнению с  $A = 2.2$  Гс для РОСО) и большую ширину СТС-компонент. В отличие от ситуации с поликристаллическими графитами, для которых при температурах, больших температуры отжига радиационных нарушений ( $T > T_a$ ), определяемой по скачку температурной зависимости коэффициента ионно-электронной эмиссии [2], не фиксируются центры, являющиеся результатом взаимодействия атомов С и N, для УПВ-1Т, кроме семикомпонентной СТС наблюдается еще и слабое высокополевое расщепление, связанное возможно с взаимодействием с одним ядром  $^{14}\text{N}$ , находящимся на большом расстоянии от С.

1. Bogomolova L.D., Borisov A.M., Kurnaev V.A., Mashkova E.S. //Nucl. Instrum. Meth. Phys.Res. 2003. V. B 212. P.164.
2. Борисов А.М., Виргильев Ю.С., Машкова Е.С.//Поверхность. 2008. №1. С.58.
3. Vagoner G. // Phys.Rev., 1960, V.118, P.647.

## Исследование каталитических свойств германия, имплантированного ионами кобальта

В.В. Базаров, В.Ф. Валеев, В.Н. Нуждин, Ю.Н. Осин, Н.М. Сулейманов,  
С.М. Хантимеров, И.А. Файзрахманов  
*Казанский физико-технический институт КазНЦ РАН, Казань*

В последние годы пристальное внимание весьма широкого круга исследователей привлекает разработка и создание топливных элементов, использующих в качестве топлива вместо водорода метанол или этанол и работающих на нетрадиционных схемах, а именно без использования каталитической мембраны. Этот подход интересен ещё и тем, что позволяет в качестве катализатора вместо платины использовать никель или другие 3-d элементы.

С точки зрения перспектив практического применения в электродах топливных элементов интерес представляет ультрадисперсное состояние германия, не наблюдавшееся в других полупроводниках. Известно, что при высокодозной имплантации тяжёлых химически активных элементов в германии формируется ультрадисперсная фаза, представляющая собой конгломераты наночастиц германия размерами 10-100 нм, сдавленных силами лапласовского поверхностного натяжения [1].

В настоящей работе представлены результаты исследований электроокисления этанола в щелочной среде на электродах из германия, имплантированного ионами  $\text{Co}^+$  с энергией 40 кэВ в интервале доз (0 -  $5 \times 10^{16}$ ) ион/см<sup>2</sup>.

Электрокаталитические свойства германия, имплантированного ионами кобальта, были исследованы методом линейной развёртки потенциала на установке для проведения электрохимических исследований на базе потенциометрического комплекса Экотест-ВА с использованием трёхэлектродной ячейки. В наших экспериментах в качестве рабочего электрода использовались монокристаллических германий, как не имплантированный, так и имплантированный ионами кобальта различными дозами. В качестве вспомогательного электрода использовалась платиновая фольга, в качестве электрода сравнения – хлорид-серебряный электрод. Были использованы три вида электролитов: 0.1 М  $\text{H}_2\text{SO}_4$ , 0.1 М  $\text{KOH}$ , 0.1 М  $\text{KOH} + 0.01$  М  $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$ . Диапазон развёртки потенциала составлял -1500÷1500 мВ, скорость развёртки потенциала - 20 мВ/с. Было обнаружено, что на вольтамперограммах имплантированных германиевых электродов в исследованном спиртовом растворе щёлочи наблюдается отчётливо выраженная гистерезисная петля с максимумом тока при потенциале 700 мВ. На вольтамперограммах водных растворов щёлочи и кислоты, а также в случае использования в качестве индикаторного электрода кристаллического кремния петля практически отсутствует. Это означает, что в щелочной среде на германиевых электродах происходит окисление спирта, причём интенсивность этого процесса можно отчасти контролировать, меняя условия предварительной ионной имплантации кобальта в германиевый электрод.

Работа частично поддержана грантом РФФИ 07-08-12196-офи.

1. Закиров Г.Г., Хайбуллин И.Б. Зарипов М.М.// ФТП, 1983, Т.17, вып.2, С.232-234.



## **Введение примеси редкоземельных элементов в оптические волокна ионно-плазменной обработкой**

А.М.Назаров

*Ташкентский государственный технический университет, Ташкент, Узбекистан*

В технологии изготовления оптических волокон для волоконно-оптических систем передачи информации (ВОСП) в настоящее время используются в основном химические методы введения легирующих добавок из парогазовой фазы. При этих методах довольно сложно получить большие концентрации равномерно распределенных по объему примесей, невозможно предсказать и точно контролировать количество легируемых примесей и регулировать профили распределения вводимых примесей.

Нами исследуются ионно-лучевой и ионно-плазменный способы легирования редкоземельными элементами (РЗЭ) оптических волокон, используемых в ВОСП. Основу способов составляет введение легирующих примесей РЗЭ низкоэнергетической ионной имплантацией или ионно-плазменной обработкой.

Для ионно-лучевого легирования используется стандартный ионный имплантатор типа «Везувий» с модернизированным ионным источником, а для ионно-плазменного легирования универсальный вакуумный пост «УВН-75Р» со специальными приспособлениями.

Введение ионов редкоземельных элементов до получения заданной концентрации осуществляется путем ионной имплантации с помощью ионных пучков с энергией ионов 75-150кэВ и плотностью ионного тока 2-5мкА/см<sup>2</sup>. Для легирования протяженные образцы волокон помещаются во вращающийся контейнер, а ионная имплантация производится путем сканирования ионным пучком. Контейнер может вращаться вокруг своей оси со скоростью 10 об/мин при помощи электродвигателя.

Основу ионно-плазменного способа введения легирующих примесей редкоземельного элемента составляет обработка в газовом разряде. При этом легирование оптического волокна осуществляется ионно-плазменным осаждением за счет нанесения покрытия редкоземельного элемента и одновременной бомбардировки ионами газового разряда. Параметры газового разряда - напряжение разряда 5-7кВ, ток разряда до 5А. Данный способ может осуществляться путем зажигания разряда или в инертном газе или в парах редкоземельного элемента. Последний способ предпочтительнее из-за более высокой чистоты осаждаемого легирующего элемента.

Анализ легируемых РЗЭ образцов волокон проводился с помощью микроанализатора марки «Jeol» методом сканирующего электронного зонда.

Исследования показали, что при вышеуказанных методах ионной имплантации происходит интенсивное легирование оптического волокна РЗЭ по поверхности и глубине образцов с большой равномерностью и высокой концентрацией, отсутствует эффект преципитации, глубину и концентрацию легирования можно легко регулировать параметрами ионной имплантации. Метод технологичен, и с помощью специального контейнера можно одновременно обрабатывать образцы с большими размерами, например, протяженные оптические кабели.

## Моделирование нейтронного воздействия на SiGe гетероструктуры

З.Ф. Красильник<sup>1)</sup>, Е.В. Волкова<sup>2)</sup>, А.В. Новиков<sup>1)</sup>, С.В. Оболенский<sup>2)</sup>,  
В.В. Платонов<sup>3)</sup>

<sup>1)</sup> *Институт физики микроструктур РАН, Нижний Новгород,*

<sup>2)</sup> *Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского,  
Нижний Новгород*

<sup>3)</sup> *Саровский физико-технический институт, Саров, Нижегородская область*

Известно, что радиационное воздействие приводит к ионизации и дефектообразованию в полупроводнике. При этом наличие гетерограниц означает появление очередного фактора риска для приборов, поскольку напряженные слои гетероструктур влияют на диффузию и стабилизацию радиационных дефектов. Характер протекания этих процессов в гетероструктурах с резкими границами раздела до конца не изучен и представляет интерес как с точки зрения фундаментальных исследований, так и для практического применения.

В работе теоретически исследовались процессы дефектообразования в Si/SiGe/Si гетероструктурах при облучении нейтронами спектра деления (с энергиями 0.1-5 МэВ) с лицевой и обратной стороны. Толщина покровного слоя кремния варьировалась от 10 до 10<sup>4</sup> нм, а толщина слоя SiGe задавалась равной 10, 20, 50 или 100 нм. При этом кластер радиационных дефектов модифицировал одну или обе гетерограницы структуры.

Расчеты проводились методом Монте-Карло на основе известного TRIM-алгоритма. Поскольку смещенные нейтронами первичные атомы кремния и германия получают энергию от 10 до 300 кэВ, то они способны создавать кластеры радиационных дефектов. Моделировалась структура кластеров точечных радиационных дефектов и оценивались характерные размеры как кластеров в целом, так и субкластеров дефектов. Анализировалось пространственное расположение субкластеров и их распределение по размерам. Рассчитывались профили распределения вакансий и межузельных атомов в направлении, перпендикулярном гетерогранице. Определялись условия облучения, при которых будет реализовываться «наихудший случай» – максимум распределения дефектов будет совпадать со слоем SiGe, так что параметры активной области приборов, изготовленных на таком слое могут претерпеть наибольшие изменения.

Показано, что наличие гетерограницы Si/SiGe приводит к формированию градиента вакансий и замещений в структуре. Профили распределения дефектов существенно неоднородные с четко выраженными изломами, соответствующими гетерограницам. Концентрации дефектов в слоях Si и SiGe отличаются в 1.2...1.5 раза. Отмечены также изломы на профилях ионизации материала и его радиационного нагрева в областях «термического пика».

Проведена оценка изменения подвижности, концентрации и времени жизни носителей заряда после радиационного облучения. Показано, что наличие механических напряжений в гетероструктурах с тонкими SiGe слоями изменяет скорость модификации электрофизических параметров гетероструктур, по сравнению с параметрами объемных полупроводников. Полученные результаты позволяют предположить возможность реализации радиационного отжига

технологических дефектов в SiGe структурах, а также их высокую радиационную стойкость.

## **Моделирование радиационно-стимулированного теплового пробоя в мощном биполярном транзисторе с учетом разогрева электронного газа**

А.С. Пузанов, С.В. Оболенский

*Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского,  
Нижний Новгород*

Известно, что при воздействии импульсного ионизирующего излучения высокой мощности наблюдается пробой коллекторного перехода мощного СВЧ биполярного транзистора. Экспериментально было показано, что развитие пробоя может происходить не в момент импульса излучения длительностью менее 100 нс, а в течение 1...10 мкс после его окончания. Цель работы – проведение самосогласованного моделирования транспорта носителей заряда в транзисторе при импульсном ионизирующем воздействии и нестационарного разогрева полупроводниковой структуры транзистора.

Для проведения теоретического анализа совокупности явлений, обеспечивающих радиационно-стимулированный тепловой пробой, необходимо решать уравнения переноса заряда при повышенных температурах. В условиях сильных, резко неоднородных электрических полей коллекторного р-п перехода оптимальным выбором является квазигидродинамическая модель [1, 2].

Результаты моделирования показывают, что при напряжении питания  $0.95 \cdot U_{\text{пробоя}}$  и мощности дозы ионизирующего излучения реализуемой в эксперименте, во время действия импульса излучения в коллекторном переходе транзистора начинает развиваться первичный лавинный пробой. Причиной этого является высокая энергия радиационно-генерированных вторичных электронов, начальная энергия которых достигает значений 0.3...0.5 эВ. Возникнув в области резко-неоднородного электрического поля, эти «горячие» электроны не успевают термализоваться, что обуславливает более высокий коэффициент ударной ионизации по сравнению с нормальными условиями развития лавинного пробоя в полупроводниковых структурах.

Так как ток, протекающий через коллекторный р-п переход во время действия импульса излучения, возрастает в десятки раз, то температура полупроводникового кристалла резко увеличивается. Помимо различных термомеханических эффектов, не рассматриваемых в данной работе, увеличение температуры ведет с одной стороны, к подавлению ударной ионизации и различных баллистических эффектов, а с другой стороны, к термогенерации электронно-дырочных пар, увеличивающих ток, протекающий через транзистор.

Концентрация термогенерированных носителей экспоненциально зависит от температуры, а температура полупроводникового кристалла, в конечном счете, определяется радиационным током. Поэтому эффект радиационно-стимулированного теплового пробоя носит пороговый характер от мощности дозы излучения.

1. Пожела Ю. Физика быстродействующих транзисторов. – Вильнюс: Мокслас, 1989, 264с.

2. Шур М. Современные приборы на основе арсенида галлия. – М.: Мир, 1991, 632с.

## **Физические и физико-химические основы КНИ-фликкер-шумовых газовых сенсоров**

М.И.Маковийчук<sup>1)</sup>, А.А.Чапкевич<sup>2)</sup>

<sup>1)</sup> *Ярославский филиал физико-технологического института РАН*

<sup>2)</sup> *Физический факультет МГУ им. М.В.Ломоносова*

Хорошо известно, что явления переноса у поверхности сильно влияют на электронные свойства массивных образцов полупроводников. Особенно значительную роль эти явления играют в проводимости полупроводниковых пленок (ионно-легированных слоев) толщиной  $\leq 1$  мкм с концентрацией свободных носителей приблизительно до  $10^{18}$  см<sup>-3</sup>. Дополнительное рассеяние на поверхности уменьшает эффективную подвижность носителей, что проявляется как размерный эффект сопротивления. Изучение этого эффекта позволяет получить сведения об электронной структуре поверхности и имеет, следовательно, большое научное и практическое значение.

Результаты по измерению фликкер-шума на тонких образцах находятся в русле гипотезы Мак-Уортера о том, что лоренцевский  $1/f$  шум обусловлен системой рассеивателей с внутренними степенями свободы и с экспоненциально широким разбросом времен релаксации  $\tau$ .

В докладе приведены результаты измерений шумового параметра  $\beta_s(f)$  в диапазоне частот  $f$  от 10 Гц до  $2 \cdot 10^4$  Гц при  $P = 10^5$  Па и  $T = 300$  К на тест-структурах фликкер-шумовых газовых сенсоров (ФШГС), сформированных на моно-Si p- и n-типа, эпи-Si и КНИ-структурах. Показано, что даже по мере уменьшения только одного геометрического размера (толщины исследуемой тест-структуры) происходит переход формы спектра от фликкерного типа к сумме лоренцианов. Киртон, Дей и Урен показали, что уменьшение площади МОП полевого транзистора также приводит к аналогичному изменению формы спектра НЧ шума [1].

Установлено, что для усиления селективной чувствительности при идентификации отдельных сортов адсорбированных молекул, необходимо уменьшать геометрические размеры газочувствительного слоя (ГЧС) сенсора.

Таким образом, для улучшения характеристик ФШГС необходимо их изготавливать на КНИ-структурах с толщиной приборного слоя  $t < 0,1$  мкм и что особенно важно – в матричном исполнении (с активной площадью матричных элементов  $A < 1$  мкм<sup>2</sup>). Отклик спектральной плотности (СП) на каждый сорт адсорбированных молекул наблюдается на определенной частоте рабочего диапазона частот, при которой СП уменьшается вдвое - частоте излома лоренциана. Поэтому матричный элемент будет «чувствовать» столько сортов молекул, сколько будет идентифицировано частот излома в исследуемом спектральном диапазоне частот. Чем больше матричных элементов (больше площадь ГЧС – больше адсорбированных молекул) тем интенсивнее будет фликкер-шумовой сигнал. Этот принцип нарушается в матрицах резистивных газовых сенсоров, т.е. работающих на принципе изменения проводимости (сопротивления) сенсора при адсорбции газов на его поверхности.

1. Uren M.J., Day D.J., Kirton M.J. 1/f and random telegraph noise in silicon metal–oxide–semiconductor field effect transistors. // Appl. Phys. Lett. – 1985. – V. 47, No 11. – P. 1195 – 1197.

## **Роль адсорбции воды и деформации окисленных катодов в туннельной эмиссии электронов**

Нагорных С.Н.

*Нижегородский педуниверситет, Нижний Новгород*

Статистика времен запаздывания (СВЗ) исследована при пробое воздушного разрядника в электрических полях и влажности на окисленных катодах. Разрядник имел размеры на три порядка величин большие, чем наномасштабы зондовой туннельной сканирующей микроскопии (ТСМ), осуществляемой при тех же электрических полях и влажности на окисленных катодах – образцах.

Кинетика автоэлектронной эмиссии (АЭЭ) рассмотрена с учетом переходов электронов из ловушек в зону проводимости окисла (полупроводника, диэлектрика) при электрических полях  $10^8$  -  $10^5$  в/см, проникающих в окисел. Предполагается, что адсорбированная вода создает более сильные электрические поля у поверхности окисла, чем внешнее ускоряющее электрическое поле. Кроме того, вода участвует в образовании поверхностных электронных ловушек на окисле.

Измерена плотность вероятности СВЗ, которая относится к гамма-функции. Это совпадает со стационарной плотностью вероятности уравнения Фокера-Планка для термостимулированной электронной эмиссии. Согласно неравновесной термодинамике это рассматривается как переход, индуцированный внешним шумом.

Получено выражение для стационарной АЭЭ, зависящей от величин электрической напряженности поля, работы выхода, а также от толщины слоя адсорбции и от модифицированной функции Нордгейма. Определена область существования АЭЭ для электрических полей в слое адсорбированной воды и вне его. Эти данные позволяют вычислить сопротивление контакта мостика из молекул воды на окисленном катоде, образуемого зондом в воздушном ТСМ.

Измерена АЭЭ при периодическом механическом нагружении окисленного цинкового катода. Наблюдалось пороговое изменение АЭЭ при приложении механической нагрузки и монотонное изменение АЭЭ в течение времени нахождения катода под нагрузкой. Пороговый характер АЭЭ объяснен изменением работы выхода, а монотонный – диффузией кислорода в окисел.

Обнаружено образование перемычек между зондом и катодом в разряднике, которые возникают также и в ТСМ. В разряднике перемычка образуется вследствие последовательного осаждения положительных ионов азота и кислорода в радиусе  $10^{-4}$  см при заряде  $10^{-6}$  К/см. В ТСМ идет образование перемычек радиусом на 2-3 порядка меньшем, по-видимому, при более сложных процессах, среди которых осаждение положительных ионов материала катода, участие электродинамических сил и интенсивные пластические деформации катода.