Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук

Научный Совет РАН «Физико-химические основы полупроводникового материаловедения»

Федеральное государственное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

Санкт-Петербургский академический университет — научно-образовательный центр нанотехнологий РАН

IX Международная конференция и
VIII Школа молодых ученых и специалистов
по актуальным проблемам физики, материаловедения, технологии и диагностики кремния, наноразмерных структур и приборов на его основе

«КРЕМНИЙ-2012»

www.si2012.org

9-13 июля 2012
Санкт-Петербург

Содержание

Содержание **3**
История конференции **4**
Организаторы **5**
Программный комитет **6**
Организационный комитет **6**
Местный комитет **7**
Наши спонсоры **8**
Программа школы и конференции **11**
Доклады школы молодых ученых и специалистов **19**
Пленарные доклады **27**
Приглашенные доклады, секция 1 ..... **33**
Приглашенные доклады, секция 2 ..... **39**
Приглашенные доклады, секция 3 ..... **43**
Приглашенные доклады, секция 4 ..... **49**
Приглашенные доклады, секция 5 ..... **55**
Приглашенные доклады, секция 6 ..... **63**
Устные доклады, секция 1 ..... **69**
Устные доклады, секция 2 ..... **91**
Устные доклады, секция 3 ..... **111**
Устные доклады, секция 4 ..... **125**
Устные доклады, секция 5 ..... **133**
Устные доклады, секция 6 ..... **141**
Стендовые доклады, секция 1 ..... **157**
Стендовые доклады, секция 2 ..... **213**
Стендовые доклады, секция 3 ..... **271**
Стендовые доклады, секция 4 ..... **323**
Стендовые доклады, секция 5 ..... **348**
Стендовые доклады, секция 6 ..... **371**
Оглавление **388**
Алфавитный указатель авторов **397**

История конференции

IX Международная конференция и VIII Школа молодых ученых и специалистов по актуальным проблемам физики, материаловедения, технологии и диагностики кремния, наноразмерных структур и приборов на его основе **«КРЕМНИЙ-2012»** является продолжением серии конференций, состоявшихся в Москве (2007, 2011), Черноголовке (2008), Новосибирске (2009) и Нижнем Новгороде (2010).

Этот форум собирает ученых, представляющих академическое сообщество, ВУЗы и промышленность России, стран СНГ и дальнего зарубежья, и позволяет обсудить актуальные проблемы по всему кругу вопросов, включающему рост и материаловедение кристаллов и пленок кремния и родственных материалов, а также физику, технологию и диагностику наноструктур на их основе.

На конференции будут представлены приглашенные доклады ведущих ученых, работающих в области материаловедения кремния и его применений, а также устные и стендовые доклады, отобранные Оргкомитетом из числа присланных тезисов.

Одновременно с конференцией будет проведена школа молодых ученых и специалистов, на которой признанными экспертами будут прочитаны лекции по актуальным вопросам современной электроники.

Организаторы

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук

Научный Совет РАН «Физико-химические основы полупроводникового материаловедения»

Федеральное государственное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

Санкт-Петербургский академический университет — научно-образовательный центр нанотехнологий РАН

Содействие в организации и проведении конференции:

ЗАО "НТА "Интеллект""

Программный комитет

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

Харченко В.А. **зам. председателя**
ОАО «НТЦ РЭБ», Москва

Якимов Е.Б. **зам. председателя**
ИПТМ РАН, Черноголовка

Шек Е.И. **секретарь**
ФТИ им. А.Ф. Иоффе, Санкт-Петербург

Астрова Е.В. *ФТИ им. А.Ф. Иоффе, Санкт-Петербург*

Казанский А.Г. *МГУ, Москва*

Непомнящих А.И. *ИГХ СО РАН, Иркутск*

Новиков А.В. *ИФМ РАН, Нижний Новгород*

Пчеляков О.П. *ИФП СО РАН, Новосибирск*

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

Организационный комитет

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

Дашевский М.Я. **зам. председателя**
НИТУ МИСиС, Москва

Заморянская М.В. **зам. председателя**
ФТИ им. А.Ф. Иоффе, Санкт-Петербург

Иванова Е.В. **секретарь**
ФТИ им. А.Ф. Иоффе, Санкт-Петербург

Асеев А.Л. *ИФП СО РАН, Новосибирск*

Бердников В.С. *ИТ СО РАН, Новосибирск*

Вывенко О.Ф. *СПбГУ, Санкт-Петербург*

Вяткин А.Ф. *ИПТМ РАН, Черноголовка*

Герасименко Н.Н. *МИЭТ, Москва*

Грехов И.В. *ФТИ им. А.Ф. Иоффе, Санкт-Петербург*

Грибов Б.Г. *ОАО «НИИ Особо чистых материалов», Москва*

Двуреченский А.В. *ИФП СО РАН, Новосибирск*

Ежлов В.С. *НИТУ МИСиС, Москва*

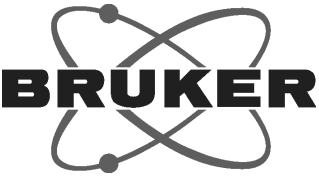
Елютин А.В. *ОАО «ГИРЕДМЕТ», Москва*
Земсков В.С. *ИМЕТ РАН, Москва*
Кведер В.В. *ИФТТ РАН, Черноголовка*
Кобелева С.П. *НИТУ МИСиС, Москва*
Красников Г.Я. *ОАО «НИИМЭ и Микрон», Москва*
Критская Т.В. *ЗГА, Запорожье*
Кришан Лал (Krishan Lal) *Индийская национальная академия наук*
Кузнецов Ф.А. *ИНХ СО РАН, Новосибирск*
Литовченко В.Г. *ИФП НАНУ, Киев*
Макеев Х.И. *ОАО «ГИРЕДМЕТ», Москва*
Наумов А.В. *ОАО «НПП КВАНТ» Москва*
Орликовский А.А. *ФТИАН, Москва*
Пархоменко Ю.Н. *ОАО «ГИРЕДМЕТ», Москва*
Таиров Ю.М. *СПбГЭТУ (ЛЭТИ), Санкт-Петербург*
Федотов А.К. *БГУ, Минск*
Харченко Л.Ю. *ИНХ СО РАН, Новосибирск*
Шульпина И.Л. *ФТИ им. А.Ф. Иоффе, Санкт-Петербург*

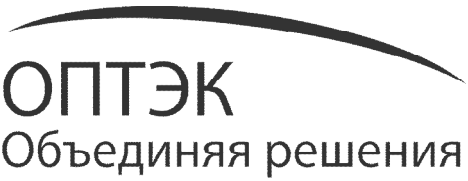
Местный комитет

Трофимов А.Н. **(председатель)**
Шустов Д.Б.
Гуляева К.Н.
Усачёва В.П.
Местер А.Ю.

Лаборатория диффузии и дефектообразования в полупроводниках
Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе
www.microbeam.org

Наши спонсоры





СОВРЕМЕННОЕ АНАЛИТИЧЕСКОЕ ОБОРУДОВАНИЕ КОМПАНИИ BRUKER

BRUKER

info@bruker.ru
www.bruker.ru

ООО «Брукер»
г. Москва 119017,
ул. Пятницкая д.50/2 стр. 1
Тел. (495) 517-9284,
(495) 517-9285
Факс: (495) 517-9286

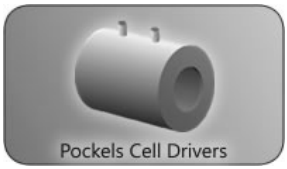
Региональные представительства:
Санкт-Петербург: (812) 323-4609
Екатеринбург: (343) 257-8592
Казань: (987) 290-8189
Новосибирск: (983) 121-6389

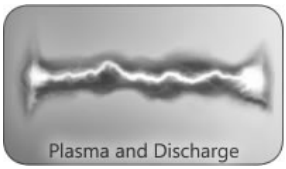
Компания FID GmbH разрабатывает и поставляет покупателям широкий спектр высоковольтных импульсных генераторов на базе разработанных компанией полностью твердотельных сверхбыстрых переключателей и сопутствующих предметов. Наши продукты также могут быть изготовлены по специальным требованиям заказчиков.

Образцы наших изделий

Полный список наших изделий можно найти на сайте компании в разделе **Products** (http://www.fidtechnology.com/products.html)

Примеры использования наших изделий





Список различных применений наших изделий можно найти на сайте компании в разделе **Applications** (http://www.fidtechnology.com/applications.html)

Программа школы и конференции

ПОНЕДЕЛЬНИК

Школа
Понедельник 9 июля (12.00-18.00)

12.00-12.15		**Открытие школы**	
12.15-13.00	S1	*Н.В. Абросимов* Современное состояние и развитие методов выращивания кристаллов кремния	20
13.00-13.45	S2	*Б.А. Андреев* Лазерные структуры на основе кремния	21
13.45-14.30	S3	*Е.Б. Якимов* Исследование кремния и кремниевых структур методами тока, индуцированного сфокусированными электронными, световыми и рентгеновскими пучками	22
14.30-15.30		**Обед**	
15.30-16.15	S4	*А.В. Селькин* Спектроскопия фотонных кристаллов в условиях сильной брэгговской дифракции света	23
16.15-17.00	S5	*N.A. Sobolev* Radiation Effects in Si-Ge Quantum Size Structures	24
17.00-17.45	S6	*И.Л. Шульпина* Диагностика кремния и приборных структур на его основе методами рентгеновской дифракционной топографии	25
17.45-18.00		**Закрытие школы**	

ВТОРНИК

Открытие конференции и пленарная секция
Вторник 10 июля (9.00-13.00)

9.00-9.10		**Открытие конференции**	
9.10-9.50	Plen1	*Г.Я. Красников* Микро- и наноэлектроника: состояние и перспективы	
9.50-10.30	Plen2	*Ф.А. Кузнецов* Критические материалы для солнечной фотовольтаики	28
10.30-11.10	Plen3	*В.В. Вьюрков* Новые материалы в кремниевых интегральных схемах будущих поколений	29
11.10-11.40		**Coffee break**	
11.40-12.20	Plen4	*Б.Г. Грибов* Вопросы получения нанокремниевых кластеров	30
12.20-13.00	Plen5	*А.В. Двуреченский* Проблемы эпитаксии германия на кремнии и получение упорядоченных ансамблей квантовых точек Ge/Si	31
13.00-14.00		**Обед**	

Секция 1-1

Вторник 10 июля (14.00-16.00)

Дефекты и примеси в кристаллах и пленках Si, SiGe и Ge. Модификация свойств материалов под влиянием термических обработок, радиационного облучения и других воздействий

14.00-14.30	I1.01	*Л.И. Федина* Атомная структура протяженных дефектов в кремнии и механизмы их образования	34
14.30-14.50	O1.01	*В.И. Вдовин* Закономерности образования дислокационных сеток на границе сращенных пластин Si(001)	70
14.50-15.10	O1.02	*А.С. Бондаренко* Электронные уровни и люминесценция дислокационных сеток, полученных гидрофильным сращиванием пластин кремния	71
15.10-15.30	O1.03	*Л.В. Соколов* Формирование краевых дислокаций несоответствия в напряженных гетеросистемах с решеткой сфалерита и алмаза	72
15.30-16.00	I1.02	*А.А. Ежевский* Моноизотопный кремний-28 в спектроскопии спинового резонанса электронов, локализованных на донорах	35
16.00-16.30		**Coffee break**	

Секция 1-2

Вторник 10 июля (16.30-18.10)

Дефекты и примеси в кристаллах и пленках Si, SiGe и Ge. Модификация свойств материалов под влиянием термических обработок, радиационного облучения и других воздействий

16.30-17.00	I1.03	*L.I. Murin* Oxygen-related defects in silicon: Local vibrational mode and deep level transient spectroscopy characterization	37
17.00-17.30	I1.04	*Н.А. Ярыкин* Идентификация медных и медь-водородных комплексов в кремнии	38
17.30-17.50	O1.04	*Е.Б. Якимов* Влияние примесей металлов на рекомбинационную активность протяженных дефектов в мультикристаллическом кремнии	74
17.50-18.10	O1.05	*В.В. Козловский* Роль атомов отдачи в формировании радиационных дефектов при облучении кремния n-типа протонами МэВ-ных энергий	75
18.30-20.00		**Стендовая сессия**	
21.00-23.30		**Экскурсия**	

СРЕДА

Секция 2-1

Среда 11 июля (9.00-11.00)

Наноразмерные структуры на основе кремния: технологии получения и свойства квантово-размерных структур, скрытых и напряженных слоев; их использование для твердотельной электроники

9.00-9.30	I2.01	*D. Kovalev* Nanosilicon: Fundamental Properties and Possible Applications	40
9.30-10.00	I2.02	*И.Н. Яссиевич* Излучение кремниевых нанокристаллов	41
10.00-10.20	O2.01	*А.В. Герт* Рекомбинация неравновесных носителей заряда в нанокристаллах кремния, сформированных в пленках SiO_2	92
10.20-10.40	O2.02	*Е.В. Астрова* Анизотропия образования пористых слоев в процессе электрохимического травления кремния	94
10.40-11.00	O2.03	*В.Г. Литовченко* Ионно-стимулированое формирование тонкослойных структур с встроенными нанокристаллами в диэлектрической матрице	96
11.00-11.30		**Coffee break**	

Секция 2-2

Среда 11 июля (11.30-13.00)

Наноразмерные структуры на основе кремния: технологии получения и свойства квантово-размерных структур, скрытых и напряженных слоев; их использование для твердотельной электроники

11.30-12.00	I2.03	*Б.Х. Байрамов* Селективное резонансное неупругое рассеяние света и люминесценция в изолированных коллоидных квантовых точках nc-Si/SiO_2	42
12.00-12.20	O2.04	*П.А. Кучинская* Упорядоченные SiGe квантовые точки на квантовых дисках	98
12.20-12.40	O2.05	*Н.А. Байдакова* Спектроскопия возбуждения ФЛ структур с самоформирующимися Ge(Si)/Si(001) наноостровками	100
12.40-13.00	O2.06	*М.В. Шалеев* Переход от двумерного к трехмерному росту в SiGeгетероструктурах, сформированных на релаксированныхSiGe/Si(001) буферных слоях	102
13.00-14.00		**Обед**	

Секция 3-1

Среда 11 июля (14.00-16.00)

Кристаллы и пленки Si, SiGe и Ge: технологии получения и свойства поликристаллических, мультикристаллических, монокристаллических, аморфных и пористых материалов

14.00-14.30	I3.01	*O.V. Kononchuk* Progress in substrate engineering: from SOI to new applications	44
14.30-15.00	I3.02	*S. Rouvimov* Defect characterization of ribbon silicon	45
15.00-15.20	O3.01	*А.И. Никифоров* Влияние температуры роста пленок Ge_xSi_{1-x} на критическую толщину 2D - 3D перехода в процессе МЛЭ	112

15.20-15.40	O3.02	*T.S. Perova* Investigation of crystalline quality and stress in germanium stripes fabricated by rapid melt growth process	114
15.40-16.00	O3.03	*И.В. Антонова* Создание и модификация Si и Ge нанокристаллов в SiO_2 ионами высоких энергий	116
16.00-16.30		**Coffee break**	

Секция 3-2

Среда 11 июля (16.30-18.10)

Кристаллы и пленки Si, SiGe и Ge: технологии получения и свойства поликристаллических, мультикристаллических, монокристаллических, аморфных и пористых материалов

16.30-17.00	I3.03	*В.С. Бердников* Общие закономерности смешанной конвекции расплава в вариантах метода Чохральского и управление формой фронта кристаллизации	47
17.00-17.20	O3.04	*П.В. Антонов* Управление формой фронта кристаллизации и темпом роста слитка кремния в вариантах метода Бриджмена	118
17.20-17.50	I3.04	*А.И. Непомнящих* Прямое получение мультикремния для солнечной энергетики из высокочистого рафинированного кремния	48
17.50-18.10	O3.05	*А.В. Наумов* О сырьевых ограничениях развития солнечной энергетики в 2012-2020 г.г.	120
18.30-20.00		**Стендовая сессия**	

ЧЕТВЕРГ

БОЛЬШОЙ АКТОВЫЙ ЗАЛ

Секция 4-1

Четверг 12 июля (9.00-11.00)

Приборные структуры на основе кремния для микро-, опто-, солнечной и силовой электроники, микромеханики и других применений

9.00-9.30	I4.01	*В.К. Еремин* Кремниевые детекторы релятивистских частиц в современной физике высоких энергий	50
9.30-10.00	I4.02	*В.Н. Шастин* Кремниевые лазеры ТГц диапазона частот (состояние дел и перспективы)	51
10.00-10.20	O4.01	*В.В. Старков* Солнечные элементы с зарядовой подкачкой: теоретические перспективы и технологические аспекты применения	126
10.20-10.40	O4.02	*П.Б. Родин* Пространственно-неоднородный режим субнаносекундного лавинного переключения высоковольтных кремниевых диодов	128
10.40-11.00	O4.03	*Г.А. Рудаков* Особенности технологии изготовления МЭМС для оптического считывания выходных сигналов	129
11.00-11.30		**Coffee break**	

Секция 4-2

Четверг 12 июля (11.30-12.20)

Приборные структуры на основе кремния для микро-, опто-, солнечной и силовой электроники, микромеханики и других применений

11.30-12.00	I4.03	*В.П. Попов* Электронные биохимические сенсоры на основе КНИ нанопроволочных транзисторов	52
12.00-12.20	O4.04	*А.А. Писарев* Компьютерное моделирование в производстве силовых тиристоров	131

Секция 6-3

Четверг 12 июля (12.20-13.00)

Диагностика кремния и приборных структур на его основе

12.20-12.40	O6.07	*А.В. Лютцау* Исследование гетероструктур методом рентгеновской однокристальной дифрактометрии	150
12.40-13.00	O6.08	*О.С. Васьков* Диагностика технологических характеристик мощных транзисторов с помощью релаксационного импеданс-спектрометра тепловых процессов	152
13.00-14.00		**Обед**	

Секция 5-1

Четверг 12 июля (14.00-15.40)

Другие твердотельные структуры на подложках кремния для нано- и оптоэлектроники, спинтроники и фотоники

14.00-14.30	I5.01	*О.П. Пчеляков* Гетероструктуры AIIIBV на кремнии	56
14.30-15.00	I5.02	*Г.Э. Цырлин* A^3B^5 нитевидные нанокристаллы на кремнии: рост и свойства	57
15.00-15.20	O5.01	*Г.В. Ли* Проектирование и оптические свойства микрорезонатора на основе макропористого кремния	134
15.20-15.40	O5.02	*И.Д. Лошкарев* Зависимость деформационного состояния пленок GaAs на вицинальных подложках Si(001) от способа формирования первых монослоев	136

Секция 6-4

Четверг 12 июля (15.40-16.00)

Диагностика кремния и приборных структур на его основе

15.40-16.00	O6.09	*К.Л. Енишерлова* Влияние свойств слоя кремния на емкостные параметры МДП/КНС-структур	154
16.00-16.30		**Coffee break**	

Секция 5-2
Четверг 12 июля (16.30-18.00)

Другие твердотельные структуры на подложках кремния для нано- и оптоэлектроники, спинтроники и фотоники

16.30-17.00	I5.03	*А.Н. Алешин* Органическая электроника на основе гибридных (полимер – неорганические наночастицы) пленок, нанесенных на кремниевые подложки	58
17.00-17.30	I5.04	*А.Ю. Поляков* Electrical and thermal properties and deep traps spectra in AlGaN/GaN HEMTs grown by MOCVD on Si	60
17.30-18.00	I5.05	*Н. Редькин* Упорядоченные массивы наностержней оксида цинка на кремниевых подложках	61
19.30		**Банкет**	

ЧЕТВЕРГ
АУДИТОРИЯ 422

Секция 3-3
Четверг 12 июля (9.00-9.40)

Кристаллы и пленки Si, SiGe и Ge: технологии получения и свойства поликристаллических, мультикристаллических, монокристаллических, аморфных и пористых материалов

9.00-9.20	O3.06	*О.В. Наумова* Свойства субмикронных и наноразмерных слоев Si в системах SiO2/Si/SiO_2 и нанопроволочных структур на их основе	122
9.20-9.40	O3.07	*М.Я. Дашевский* Оптические свойства структурно-совершенных монокристаллических пластин кремния.	123

Секция 5-3
Четверг 12 июля (9.40-11.00)

Другие твердотельные структуры на подложках кремния для нано- и оптоэлектроники, спинтроники и фотоники

9.40-10.00	O5.03	*V.K. Ksenevich* Electrical properties of Gd-implanted SnO_2 films	137
10.00-10.20	O5.04	*С.Е. Турищев* Спектромикроскопические исследования массивов субмикронных столбиков никеля в матрице SiO_2	138
10.20-10.40	O5.05	*А.М. Полянский* Водородный мониторинг для исследований и технологического контроля кремния и структур на его основе	139
10.40-11.00	O5.06	*К.К. Абгарян* Математическое моделирование наноразмерных электронных структур с заданными свойствами	140
11.00-11.30		**Coffee break**	

Секция 1-3

Четверг 12 июля (11.30-12.50)

Дефекты и примеси в кристаллах и пленках Si, SiGe и Ge. Модификация свойств материалов под влиянием термических обработок, радиационного облучения и других воздействий

11.30-11.50	O1.06	*Л.В. Арапкина* Исследования наноструктур Ge/Si(001) методами ПЭМ и субмиллиметровой спектроскопии	76
11.50-12.10	O1.07	*Л.И. Хируненко* Оптические свойства кремния с высоким содержанием бора	78
12.10-12.30	O1.08	*Yu.A. Astrov* Silicon with large density of atomic sulphur centers: preparation of samples and their spectroscopy	79
12.30-12.50	O1.09	*Л.Ф. Макаренко* Свойства дефектов междоузельного типа в кремний-германиевых сплавах, облученных альфа-частицами	81
13.10-14.00		**Обед**	

Секция 1-4

Четверг 12 июля (14.00-16.00)

Дефекты и примеси в кристаллах и пленках Si, SiGe и Ge. Модификация свойств материалов под влиянием термических обработок, радиационного облучения и других воздействий

14.00-14.20	O1.10	*К.В. Карабешкин* Образование устойчивых нарушений в кремнии при облучении кластерными ионами различных энергий	82
14.20-14.40	O1.11	*Е.М. Труханов* Возникновение дальнодействующих полей нормальных и сдвиговых напряжений при введении дислокаций несоответствия	84
14.40-15.00	O1.12	*С.П. Кобелева* Влияние температурно-временных режимов на отжиг радиационных дефектов в высокоомном кремнии	85
15.00-15.20	O1.13	*К.Б. Тыныштыкбаев* Водородно-индуцированное скалывание пластин кремния с помощью электрохимического травления	86
15.20-15.40	O1.14	*Д.И. Тетельбаум* Роль оксидных слоев в модификации объемных свойств кремния при ионном, световом и низкотемпературном термическом воздействиях	88
15.40-16.00	O1.15	*В.Е. Гусаков* Ab initio исследование диффузии димера кислорода в кристаллах кремния	89
16.00-16.30		**Coffee break**	

Секция 2-3

Четверг 12 июля (16.30-18.10)

Наноразмерные структуры на основе кремния: технологии получения и свойства квантово-размерных структур, скрытых и напряженных слоев; их использование для твердотельной электроники

16.30-16.50	O2.07	*И.Е. Тысченко* Пленки гидрированного нанокристаллического кремния на изоляторе, сформированные имплантацией ионов водорода и последующим импульсным миллисекундным отжигом	104

16.50-17.10	O2.08	*Е.В. Иванова* Формирование нанокластеров кремния в аморфном диоксиде кремния при отжиге в вакууме	105
17.10-17.30	O2.09	*Д.И. Смирнов* Свойства наноразмерного порошкообразного кремния: размерный фактор трансформации	107
17.30-17.50	O2.10	*С.Г.Черкова* Кремниевые квантово-размерные источники света, формируемые в гетероструктурах Si/SiO_2 облучением тяжелыми ионами высоких энергий	108
19.30		**Банкет**	

ПЯТНИЦА

Секция 6-1

Пятница 13 июля (9.00-11.00)

Диагностика кремния и приборных структур на его основе

9.00-9.30	I6.01	*А.А. Саранин* Сканирующая туннельная микроскопия для исследования наноструктур на поверхности кремния: динамика атомов и молекул	64
9.30-10.00	I6.02	*Л.С. Власенко* Эффекты спин-зависимой рекомбинации и их применение для исследования точечных дефектов в кремнии	65
10.00-10.20	O6.01	*A.V. Merkulov* Characterization of Si-SiGe Heterostrucrures using Dynamic Secondary Ion Mass Spectrometry and Atom Probe Tomography	142
10.20-10.40	O6.02	*Ф.Ф. Комаров* Измерение профилей мелкозалегающих примесей в кремнии методом РОР с нанометровым разрешением	143
10.40-11.00	O6.03	*М.Е. Бойко* Моделирование физических свойств нанокристаллического и аморфного кремния на основании исследования доменов и пор методом МУРР	144
11.00-11.30		**Coffee break**	

Секция 6-2

Пятница 13 июля (11.30-13.00)

Диагностика кремния и приборных структур на его основе

11.30-12.00	I6.03	*V.V. Poborchii* High-spatial-resolution UV Raman study of Si nanostructures: Raman enhancement, stress mapping and high-numerical-aperture effects	67
12.00-12.20	O6.04	*А.В. Колесников* Роль дислокаций несоответствия при образовании малоугловых границ в гетеросистемах с несингулярными ориентациями	146
12.20-12.40	O6.05	*Э.В. Суворов* Тонкая структура рентгеновских волновых полей в кристаллах кремния с локализованными наноразмерными деформациями	147
12.40-13.00	O6.06	*И.А. Смирнова* Изображение дислокаций в топографии сканирования эксперимент и численное моделирование	149
13.00-14.00		**Обед**	
15.20-16.30		**Закрытие конференции**	

Доклады школы молодых ученых и специалистов

Современное состояние и развитие методов выращивания кристаллов кремния

Абросимов Н.В. [1),2)]

abrosimov@IKZ-Berlin.de
[1)]Leibniz Institute for Crystal Growth (IKZ), Berlin, Germany
[2)]Институт Физики Твердого Тела РАН, Черноголовка, Россия

Развитие методов выращивания монокристаллического кремния идет в основном по пути увеличения производительности процессов, что включает в себя увеличение размеров выращиваемых кристаллов и повышение скорости роста. В случае методов Чохральского и бестигельной зонной плавки – это увеличение диаметра и длины кристаллов, а в случае мультикристаллического кремния - увеличение массы загрузки тигля и, соответственно, увеличение габаритов кристаллизующихся блоков.

К последним достижениям, например, относится промышленное выращивание кристаллов кремния диаметром 200 мм методом бестигельной зонной плавки. Развитие метода Чохральского идет в направлении перехода на диаметр слитков 450 мм – следующий после 300 мм стандарт в микроэлектронной промышленности.

При выращивании мультикристаллического кремния начинает активно использоваться квази-монокристаллический рост, основанный на применении монокристаллических „затравок“; проводятся исследования по воздействию вращающихся магнитных полей для контролируемого перемешивания расплава, которое приводит к устранению застойных зон вблизи фронта кристаллизации и способствует более равномерному распределению примесей по длине слитка.

В докладе будет рассмотрено современное состояние методов Чохральского, бестигельной зонной плавки и получения мультикристаллического кремния, в том числе технологические решения, находящиеся пока на стадии лабораторных исследований.

Лазерные структуры на основе кремния

Андреев Б.А.[1)]

boris@ipmras.ru
[1)]Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики микроструктур Российской академии наук, Нижний Новгород, Россия

Создание оптического усилителя и лазера на основе кремния остается основной проблемой кремниевой фотоники. В докладе обсуждаются результаты исследований, полученные на пути к кремниевому лазеру. Основное внимание уделяется излучающим структурам и устройствам, формирование которых максимально совместимо с доминирующей технологией CMOS, а длина волны излучения попадает в ближнюю ИК область спектра, где минимальны оптические потери в кремнии и волоконно-оптических линиях связи.

Наиболее интересными и важными представляются следующие результаты:

- получение лазерной генерации в диапазоне длин волн 1590-1610 нм при оптической накачке структуры «островки Ge/Si» с пороговой плотностью мощности накачки 30 кВт/см^2 [1];

- реализация стимулированного излучения на длинах волн 994 и 996 нм в кремниевой диодной структуре с квантовой ямой (3 нм) в качестве активной области при пороговом токе накачки ~100 кА/см^2 [2];

- оценка коэффициента усиления на длине волны 1.54 мкм β=8.8 см$^{-1}$ [3] в кремниевых структурах, легированных эрбием, в процессе сублимационной МЛЭ [4] ;

- реализация стимулированного излучения на длине волны 1,5 мкм в волноводной структуре кремний-на-изоляторе (SOI) с использованием рамановского рассеяния [5],

- получение усиления до 7 10-2 см-1 на длине волны 1.54 мкм в структурах Si:Er/SOI, изготовленных методом ионной имплантации, с концентрацией излучающих центров эрбия на уровне 2 10^{17} см$^{-3}$ [6];

Несмотря на получение стимулированного излучения в структурах на основе кремния, трудно указать, какое именно направление даст ожидаемый качественный скачок в кремниевой оптоэлектронике и обеспечит оптическую передачу информации в линиях связи и в кремниевых чипах. В любом случае для реализации кремниевого лазера или оптического усилителя необходимо создать активный волновод или резонатор на кремнии, который является хорошим материалом для этой цели, обладая относительно высоким показателем преломления и отлаженной технологией обработки. Структуры на SOI имеют уникальные оптические свойства в ближней ИК области спектра, благодаря малым потерям, большой разности показателей преломления на границе Si/SiO$_2$ (Δn~2) и развитой технологии изготовления пластин SOI с требуемыми параметрами [7]. Одним из направлений является разработка эпитаксиальных волноводных и резонаторных структур Si:Er/SOI, перспективных для реализации оптического усиления и стимулированного излучения на длине волны 1.54 мкм на длине волны излучательного перехода $^4I_{13/2} \rightarrow {}^4I_{15/2}$ иона Er^{3+}. [8]

Литература

1. J. Liu et al. Optics letters 35(5), 679 (2010)
2. S.Saito et al. Appl.Phys. Lett. 95, 241101 (2009)
3. N.N.Ha et al. Phys.Rev.B 81, 195206 (2010)
4. Z.F. Krasilnik et al. J. Mfterials Research 21(3), 574 (2006)
5. H.Rong et al. Nature 433, 292 (2005)
6. M. A. Lourenco et al. Appl.Phys. Lett. 91, 141122 (2007)
7. R.A.Soref et al. IEEE J. Quantum Electronics, 27 (1991) 1971
8. B.A.Andreev et al. Journal of Luminescence, doi:10.1016/j.jlumin.2011.11.025

Исследование кремния и кремниевых структур методами тока, индуцированного сфокусированными электронными, световыми и рентгеновскими пучками

Якимов Е.Б.[1)]

yakimov@iptm.ru
[1)]Институт проблем технологии микроэлектроники и особочистых материалов РАН, г.Черноголовка, Россия

Методы, основанные на измерение тока, индуцированного сфокусированным пучком, широко используются для исследования локальных электрических свойств полупроводниковых материалов и структур, а также для выявления и исследования свойств протяженных дефектов. Эти методы позволяют не только проводить измерения в локальных областях, но и получать пространственное распределение скорости рекомбинации неравновесных носителей заряда. В таких методах для локальной генерации неравновесных носителей заряда традиционно используют электронный (EBIC) или лазерный пучок (LBIC). В последнее время для характеризации полупроводниковых материалов и структур начал использоваться и метод тока, индуцированного сфокусированным рентгеновским пучком (XBIC).

На примере метода EBIC рассмотрены принципы формирования сигнала в методах индуцированного тока, а также подходы к моделированию сигнала, полученного в этих методах. Обсуждаются факторы, лимитирующие пространственное разрешение этих методов. Приводятся примеры исследования протяженных дефектов, таких как дислокации и границы зерен, в моно- и мультикристаллическом кремнии. Рассматриваются методы измерения диффузионной длины в полупроводниковых материалах и структурах. Приводятся примеры диагностики приборов на основе кремния. Рассматриваются возможности метода индуцированного тока с модуляцией ширины области пространственного заряда. Показано, что этот метод позволяет уменьшить влияние поверхностной рекомбинации на измерение диффузионной длины в тонких пленках, а также неразрушающим способом восстанавливать распределение диффузионной длины по глубине.

Приводятся результаты моделирования изображений протяженных дефектов в кремнии для всех трех рассматриваемых методов. Сравнительный анализ полученных результатов позволяет провести сравнение возможностей этих методов при характеризации протяженных дефектов. Приводятся результаты исследований границ зерен в мультикристаллическом кремнии методами EBIC, LBIC и XBIC, подтверждающие результаты такого анализа. Проведено сравнение возможностей методов EBIC, LBIC и XBIC для диагностики полупроводниковых материалов и структур. Такое сравнение позволило выявить достоинства и недостатки каждого из перечисленных методов.

Работа частично финансировалась РФФИ (грант 10-02-00300).

Спектроскопия фотонных кристаллов в условиях сильной брэгговской дифракции света

Селькин А.В. [1)]

Alexander.Selkin@mail.ioffe.ru
[1)]Физико-технический институт им. А.Ф.Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия

Бурное развитие современных технологий, направленных на создание эффективных пространственно-структурированных устройств управления светом, сопровождается в последние два десятилетия неослабевающим интересом к физике оптических явлений, обусловленных взаимодействием электромагнитного поля с фотонно-кристаллическими системами [1]. Под фотонными кристаллами (ФК), обычно, подразумеваются твердотельные среды, диэлектрическая проницаемость которых меняется с пространственным периодом, сравнимым с длиной волны электромагнитного поля и существенно превышающим характерные межатомные расстояния в конденсированной среде.

В докладе обсуждаются наиболее яркие оптические эффекты, связанные с развитием новых физических идей и с новыми практически значимыми приложениями в оптике и спектроскопии ФК. Наибольший интерес с точки зрения перспективных практических задач представляют собой высококонтрастные ФК (с высокой степенью пространственной модуляции диэлектрической функции). И в этой связи структуры, изготавливаемые на основе кремния и родственных ему материалов, оказываются на сегодняшний день, несомненно, востребованными [2,3]. Практическая реализация ФК на основе кремниевой матрицы, обладающего полной фотонной запрещенной зоной, и продемонстрированная возможность управления в такой структуре параметрами спонтанной эмиссии [3] определяют следующий значимый этап в создании устройств нанофотоники нового поколения.

Характерной чертой высококонтрастных ФК является то, что распространение электромагнитных волн в них сопровождается сильной брэгговской дифракцией света. Для того чтобы рассчитать оптический отклик ФК на внешнее электромагнитное возмущение и предсказать возможные оптические эффекты, как правило, используются довольно громоздкие и требующие значительных вычислительных ресурсов методы решения электродинамических задач, основанные на разнообразных численных алгоритмах [4]. В рамках доклада рассматриваются теоретические способы описания дифракционных явлений в ФК, использующие относительно простые и ясные аналитические подходы [2,5-7]. В основе таких подходов лежат идеи динамической теории дифракции света, заимствованные из рентгеновской оптики и обобщенные на случай высококонтрастных пространственно периодических структур. Основные эффекты рассмотрены на примере опалоподобных (в частности, инвертированных кремнием) структур, обладающих трехмерной периодичностью ФК решетки.

Литература

1. J.D. Joannopoulos, S.G. Johnson, J.N. Winn, R.D. Meade. Photonic Crystals: Molding the Flow of Light. (Princeton University Press, Princeton, 2008) p. 304.
2. D.A. Mazurenko et al. Phys.Rev.Letters 91(21), 213903 (2003).
3. M.D. Leistikow et al. Phys.Rev.Letters 107, 193903 (2011).
4. I.A. Sukhoivanov, I.V. Guryev. Photonic Crystals: Physics and Practical Modeling. (Springer Series in Optical Sciences, Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2009) p. 242.
5. A.V. Sel'kin. Proc. of the 12th Int. Symp. "Nanostructures: Physics and Technology (St. Petersburg, Russia, 2004) p.111.
6. А.Г. Баженова и др. ФТТ, 49(11), 2010 (2007).
7. V.G. Fedotov et al. Phys. Status Solidi B, 249(9), 2175 (2011).

Radiation Effects in Si-Ge Quantum Size Structures

Sobolev N.A. [1)]

sobolev@ua.pt
[1)]Departamento de Física & I3N, Universidade de Aveiro, 3810-193 Aveiro, Portugal

The talk is dedicated to effects produced in Si-Ge quantum-size structures by irradiation with electrons, protons and heavy ions, ranging from the tolerance of the structures for the creation of radiation defects to the synthesis of magnetic nanocrystals in Si for spintronic applications.

Radiation Hardness

An enhanced radiation hardness of light emission in thin-layer Si/Ge superlattices (SLs) as compared to Si/Ge quantum wells (QWs) and to bulk Si has been found and explained by the trapping of mobile Frenkel pair components at Si/Ge interfaces. This process is more probable than trapping at impurity atom sites, even at doping levels as high as 10^{19} cm^{-3}. Enhanced radiation hardness of the luminescence of the Ge/Si quantum dots upon proton irradiation has been shown, too. The reason for this behavior lies in the exciton wavefunction localization in the dots and expelling of mobile Frenkel pair components out of the dots. The radiation hardness is especially important in atomic energy and space applications.

Coherent Amorphization in Superlattices

The amorphization of a crystalline layer upon ion bombardment occurs when the resultant Gibbs free energy of the crystalline region and of defects in it exceeds that of the corresponding amorphous region. The ion fluences needed for the amorphization of Si and Ge differ by more than an order of magnitude. Thus, a selective amorphization of (rather thick) SiGe and Si layers is usually observed upon ion implantation into SiGe/Si multilayers. A quite opposite result is observed by the Rutherford backscattering/channeling (RBS) and high-resolution cross-sectional transmission electron microscopy (HR XTEM) on true thin layer Si/Ge SLs: the Si and Ge layers in the SL are amorphized simultaneously at one and the same dose that coincides with the critical fluence for bulk Ge. Further experiments with AlAs/GaAs SLs have proven that this coherent amorphization of the different layers in a SL can only occur if the SL period (which is only 1.4 or 2.2 nm in the investigated Ge/Si SLs) is shorter than the typical extension of the individual collision cascades induced by the primary recoil atoms. Thus, the amorphization is intimately connected to the intermixing.

Ion Beam Synthesis of Magnetic Nanocrystals

A very important field of the applications of ion beams in the solid state and semiconductor physics and technology is the ion-beam synthesis of metal or semiconductor nanocrystals (NCs) in amorphous and crystalline matrices. These NCs possess unique physical properties and can be used in novel devices. Especially creation of magnetic NCs embedded in semiconductor matrices opens the way to diverse spintronic applications. As in many other cases, the ion implantation offers a versatile tool of nanofabrication. MnAs NCs have been created by sequential Mn and As or Mn and Sb implantation and studied by SQUID magnetometry, magnetic resonance, analytical TEM, as well as by magnetoresistence, anomalous Hall effect and other electrical methods. Magnetic MnAs and MnSb NCs have been identified in terms of their crystallography, shape, strain, size, and orientation relationship to the matrix.

A striking feature was observed by TEM: the formation of NCs by ion implantation and subsequent annealing was tightly related to the formation of intra- and interparticle voids in the implanted layers. Several processes that may occur either individually or in concert and can lead to void formation have been analyzed. A combination of these processes may result in different and complex morphologies.

Диагностика кремния и приборных структур на его основе методами рентгеновской дифракционной топографии

Шульпина И.Л.[1)]

iren.shulpina@mail.ioffe.ru
[1)]Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук, Санкт-Петербург, Россия

Рентгеновская дифракционная топография (РТ) как группа прямых неразрушающих методов исследования реальной структуры кристаллов применяется к кремнию с тех пор, как началось выращивание этих монокристаллов. Она сыграла заметную роль в становлении и развитии материаловедения кремния и приборных структур на его основе. Поскольку по прогнозам кремний как материал будет доминировать в ближайшее десятилетие не только в микроэлектронике, но и в большинстве поисковых исследований, связанных с созданием квантовых компьютеров, а РТ способна адаптироваться к решению новых задач, следует ожидать ее активного использования и в будущем.

В лекции отражены физические основы и принципы, методы и современный потенциал РТ для решения разнообразных задач, связанных с диагностикой и исследованием кремния и приборных структур на его основе. Показано, что кремний удобен для исследования методами РТ благодаря низкому поглощению рентгеновских лучей. Интервал толщин образцов для исследования традиционными трансмиссионными методами составляет 15-2000 мкм и 5-50 мкм методами отражения. При использовании специальных методов интервал толщин заметно расширяется в меньшую сторону. Природа чувствительности РТ к дефектам деформационная. В связи с высокой чувствительностью к локальной деформации решетки, изменяющейся в пределах 10^{-3} – 10^{-8}, характерна большая ширина изображения дефектов, что ограничивает применение РТ по плотности дислокаций ($<10^{-5}$ см$^{-2}$).

Традиционно с помощью РТ выполняется оценка общей степени совершенства реальной структуры, определение количества, распределения и типов дефектов в объеме кристаллов и их поверхностном слое [1,2]. В сильнолегированных кристаллах возможно определение состояния примеси, т.е. получение информации о том, находится ли она в состоянии твердого раствора или в процессе кластерообразования, предшествующего распаду твердого раствора. На основе РТ возможно изучение ростовых и технологических дефектов в кремнии, взаимодействия между ними и постадийное совершенствование технологии создания приборных структур.

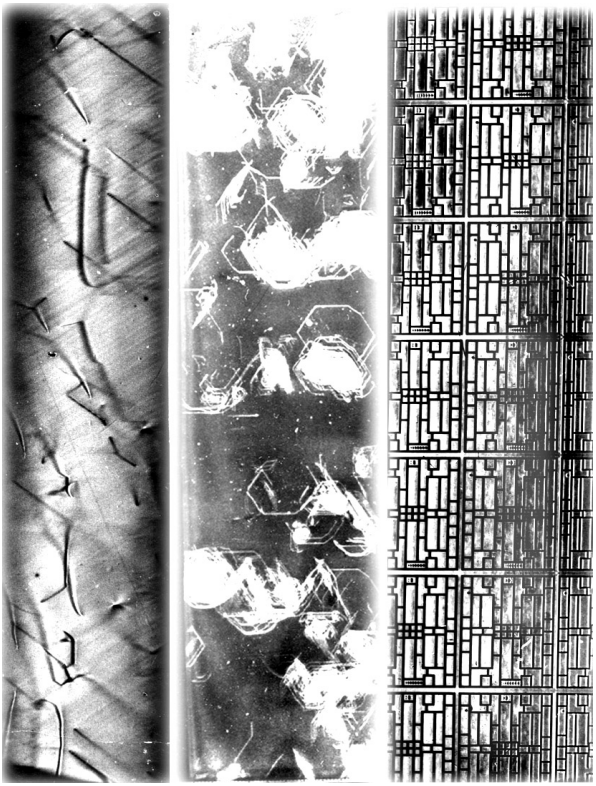
Наибольшего расцвета РТ получила тогда, когда микроэлектроника не перешла еще на субмикронный размер элементов. Однако с тех пор были разработаны новые специальные методы с большей чувствительностью и лучшим разрешением, чем традиционные. Среди них особенно важны метод получения ограниченных проекционных топограмм, секционные методы и плосковолновая РТ [3,4].

Метод ограниченных проекционных топограмм позволяет исследовать дефекты, которые лежат в кристалле внутри выбранного интервала глубин, исключив изображение поверхностных повреждений. Он удобен для исследования эпитаксиальных структур на толстых подложках. С помощью секционного метода удается обнаружить дефекты с очень слабыми полями напряжений решетки. На его основе выполняется тест на совершенство структуры кристаллов, в том числе на определенных этапах технологического процесса. С помощью плосковолновой топографии удается обнаруживать и изучать дефекты по отдельности с динамическим и кинематическим характером рассеяния рентгеновских лучей, а также определять природу дефектов, т.е. судить о том, какого знака деформацию решетки они вносят. С помощью плосковолновой топографии и ее аналогов можно по отдельности получать изображения эпитаксиального слоя и подложки в случаях, когда разница в их параметрах решетки настолько мала, что слой и подложка не образуют отдельных пиков

отражения. С использованием синхротронного излучения возможности РТ сильно расширились и возникли новые методы, успешно применяемые для решения различных задач в материаловедении кремния.

Литература

1. Д.К. Боуэн, Б.К. Таннер. *Высокоразрешающая рентгеновская дифрактометрия и топография*. Перевод с англ. (С-Птб: Наука: 2002). 274 с.
2. И.Л. Шульпина. Известия ВУЗов. Материалы электр. техники, **4,** 61 (1998).
3. I.L. Shulpina, V.I Sokolov. Inst. Phys. Conf. Ser. **160.** Papers presented at DRIP-97, 309 (1998)
4. И.Л. Шульпина, С.С. Рувимов и др. Поверхность. Рентген., синхротр. и нейтрон. исслед. **1,** 38.(2010)



a b c

Рис. 1. Рентгеновские топограммы, полученные разными методами: a – методом аномального прохождения рентгеновских лучей, b – методом Ланга, c – методом обратного отражения (Брэгга).

На a – полосы роста и дислокации в виде линий и розеток микроразориентаций, на b – генерация дислокационных петель ростовыми микродефектами в результате деформации сжатия при температуре 700˚С, на c – кремниевая структура с диэлектрической изоляцией (КСДИ), на фоне рисунка элементов структуры видно распределение дислокаций и признаки изгиба пластинки. X5.

Пленарные доклады

Критические материалы для солнечной фотовольтаики

Кузнецов Ф.А. [1)], ***Резниченко М.Ф.*** [1)]

fk@niic.nsc.ru
[1)]Институт неорганической химии СО РАН, Новосибирск, Россия

Развитие энергетики – важнейшее направление научно-технического прогресса. В числе проблем, от решения которых зависит энергетика, важное место занимают материалы. Это относится как к технике энергосбережения в существующих системах энергоснабжения, так и при решении задач создания новых систем генерации электроэнергии.

Среди рассматриваемых технологий возобновляемой электроэнергетики наиболее обещающей является, несомненно, солнечная фотовольтаика. Общая мощность солнечных станций растет в последние годы на 40-50 % в год. По прогнозу Международного энергетического агентства вклад фотовольтаики в мировой энергетический баланс превысит к 2100 году 50%.

При рассмотрении требований к разработке материалов необходимо иметь в виду, что фотовольтаических системы и устройства используются в различных областях. Можно говорить о трех основных категориях систем фотовольтаики: локальные, региональные и глобальные.

Первая категория, так называемые автономные системы, включают большое число устройств различного назначения: энергообеспечение отдельных домов, различные автономные системы (космические станции, геологическое оборудование, армейские системы и т. д.).

Вторая и третья категории это солнечные станции, подключенные к сетям.

Фотовольтаические системы включают солнечные элементы или панели, устройства преобразования и регулировки электрического тока, устройства накопления энергии, линии передач.

Т.о. создание солнечных фотовольтаических систем требует большого разнообразия материалов.

В настоящем докладе планируется обсудить общее состояние обеспеченности материалами и представить результаты некоторых работ в этом направлении выполненных в Сибирском отделении РАН.

Новые материалы в кремниевых интегральных схемах будущих поколений

***Орликовский А.А.*[1)], *Вьюрков В.В.*[1)]**

director@ftian.ru
[1)]Физико-технологический институт РАН, Москва, Россия

Кремний был и остается основным материалом интегральных схем. В 2026 году в производстве может быть достигнут минимальный размер 5,9 нм в кристаллах на пластинах 450 – 675 мм. Для продвижения в эту область размеров необходимо использовать тонкие нелегированные каналы, огибаемые затвором. Подобные каналы могут быть сформированы на основе подложки «кремний на изоляторе» (IBM Corp. и STMicroelectronics) или же на объемной подложке кремния (Intel Corp.). Такая конструкция транзисторов обеспечивает высокий ток открытого состояния и низкий ток в закрытом состоянии. Возможно, в дальнейшем придется отказаться и от легирования контактных областей из-за флуктуаций примесей, приводящих к большому разбросу параметров транзисторов в схеме. На смену могут прийти туннельные транзисторы с контактами Шоттки на истоке и стоке.

Новые конструкции транзисторов предполагают использование и новых материалов: высокопроводящие материалы (металлы и силициды в качестве затворов и high-k диэлектрики в качестве подзатворных диэлектриков). Технологии германиевых и A3B5-каналов транзисторов находятся в стадии исследований. Их применение может продлить возможность использования классических транзисторов на объемной подложке.

Острой является проблема соединений. При уменьшении их толщины проводимость металлов падает, кроме того, усиливаются процессы электромиграции. По физическим характеристикам углеродные нанотрубки и графен могут успешно заменить металлические соединения, но технология формирования соединений на их основе пока не разработана. Для связи ядер процессора можно использовать фотонные переключатели с большой полосой пропускания. Волноводы и модуляторы могут быть изготовлены по кремниевой технологии, однако, в качестве источников света пока применяются только структуры на основе материалов A3B5, хотя поиски кремниевых источников интенсивно проводятся.

Использование новых материалов в качестве канала транзистора открывает новые возможности. В последнее время пристальное внимание обращается на графен. Однако, из-за отсутствия запрещенной зоны в графене, полевой транзистор практически не имеет закрытого состояния, что препятствует применению графена в больших цифровых схемах. Возможно применение графена в сверхбыстрых аналоговых схемах.

Движение носителей в канале кремниевого нанотранзистора похоже на распространение волн в волноводе и для его описания требуется совместное решение уравнения Шредингера с уравнением Пуассона [1]. Что касается транзисторов на основе графена, то для них наиболее приемлемой оказалась гидродинамическая модель [2], ввиду исключительно высокой частоты столкновений носителей.

Кремний является самым предпочтительным материалом для создания твердотельных квантовых компьютеров на основе спинов ядер примесных атомов, спинов и пространственных состояний электронов на примесных атомах и в квантовых точках [3]. Технология кремниевых квантовых компьютеров унаследует передовые технологии кремниевой микро- и наноэлектроники.

Литература

1. V. Vyurkov et al. Solid-State Electronics, 70, 106 (2012).
2. D. Svintsov et al. J. Appl. Phys., to be published.
3. S. Filippov et al., Proc. EUROSOI-2011, Granada, Spain, 101 (2011).

Вопросы получения нанокремниевых кластеров

Грибов Б.Г.[1)]

bor-gribov2009@yandex.ru
[1)]ОАО «НИИ особо чистых материалов», Зеленоград, Россия

Микроэлектроника для производства интегральных схем потребляет порядка 10 тыс. тонн монокристаллического кремния в год. Несмотря на высокий темп роста производства интегральных схем ~10% в год, потребления монокремния для интегральных схем растёт не столь высокими темпами за счёт того, что происходит уменьшение топологических размеров элементов интегральных схем.

В тоже время растёт высокими темпами производство солнечных батарей и пропорционально растёт и потребление кремния, которого требуется на порядок больше, чем для электроники. Необходимость производства сотен тысяч тонн кремния для солнечной энергетики может быть потенциально исключена при использовании нанокремниевых кластеров. В докладе рассмотрена альтернативная технология получения поликремния по схеме:

$$SiO_2 + Mg \rightarrow MgSi_2 + MgO$$

$$MgSi + NH_4CI \rightarrow SiH_4 + MgCI_2 + NH_3$$

$$SiH_4 \rightarrow Si_{поли} + H_2$$

По этой схеме за счёт получаемого высоко чистого аммиака и повторного использования магния и водорода значительно снижается себестоимость получаемого кремния. По этой методике был получен монокристолический кремний с удельным сопротивлением ~ 500 Ом·см.

Получение наночастиц кремния осуществляется по следующей схеме:

$$SiO_2 + Si_{технич.} \rightarrow SiO$$

$$SiO \rightarrow Si0_2 + Si_{нано}$$

$$Si0_2 + Si_{нано} \rightarrow SiF_4 + Si_{нано} + H_2O$$

Путём регулируемой температурной обработки возможно получение наночастиц кремния размерами 10 - 100 нм. Показана возможность создания солнечных элементов с использованием нанокластеров кремния.

Проблемы эпитаксии германия на кремнии и получение упорядоченных ансамблей квантовых точек Ge/Si

Двуреченский А.В.[1)]

dvurech@isp.nsc.rul
[1)]Институт физики полупроводников им. А.В.Ржанова СО РАН, Новосибирск, Россия

Рост самоформирующихся полупроводниковых квантовых точек методом молекулярно-лучевой эпитаксии характеризуется случайным процессом зарождения нанокристаллов (приводящим к их неупорядоченному расположению в плоскости роста) и дисперсией по размерам, достигающей 17-20%. Очевидно, что дисперсия по размерам снижает ожидаемые достоинства ансамбля квантовых точек, как искусственных атомов с дискретным энергетическим спектром. Дополнительный вклад в изменение энергетического спектра дает случайное распределение квантовых точек в кристаллической матрице.

На примере системы квантовые точки Ge в кристаллической матрице Si демонстрируются подходы и методы снижения дисперсии квантовых точек по размерам: 1) на основе молекулярно-лучевой эпитаксии с зарождением нанокристаллов Ge на поверхности Si импульсным ионным воздействием; 2) на основе импульсного лазерного отжига наноструктур со встроенными слоями квантовых точек.

Приводятся данные по эпитаксии на структурированной поверхности, сформированной с применением литографии (электронной и штамповой), обеспечивающей возможность создания упорядоченных мест зарождения нанокристаллов Ge на поверхности Si. Результаты получены методом молекулярной динамики с эмпирическим потенциалом Терсоффа для поверхности Si, содержащей ямки в форме перевернутых пирамид. Для поверхности (001) на краях ямок возникает энергетический барьер, блокирующий миграцию атомов Ge вдоль диффузионных каналов. В случае поверхности Si(111) края ямок не играют исключительной роли, поскольку величина барьера на краю ямок сравнима с энергией активации диффузии на гладкой поверхности, что обеспечивает получение упорядоченных мест зарождения нанокристаллов Ge.

Наблюдаемое в эксперименте снижение дисперсии квантовых точек по размерам в условиях наносекундного лазерного нагрева объясняется на основе модели процессов плавления и кристаллизации Ge нанокристаллов, встроенных в кристаллическую Si матрицу (температура плавления матрицы выше температуры плавления объемного кристалла материла квантовых точек) с учётом зависимости температуры плавления от размера нанокристалла. Показано, что существуют условия по плотности энергии, при которых происходит избирательное по размеру плавление Ge квантовых точек, что составляет основу физического механизма уменьшения дисперсии квантовых точек по размерам.

Формирование трехмерного упорядоченного ансамбля квантовых точек строится на основе явления вертикального пространственного совмещения в процессе роста нанокристаллов. Вертикальное совмещение ухудшается с увеличением толщины прослойки Si, разделяющей слои квантовых точек. Коррелированный рост нанокристаллов в многослойных структурах происходит при толщинах разделяющих слоев 2 - 5 нм. На основе метода Монте-Карло построена модель и проведено моделирование роста многослойных Ge/Si структур с учетом упругих деформаций. Моделирование демонстрирует вертикальное совмещение квантовых точек за счет стимулирования зарождения упругими деформациями в системе Ge/Si.

Приводятся результаты исследования фотоэлектрических характеристик структур Ge/Si с квантовыми точками, представляющих интерес для разработки фотоприемников ИК диапазона.

Автор благодарит В.А.Зиновьева, Ж.В.Смагину, Н.П.Степину, А.И.Якимова за предоставление используемых в докладе данных.

Приглашенные доклады, секция 1

Дефекты и примеси в кристаллах и пленках Si, SiGe и Ge. Модификикация свойств материалов под влиянием термических обработок, радиационного облучения и других воздействий.

Атомная структура протяженных дефектов в кремнии и механизмы их образования

Федина Л.И.[1)]

fedina@thermo.isp.nsc.ru
[1)]Институт физики полупроводников СО РАН, Новосибирск, Россия

Роль протяженных дефектов в кремнии трудно переоценить, поскольку практически все кремниевые технологии (рост кристаллов, окисление, имплантация, отжиги, плазменные обработки) сопровождаются генерацией собственных точечных дефектов и образованием различных протяженных дефектов, модифицирующих электронные и оптические свойства кристалла. Современные технологии создания электронных приборов на основе кремния предполагают управление процессом формирования протяженных дефектов, которое должно базироваться на понимании их атомной структуры и механизмов образования. Однако в большинстве случаев эти механизмы все еще являются предметом дискуссий или недостаточно освещены в литературе.

В докладе, на основе оригинальных результатов, полученных методами ex- и in situ просвечивающей высоковольтной (JEOL-1250) и высокоразрешающей (JEM4000EX) электронной микроскопии, будет дан обзор атомной структуры и механизмов образования протяженных дефектов в виде стабильных (дислокации Франка, полные призматические 90^o-ные дислокации, скользящие 60^o-ные дислокации) и метастабильных форм (113-, 111-, 100-дефекты). Будет показано, что независимо от вида воздействия механизм зарождения призматического дефекта в кремнии, в первую очередь, определяется возможностью преодоления энергетического барьера (1.3 эВ) для встраивания собственного междоузельного атома в узловое положение при T~700^{o}C. При этом, в качестве центров зарождения призматических дислокаций могут выступать примесно-дефектные центры (BI_2, V-P). Тип призматического дефекта, междоузельный или вакансионный, определяется типом пересыщения по точечным дефектам, а также соотношением скоростей их взаимодействия с центром зарождения и скорости рекомбинации дефектов на примесном центре. При наличии значительных упругих напряжений в кристалле (росте слитков, напряженные гетероструктуры), призматические дислокации, благодаря наличию экстраплоскостей в их ядре, являются центрами зарождения скользящих 60^o-ных дислокаций. В присутствии точечных дефектов ядро всех дислокаций подвергается существенной перестройке и приобретает протяженную форму, что обеспечивает понижение энергии дислокации и изменение ее электронно-оптических свойств.

При пониженных температурах основной формой протяженных дефектов является метастабильная форма, включающая различные виды кластерных конфигураций вакансий и собственных междоузельных атомов (V-I, V2-2I). Тип кластерной конфигурации определяется локальным пересыщением по точечным дефектам, типом примеси и ее положением в кристаллической решетке (узловое, междоузельное). Например, узловой бор, диффундирующий в виде связанного комплекса с междоузельным атомом кремния (BsI), приводит к накоплению примеси в плоскости протяженного дефекта. Это обеспечивает сильное разупорядочение атомной структуры протяженного дефекта и одновременную деактивацию легирующей примеси.

Моноизотопный кремний-28 в спектроскопии спинового резонанса электронов, локализованных на донорах

Ежевский А.А. [1)], ***Попков С.А.*** [1)], ***Сухоруков А.В.*** [1)], ***Гусейнов Д.В.*** [1)], ***Гавва В.А.2)***, ***Гусев А.В.*** [2)], ***Abrosimov N.V.*** [3)], ***Riemann H.*** [3)]

ezhevski@phys.unn.ru
[1)]Нижегородский госуниверситет им. Н.И. Лобачевского, Н. Новгород, Россия.
[2)]ИХВВ РАН, Нижний Новгород, Россия.
[3)]Institute for Crystal Growth, Max-Born Strasse 2, D-12489 Berlin, Germany.

В кремнии с природным содержанием изотопов, степень изотопической чистоты значительно уступает уровню химической чистоты кристалла, а случайный разброс масс приводит к изотопической разупорядоченности, влияние которой на свойства кристалла может быть более существенным по сравнению с ростовыми дефектами. Наличие ядерного спина у изотопа Si-29 приводит к лигандным сверхтонким взаимодействиям, неразрешенным в спектрах и вызывающим дополнительные, наряду с изотопическим беспорядком, уширения линий магнитного резонанса.

В работах [1,2] нами сделаны оценки вклада СТВ электронов с ядрами ^{29}Si в ширину линии ЭПР для ряда донорных центров. Было показано, что использование кремния, обогащенного одним изотопом, не имеющим ядерного спина (например, Si-28) позволяет существенно увеличить разрешение в спектрах ЭПР, что важно при изучении структуры и электронных свойств донорных центров.

Ярким примером проявления изотопических эффектов в спиновом резонансе и возможности детального исследования структуры донорных состояний, является центр лития в кремнии. Он обладает инверсной системой уровней по сравнению с донорами пятой группы [3,4]. Его орбитально вырожденные уровни дублета и триплета лежат ниже синглетного уровня, что позволяет исследовать структуру этих состояний методом ЭПР. Однако в кремнии, содержащем кислород ($\geq 10^{16}$ см$^{-3}$), литий образует комплекс LiO [2,3], спектр ЭПР которого, препятствует детальному исследованию спектра изолированного лития [2].

При исследовании кремния, обогащенного изотопом Si-28 (99.99%) с малым содержанием кислорода (~$2\cdot10^{14}$ см$^{-3}$, кристаллы выращены в ICG [5]) при низких температурах (T=3.8K) кроме линий, относящихся к триплетным состояниям, были обнаружены дополнительные линии от состояний дублета, не наблюдавшиеся в работах [2,4]. Спектры наблюдались без приложения внешней нагрузки к образцу и их g–факторы были меньше двух, что существенно отличает их от спектров полученных ранее в работе [4].

Теоретические и экспериментальные оценки, сделанные на основе анализа угловых зависимостей спектров (рис. 1) с помощью спинового гамильтониана, показали, что состояния донорных электронов лития и их g-факторы существенно зависят от внутренних напряжений в кристалле, а также междолинных спин-орбитальных взаимодействий. Определены параметры этих взаимодействий.

Литература

1. Guseinov D.V., Ezhevskii A.A., Ammerlaan C.A.J. Physica B. 2006. V. 381. P. 164-167; 2007. V. 395. P.65–68.
2. A.A. Ezhevskii, A.V. Gusev, A.V. Soukhorukov, D.V. Guseinov /Physica B. 2009. V. 404. P. 5063-5065.
3. R. L. Aggarwal, P. Fisher V. Mourzine, and A. K. Ramdas Phys Rev. 1965. V. 138. P. A882.
4. G. D. Watkins, S. Frank //Phys. Rev. 1970. V. 1. P.4071-4098.
5. P. Becker, H.-J. Pohl, H. Riemann, and N. Abrosimov Phys. Status Solidi A. 2010. V. 207, No. 1, 49–66.

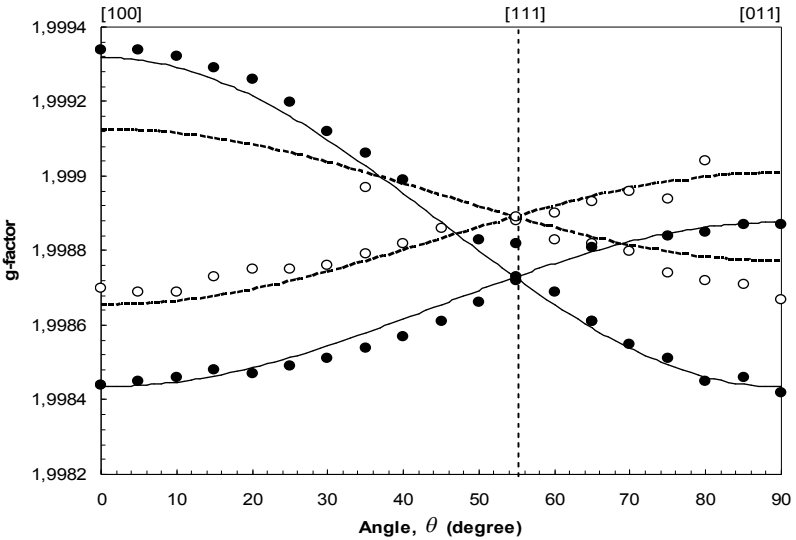


Рис. 1. Экспериментальные (триплет – черные кружки, дублет – светлые кружки) и рассчитанные (сплошные - триплет и пунктирные линии - дублет) зависимости положения линий ЭПР от направления магнитного поля относительно оси [100] кристалла в плоскости (0-11) образца Si-28 легированного литием при T=4000C в течение 0,5 часа.

Oxygen-related defects in silicon: Local vibrational mode and deep level transient spectroscopy characterization

***Murin L.I.*[1)], *Lastovsky S.B.*[1)], *Markevich V.P.*[2)], *Peaker A.R.*[2)], *Svensson B.G.*[3)]**

murin@ifttp.bas-net.by
[1)]Scientific-Practical Materials Research Center of NAS of Belarus, Minsk 220072, Belarus
[2)]The University of Manchester, Manchester M13 9PL, United Kingdom
[3)]Department of Physics and SMN, Oslo University, 0316 Oslo, Norway

The basis for the biggest and fastest growing industry in the world today, the electronic industry, is the development of the silicon technology. Oxygen is one of the most important impurities in silicon materials used for integrated circuits due to its beneficial effects such as wafer hardening and intrinsic gettering. Czochralski grown (Cz) silicon typically contains ~10^{18} cm^{-3} of interstitial oxygen (O_i). Upon heat-treatments of Cz-Si and/or irradiation with high energy particles oxygen atoms can form various oxygen-only clusters and interact with many other impurities (C, H, N etc.) and intrinsic defects. In this way the presence of oxygen can affect the properties of materials and devices drastically.

In the present report we will summarize our recent findings on electrical and optical properties of several groups of oxygen related defects in Cz-Si including oxygen dimers and trimers, vacancy-oxygen complexes such as V_2O, V_3O and VO_n (n = 2-6), and some centers incorporating oxygen atoms and Si self-interstitials. All of these defects have been detected in IR absorption studies [1-3] and some of them are found to be electrically active and possess deep levels in the forbidden gap [4, 5]. A special emphasis will be given to the oxygen dimer. The latter defect has recently attracted a lot of attention because of a suggested key role of the dimer in the formation of the recombination center responsible for the light-induced degradation of n^+p solar cells [6, 7]. We will report on recent results of a detailed local vibrational mode study of O_{2i} in n- and p-Si and discuss its possible electrical activity as well as the diffusivity characteristics. The LVM identification of the oxygen trimer will also be presented.

References

1. L.I. Murin et al. Phys. Rev. Lett., **73**, 93 (1998).
2. J.L. Lindstrom et al. Nuclear Inst. and Methods in Physics Research B, **186**, 121 (2002).
3. L.I. Murin et al. Physica B, **404**, 4568 (2009).
4. V.P Markevich et al. J. Phys.: Condensed Matter, 17, S2331 (2005).
5. V.P Markevich. et al. Phys. Rev. B. **80**, 235207 (2009)
6. L.I. Murin et al. Appl. Phys. Lett. **98**, 182101 (2011).
7. V.V Voronkov et al. J. Appl. Phys. **110**, 063515 (2011).

Идентификация медных и медь-водородных комплексов в кремнии

***Ярыкин Н.А.*[1)], *Weber J.*[2)]**

nay@iptm.ru
[1)]Институт проблем технологии микроэлектроники РАН, Черноголовка, Россия
[2)]Technische Universität Dresden, Dresden, Germany

Примесь меди в кремнии привлекает внимание исследователей в течение многих лет. Однако структура даже простейших комплексов меди остается неясной до настоящего времени. Использование высокоразрешающей спектроскопии на изотопно обогащенном кремнии позволило недавно установить [1], что известный фотолюминесцентный центр в кремнии состоит не из двух (как считали долгое время [2]), а из четырех атомов меди. Поэтому возникла необходимость в идентификации всех промежуточных комплексов.

В настоящей работе путем анализа спектра глубоких уровней методами DLTS и Laplace-DLTS идентифицированы все комплексы меди в кремнии с числом атомов от одного до четырех. Для этого применялись различные способы введения меди и управления ее положением в кристаллической решетке. Установлено, что система глубоких уровней меди в положении замещения остается, в значительной мере, неизменной при присоединении к центру одного и двух междоузельных атомов меди, но претерпевает резкую трансформацию для центра из четырех атомов. Данное поведение анализируется в свете недавней теоретической работы по электрической активности центров Cu_s–Cu_i [3].

На тех же кристаллах изучено влияние водорода (другой подвижной междоузельной примеси) на спектр глубоких уровней меди замещения. Идентификация водородсодержащих центров осуществлена путем сравнения кинетики их формирования с известными свойствами водорода в кремнии. Установлено, что, по крайней мере, первые два комплекса (Cu_s–H1 и Cu_s– H2) являются электрически активными. Представляется интересным, что присоединение междоузельных атомов меди и водорода оказывает схожее влияние на систему глубоких уровней меди замещения.

Частично, работа поддержана немецким обществом исследователей (DFG LA 1397/7-1).

Литература

1. M.L.W. Thewalt, M. Steger, A. Yang, et al. Physica B 401-402, 587 (2007).
2. J. Weber, H. Bauch, R. Sauer. Phys. Rev. B 25, 7688 (1982).
3. A. Carvalho, D.J. Backlund, S.K. Estreicher. Phys. Rev. B 84, 155322 (2011).

Приглашенные доклады, секция 2

Наноразмерные структуры на основе кремния: технологии получения и свойства квантово-размерных структур, скрытых и напряженных слоев; их использование для твердотельной электроники

Nanosilicon: fundamental properties and possible applications

Kovalev D.I.[1)]

d.kovalev@bath.ac.uk
[1)]Physics Department, University of Bath,A2 7AY, UK

In the first part of our talk we will consider the influence of major quantum mechanical effects on the light emitting properties of Si nanostructures and demonstrate that they do not depend on the type of Si nanostructure.

1. Energy of light emission versus size of S nanocrystals [1]
2. Breakdown of momentum conservation rule due to spatial localization of excitons.[2]
3. Enhancement of oscillator strength of optical transitions [1]
4. Spin structure of excitons – singlet-triplet splitting [1]

Afterwards we will consider which unique morphological and electronic properties of nanosilicon are essential for many potential applications of this material

1. Passive optical elements based on nanostructured Si [3]
2. Explosives based on nanolicon [4]
3. Templates for catalytic applications [5]
4. Nanosilicon as a source of water hydrolysis [6]
5. Photochemistry based on nanosilicon (spin physics!) [7,8]
6. Biomedical applications of nanosilicon [9]

References

1. D. Kovalev, H. Heckler, G. Polisski, F. Koch Phys. Stat. Solidi **215**, 871-932 (1999).
2. D. Kovalev, H. Heckler, M. Ben-Chorin, G. Polisski, M. Schwartzkopff, F. Koch Phys. Rev. Lett. **81**, 2803 (1998)
3. D. Kovalev, J. Diener In *Silicon Nanophotonics*, Ed. Leonid Khriachtchev, World Scientific Pub Co Inc (2008)
4. D. Kovalev, V. Yu. Timoshenko, N. Künzner, E. Gross, F. Koch Phys. Rev. Lett. **87**, 68301 (2001)
5. S. Polisski, B. Goller, K. Wilson, D. Kovalev, V.Zaikowskii, A. Lapkin Journall of Catalysis **271**, 59 (2010)
6. B. Goller, D. Kovalev, O. Sreseli Nanotechnology **22**, 305402 (2011)
7. D. Kovalev, E. Gross, N. Künzner, F. Koch, V. Yu. Timoshenko, M. Fujii Phys. Rev. Lett. **89**, 137401 (2002)
8. D. Kovalev and M. Fujii, Advanced Materials **17**, 1–15 (2005)
9. V. Yu.Timoshenko, A.A. Kudryavtsev, L.A.Osminkina, A. S. Vorontsov, Yu. V. Ryabchikov, I.A. Belogorokhov, D. Kovalev, P.K. Kashkarov, JETP Letters **83**, 43 (2006)

Излучение кремниевых нанокристаллов

Яссиевич И.Н.[1)]

Irina.Yassievich@mail.ioffe.ru
[1)]Физико-технический институт им. А. Ф .Иоффе РАН , Санкт-Петербург. Россия

Кремний — основной материал не только электроники, но и фотовольтаики. На данный момент более 90% всех коммерческих солнечных панелей изготавливаются на основе кристаллического кремния. В то же время, его использование для изготовления излучателей сильно ограничено тем, что экстремумы зоны проводимости находятся вблизи края зоны Бриллюэна, а вершина зоны проводимости — в центре этой зоны. Недавние успехи в нанотехнологии и перспективы использования квантово-механических и оптических явлений в наноструктурах стимулировали рост числа работ в области применения кремниевых наноструктур в оптоэлектронике [1,2], фотовольтаике [3,4] и медицине [5]. Фотолюминесценция Si нанокристаллов была изучена в многочисленных экспериментальных работах [6,7] и были разработаны для них теоретические модели, основанные на использовании различных методов: расчёт из первых принципов (“ab initio”) [8], полуэмпирических методов псевдопотенциала [9] и сильной связи [10,11], а также многозонного метода эффективной массы [12]. В докладе будет представлен обзор теоретических и экспериментальных результатов по исследованию люминесценции кремниевых нанокристаллов. Основное внимание будет уделено нанокристаллам в матрице SiO_2, а результаты для нанокристаллов в других матрицах будут обсуждены кратко в конце доклада.

Литература

1. L. Pavesi, L. Dal Negro, C. Mazzoleni, G. Franz and F. Priolo, Nature (London) 408, 440 (2000).
2. . I. Izeddin, D. Timmerman, T. Gregorkiewicz, A. S. Moskalenko, A. A. Prokofiev, I. N. Yassievich,and M. Fujii, Phys. Rev. B 78, 035327 (2008).
3. D. Timmerman, I. Izeddin, P. Stallinga, I. N. Yassievich,and T. Gregorkiewicz, Nature Phot. 2, 105 (2008).
4. D. Timmerman, J. Valenta, K. Dohnalov´a, W. D. A. M. De Boer, and T. Gregorkiewicz, Nature Nanotech. 6, 710 (2011).
5. J.-H. Park, et al., Nature Mater. 8, 331 (2009).
6. D. Kovalev H. Heckler, G. Polisski, and F. Koch, Phys. Stat. Sol. 215, 871 (1999).
7. W. D. A. M. de Boer, D. Timmerman, K. Dohnalov´a, I. N. Yassievich, H. Zhang, W. J. Buma and T. Gregorkiewicz, Nature Nanotech. 5, 878 (2010).
8. . E. Degoli, G. Cantele, E. Luppi, R. Magri, D. Ninno, O. Bisi, and S. Ossicini, Phys. Rev. B 69, 155411 (2004).
9. C. Bulutay, Phys. Rev. B 76, 205321 (2004).
10. C. Delerue, and M. Lannoo, Nanostructures: Theory and Modelling (Springer-Verlag, Berlin, 2004).
11. A. N. Poddubny, A. A. Prokofiev, and I. N. Yassievich, Appl. Phys. Lett. 97, 231116 (2010).
12. A. Moskalenko, J. Berakdar, A. A. Prokofiev, and I. N. Yassievich, Phys. Rev. B 76, 085427 (2007).

Селективное резонансное неупругое рассеяние света и фотолюминесценция в изолированных квантовых точках nc-Si/SiO_2

***Байрамов Б.Х.*[1)], Топоров В.В.[1)], Полоскин Е.Д.[1)], Байрамов Ф.Б.[1),2)], Дубина М.В.[2)], Röder C.[3)], Sprung C.[3)], Irmer G.[3)], Lashkul A.[4)], Lahderanta E.[4)], Song Y.W.[5)]**

Bairamov@mail.ioffe.ru
[1)]Физико-технический институт им. А. Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия
[2)]Санкт-Петербургский Академический университет - научно-образовательный центр нанотехнологий РАН, Санкт-Петербург, Россия
[3)]Institute of Theoretical Physics, University of Mining and Technology, Freiberg, Germany
[4)]Lappeenranta University of Technology, Lappeenranta, Finland
[5)]Korea Polytechnic University, 2121, Jundwang-dong, Siheungcity, Gyeonggi-do, 429-793, Korea

Сообщается об обнаружении резонансного неупругого рассеяния света пространственно ограниченными оптическими фононами и экситонной фотолюминесценции, обусловленной эффектами размерного квантования для ансамбля изолированных квантовых точек (КТ) Si/SiO_2 в диапазоне диаметров 2.0-9 нм. Селективное резонансное возбуждение спектров вторичного излучения осуществлялось, в полосу экситонных переходов, фотонами с энергией 1.96 и 2.32 эВ, соответствующих нижайшим по энергии оптическому переходу КТ. При этом реализовывался режим слабой локализации, с использованием достаточно малой плотности мощности возбуждения ~ 1Вт/см^2, а следовательно, и малой скорости генерации неравновесных электронов и дырок. Образцы КТ с формой близкой к сферической были синтезированы путем химического осаждения из коллоидных растворов. Показано, что такой метод даёт возможность получать сверхчистые кристаллические *nc*-КТ Si/SiO_2 без присутствия аморфной фазы a-Si и вредных химических реагентов. Путем учета реального распределения размера КТ выявлена несостоятельность широко используемой модели трехмерного пространственного ограничения фононов в сферических КТ для объяснения новых экспериментальных данных. Кроме того, обнаружено ранее не наблюдавшееся в низкоразмерных структурах электронное квазиупругое рассеяние света неэкранируемыми флуктуациями плотности локализованных электронов и дырок [1-5]. Спектры такого рассеяния расположены в труднодоступном для экспериментальных исследований диапазоне низких частот, непосредственно примыкающих к интенсивной линии релеевского рассеяния света с ω=0. Осуществление возможности контролирования концентрациями носителей путем варьирования энергии возбуждающего излучения открывает перспективу для модификации оптических и транспортных свойствам наноструктур и представляет большой интерес и для создания квантовых приборов с управляемыми характеристиками.

Работа подержана грантами Программы фундаментальных исследований Президиума РАН № 27 «Основы фундаментальных исследований нанотехнологий и наноматериалов» и Корейского Политехнического университета Джеонгванг-донг, Сихеунг-си, Гиеонгги-до.

Литература

1. F.B. Bayramov et. al. Jap. J. Apll. Phys. 2011 50 05FE06 (2011).
2. Б. Х. Байрамов и др. *Комбинационное рассеяние - 80 лет исследований*. (Москва, ФИАН, 2008) с.326.
3. B H Bairamov et. al. Phys. Stat. Sol. (c) 1, 2773 (2004).
4. B H Bairamov et. al. Nanotechnology, 11**,** 314 (2000).
5. B H Bairamov et. al. Phys. Rev. B60, 16741 (1999).

Приглашенные доклады, секция 3

Кристаллы и пленки Si, SiGe и Ge: технологии получения и свойства поликристаллических, мультикристаллических, монокристаллических, аморфных и пористых материалов

Progress in substrate engineering: from SOI to new applications

Kononchuk O.V.[1)]

oleg.kononchuk@soitec.com
[1)]SOITEC, Parc des Fontaines, F-38560 Bernin, France

Today, the electronic industry is facing key material challenges. To sustain the Moore's law, the IC manufacturing companies cannot rely on classical component scaling alone and will need to introduce new high-end engineered substrates. Among promising alternatives to Si wafers there are SOI wafers with extremely thin layers for fully depleted (FD) transistors, III-V high mobility material integration within ICs, SOI with functional handling substrates or 3D devices integration. The fast growing LED market also needs for high quality GaN / InGaN material to obtain high efficiency, long life and low cost white light diodes. In parallel, the solar industry, in the search for the best renewable energy, is designing complex III-V CPV multi-junctions cells to increase the conversion efficiency.

For all these markets, the layer transfer technologies provide unique ways to create high value materials and substrates. The molecular bonding allows the assembly of III-V materials overcoming the limitations of EPI growth: combination of materials with large lattice mismatch and thick layer transfer with excellent crystalline quality. The SmartCutTM process allows transferring extremely thin layers of silicon on a wide range of handling substrates. These substrates can be designed to play functional role in the final device, not limited to a mechanical support.

Advanced FD devices such as double gate planar MOSFET are built on SOI wafers. They require wafers with thin Si top layer as well as ultra thin BOX layer. To sustain good electrostatic control of the channel and to keep back-gate voltages reasonably low, top Si layer thickness has to be in the 5-10nm range and BOX thickness needs to be less than 15nm. It imposes extremely tight requirements on layer thickness uniformity and defectivity. Recent advances in SmartCutTM technology, such as optimization of implantation conditions and replacement of CMP finishing by thermal smoothing technology, demonstrate capability of production of SOI wafers with top Si thickness uniformity better than +/- 0.5nm. High temperature annealing in non-oxidized atmosphere leads to reduction of top Si surface roughness while maintaining excellent thickness uniformity. In the paper, we will discuss the mechanism of roughness improvement during high temperature annealing as well as the limits of stability of SOI system during such anneals.

Standard SmartCutTM technology is based on hydrophilic bonding of two Si wafer surfaces covered by silicon dioxide. Water molecules absorbed on the surface of SiO_2 increase bonding energy at room temperature and assure low bonding defect density. During splitting anneal in the range of 300-500°C, water molecules diffuse to the Si/SiO_2 interface where they oxidize Si releasing H_2. This leads to high interface defect density if the oxide thickness is not sufficient to absorb produced hydrogen. The negative effect of excess H_2 is the main hurdle that needs to be solved to be able to fabricate SOI substrates meeting the standards of the IC industry.

We demonstrate that recently proposed internal BOX dissolution process overcomes these difficulties. This new technology allows fabrication of SOI wafers with high quality BOX with thickness down to 1nm and very good within wafer uniformity. Moreover, complete BOX dissolution can be easily achieved leading to novel Si/Si direct bonded structures. This technology also opens a path to hybrid co-integration of SOI and bulk Si technologies on the same wafer.

From the understanding of the fundamental physical mechanisms involved at the different stages of the manufacturing process, it is possible to develop a set of new substrates and technologies to support the new industry applications. Several examples of new development addressing emerging markets will be demonstrated.

Defect Characterization of Ribbon Silicon

***Rouvimov S.*[1)], *Tsidilkovski E.*[2)]**

rouvimov@pdx.edu
[1)]Portland State University, Portland, OR, 97302, USA
[2)]Evergreen Solar, 257 Cedar Hill Street, Marlboro, MA 01752, USA

Continuing increase in commercial solar cell efficiency raises the importance of the substrate material's quality, enhancing its effect on photovoltaic performance. The vertical sheet growth of string ribbon Si [1] produces high quality low cost Si wafers allowing manufacturers to avoid several process steps such as ingot sawing and significantly reducing material waste. The properties of solar cells made from multi-crystalline silicon are strongly affected by structural defects including dislocations, grain boundaries, impurities and precipitates. Specifics of the defect formation and distribution in ribbon silicon wafers stems from peculiar growth conditions, including high temperature gradients and low ratio of melt volume to ribbon surface. The main types of defects include low and medium angle grain boundaries, Σ3 twin boundaries and dislocations which interact strongly with metallic impurity resulting in the formation of impurity-defect complexes and metal precipitates [2]. Such complexes can be efficient recombination centers [3], difficult to dissolve, getter or passivate [4, 5]. Carbon impurities introduced into wafers from the graphite parts of the furnace hot zone play an especially important role in defect formation of ribbon silicon. Both the impurity and defect concentrations may vary across a ribbon wafer as a function of growth and processing conditions. The defect distribution in silicon wafers can be effectively characterized by the minority carrier lifetime techniques [6] in combination with electron microscopy [7].

Here we present an analysis of the defects in ribbon wafers and review the mechanisms of the defect formation. Typical carrier lifetime map of as-grown material (shown in Figure 1a) demonstrates regions of medium (blue to black color, region B) and low (red color, region A) minority carrier lifetimes. Nomarski optical microscopy of surface morphology reveals different defect structure in these regions (Figs. 1b and 1c). Using electron backscattered diffraction (EBSD) combined with high resolution transmission electron microscopy we have identified the dominant defect types, their structural features, and their characteristic spatial distribution with respect to the crystallographic orientations. EBSD maps of regions A and B of carrier lifetime map (Fig. 1a) are shown in Figures 2 and 3. The region A with low minority carrier lifetime is dominated by high and medium angle grain boundaries and contains a high dislocation density while region B with higher minority carrier lifetime contains primarily Σ3 twin boundaries and much lower dislocation density. Figure 4 shows TEM images of Σ3 twin (a), low angle (b) and medium angle (c) grain boundaries. Correlation to the lifetime maps allows determination of the electrically active defects, thus providing an opportunity for effective defect engineering.

Authors are thankful to John Donovan for his assistance with EBSD measurements.

References:

1. D.S. Kim, et al, Renewable Energy, 47, 8-11 (2003); A. Rohatgi et.al. Appl. Phys. Lett, 84, 145, (2004)
2. T. Buonassisi, A. M. Lorenz, G. J. Tarnowski, 21st EU-PVSEC, Dresden, Germany; 1, (2006)
3. V. Kveder, M. Kittler, W. Schröter, Phys. Rev. B 63,115208. (2001)
4. M. Kittler, W. Seifert, Solid State Phenom. 95-96 ,197 (2004).
5. A. Bentzen et al., J. Appl. Phys. 99, 093509 (2006).
6. D. Baek, S. Rouvimov, S.B. Kim, T.C. Jo, D.K. Schroder, Appl. Phys. Lett, 86,112110 (2005)
7. S. Rouvimov et al. Solid State Phenom. 95-96, 17-22 (2004)

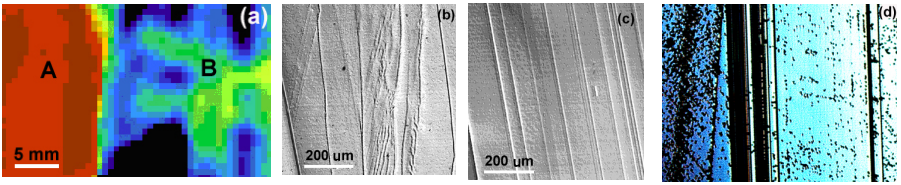


Figure 1 Typical carrier lifetime map of as-grown material (a) and optical microscopy images of the surface morphology in the regions A (b) and B (c) in Figure (a). The optical microscopy image (d) shows defect distribution (delineated by preferential etch) at the border between areas A and B.

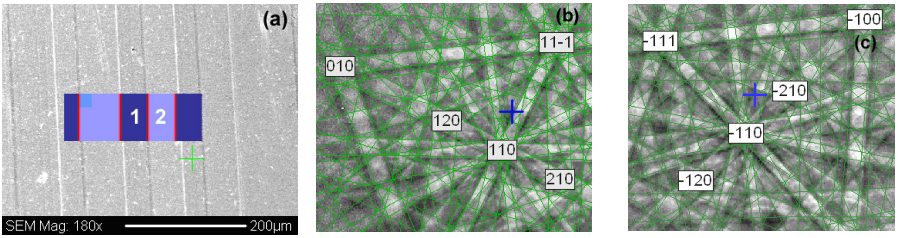


Figure 2. (a) SEM image with EBSD map of region B of Figure 1 (a) showing Σ3 twin grain boundaries (marked by red). (b, c) Kikuchi-line patterns of areas 1 and 2 in Figure 2a evidence the twin orientation. The wafer orientation in these areas is close to (110). The Σ3 twin boundaries are aligned in growth direction (vertical) that is close to <112>.

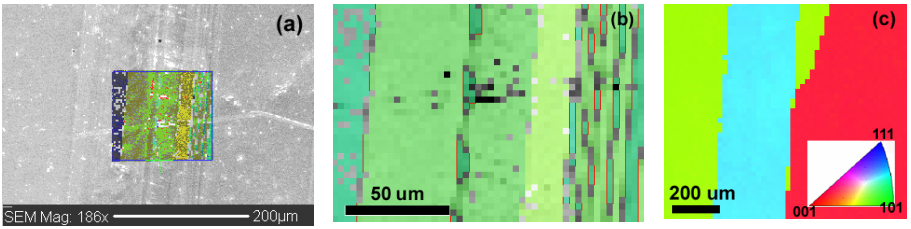


Figure 3. (a) SEM image with EBSD map of region A of Figure 1a, (b) Enlarged EBSD map shows low angle and Σ3 twin grain boundaries. The wafer orientation varies being close to (110) in some areas. Some of Σ3 twin boundaries are aligned in growth direction (vertical). (c) EBSD map of area in region A (with the color orientation code inserted) shows large angle boundaries.

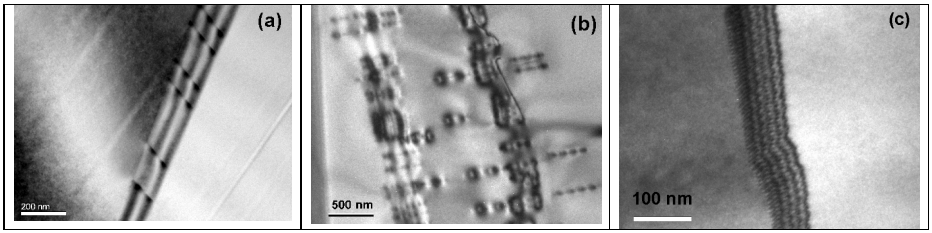


Figure 4 TEM images of Σ3 twin (a), low angle (b) and medium angle (c) grain boundaries.

Общие закономерности смешанной конвекции расплава в вариантах метода Чохральского и управление формой фронта кристаллизации

***Бердников В.С.*[1)], *Винокуров В.А.*[1)], *Винокуров В.В.*[1)], *Гапонов В.А.*[1)]**

berdnikov@itp.nsc.ru
[1)]Институт теплофизики им. С.С. Кутателадзе СО РАН, Новосибирск, Россия

Для выращивания кристаллов высокого структурного совершенства необходимо поддерживать поля температуры в расплаве, позволяющие вытягивать кристалл с заданной формой фронта на всех стадиях технологического процесса. Поля температуры в расплаве взаимосвязаны с гидродинамикой расплава и зависят от относительной высоты слоя расплава, от радиуса кристалла и от угловых скоростей вращения кристалла и тигля. Проведены экспериментальные и численные исследования гидродинамики и теплообмена с учетом того, что на стадии разращивания кристаллов меняется относительный радиус R_T/R_K при почти неизменном уровне расплава H/R_T, а при выходе на заданный диаметр кристалла по мере его роста падает уровень расплава. При изменении R_T/R_K и H/R_T меняется относительный вклад сил плавучести, термокапиллярного эффекта и центробежных сил в формирование течения в объеме расплава и в пограничном слое на фронте кристаллизации. В режимах смешанной конвекции при фиксированном относительном радиусе R_T/R_K и при постоянном значении Грасгофа Gr_K зависимости коэффициента теплоотдачи от H/R_T имеют не монотонный характер. Это связано с изменениями пространственной формы течения, характерные качественные этапы перестройки которой зависят не только от соотношений чисел Gr_K, Марангони Ma, Рейнольдса Re_K, но и от геометрических параметров H/R_T и R_T/R_K. При падении уровня расплава ниже $H/R_T = 0,7$ необходима подстройка и согласование динамических параметров подобия для поддержки режимов с наиболее однородными радиальными распределениями локальных тепловых потоков и с наиболее плоским фронтом кристаллизации. Такие соотношения параметров получены в диапазоне чисел Прандтля, который перекрывает известные значения Pr для расплавов наиболее важных материалов: со свойствами от жидкометаллических до сильно вязких оксидных. Одна из задач фундаментальных исследований свойств термогидродинамических систем, подобных методу Чохральского, определить возможность моделирования процессов роста кристаллов кремния, используя прозрачные жидкости-имитаторы. Экспериментальная проверка полученных результатов в режимах реальной кристаллизации проведена на предельных углеводородах. Расплавы предельных углеводородов кристаллизуются при постоянной температуре и прозрачны, поэтому позволяют исследовать гидродинамику в процессе роста кристаллов при строго контролируемых граничных условиях.

Экспериментально и численно исследованы гидродинамика расплавов с числами Прандтля в диапазоне $0,013 \le Pr \le 2700$ и конвективный теплообмен в широких диапазонах чисел Грасгофа и чисел Рейнольдса, в интервале относительных высот $0,1 \le H/R_T \le 2,5$ и в интервале относительных радиусов $1,29 \le R_T/R_K \le 7$. Изучены эволюция пространственной формы течения, эволюция полей скорости и температуры, закономерности локального и интегрального теплообмена при свободной и смешанной конвекции при фиксированных значениях чисел Gr_K и Re_K по мере убывания H/R_T. Исследовано изменение относительной роли молекулярной теплопроводности и конвекции в теплообмене в зависимости от геометрических параметров и чисел Pr. Численно воспроизведены экспериментально наблюдаемые ламинарные режимы течения неизотермической жидкости в неподвижном и равномерно вращающемся тигле. Показано, что наиболее сильно во всех режимах на гидродинамику и на все параметры теплообмена относительные размеры влияют при $H/R_T \le 0,7$. В жидкометаллическом расплаве растет вклад молекулярной теплопроводности в теплоперенос от стенок тигля к фронту кристаллизации. При $H/R_T \le 0,1$ до чисел $Gr_K \le 2\times10^5$ теплопередача происходит практически только за счет молекулярной теплопроводности.

Прямое получение мультикремния для солнечной энергетики из высокочистого рафинированного кремния

Непомнящих А.И.[1)]

ainep@igc.irk.ru
[1)]Институт геохимии им. А.П.Виноградова СО РАН

По данным EPIA в 2011 установлено 27,65 ГВт солнечных модулей, что составляет годовой рост объемов производства и инсталляции более 60 % по сравнению с 2010 годом. В Европе рост объемов составил более 75 %. Лидерами по установленным мощностям в 2001 году являются Италия и Германия. Общая установленная мощность солнечных модулей составила на конец 2012 года 67,35 ГВт. Годовой объем вырабатываемой электроэнергии солнечными батареями составил 2 % в Европе и 0.5 % в Мире. Более 80 % солнечных элементов изготавливаются из пластин моно- и мультикремния. Основной объем поликремния, как исходного материала для выращивания моно- и мультикремния производится по так называемому сименс процессу. При этом для производства 1 кг поликремния расходуется более 120 кВт*часов электроэнергии [1].

Поэтому одной из главных задач в развитии солнечной энергетики является создание новых технологий получения кремния солнечного качества, обеспечивающих радикальное снижение его стоимости главным образом за счет снижения расхода электроэнергии и обеспечение возможности его получения в необходимых количествах. В последние годы активно развивается направление, связанное с использованием различных методов рафинирования металлургического кремния [2-5].

Разработанная нами технология состоит из трех основных частей: карботермическое восстановление кремния из высокочистых кварцитов; принципиально новая технология рафинирования расплава кремния; финишная очистка кремния от тяжелых элементов и формирование необходимой столбчатой структуры при направленной кристаллизации мультикремния [2,3]. Получены экспериментальные образцы мультикремния по разработанной технологии. Для карботермического восстановления кремния совместно с Б.Г. Грибовым создана электродуговая печь постоянного тока, на которой выплавлен кремний из шихты, состоящей из высокочистого кварцита месторождения Бурал-Сардаг (Восточный Саян) и древесного угля полученного из обесшкуренной березы. Применение такой шихты позволяет получить кремний с содержанием бора порядка 2 ppm. Применение брикетированной шихты из обогащенной кварцевой крупки и гранулированного углеродистого восстановителя позволяет выплавить кремний с содержанием бора порядка 0.3 ppm. Дальнейшее удаление бора, фосфора и рада других элементов происходит на второй стадии при использовании разработанной нами технологии рафинирования расплава кремния [5]. Формирование необходимой структуры межзеренных границ мультикремния и его дальнейшая очистка, прежде всего от примесей группы железа, происходит на стадии направленной кристаллизации.

Литература

1. Colin A. Wolden et all. J. Vac. Sci. Technol. A 29(3), 2011, pp. 030801(1-16).
2. А.И. Непомнящих, В.П. Еремин, Б.А. Красин и др. Известия высших учебных заведений. Материалы электронной техники, 4, 02, 2002, с. 16-24.
3. А.И. Непомнящих, Б.А. Красин, В.С. Романов и др. Патент РФ № 2131843, 1999 г.
4. Sergio Pizzini. Solar Energy Materials and Solar Cells, 2010, 94, 9, , pp. 1528-1533
5. A.I. Nepomnyaschikh et all. Silicon for chemical industry VII, Trondheim, 2004, p. 299-306.

Приглашенные доклады, секция 4

Приборные структуры на основе кремния для микро-, опто-, солнечной и силовой электроники, микромеханики и других применений

Кремниевые детекторы релятивистских частиц в современной физике высоких энергий

Еремин В.К. [1)], ***Вербицкая Е.М.*** [1)]

vladimir.eremin@cern.ch
[1)]Физико-технический институт им.А.Ф.Иоффе, РАН, Санкт Петербург, Россия

Последние 20 лет кремниевые детекторы ядерных излучений переживают свое второе рождение. Физика высоких энергий, предметом исследований которой являются процессы, связанные с возникновением и развитием Вселенной, явилась самым значимым стимулом в развитии физики, техники и технологии кремниевых детекторов издучений. Эта область знаний потребовала детектирующих систем с чувствительной площадью в сотни кв.м. и новыми характеристиками и при этом способных работать в течение нескольких лет в условиях радиационных воздействий. Последний аспект явился предметом интенсивных исследований, инициированных строительством в ЦЕРНе Большого Адронного Коллайдера (БАК) и связанных с ним экспериментов. В результате было показано, что именно кремниевые детекторы обеспечивают необходимые аналитические характеристики экспериментальных установок при разумном объеме материальных вложений.

Кремниевые детекторы ядерных излучений создаются на высокочистом высокоомном кремнии с удельным сопротивлением от единиц до нескольких десятков кОм*см при степени компенсации материала <10%. Характерное время жизни неравновесных носителей составляет более 1 мс, что позволяет собирать созданный частицей заряд неравновесных электронов и дырок с потерями менее 10-3 %. Высокая чистота кремния в детекторах делает их чувствительными к облучению уже начиная с малых доз, а время работы в интенсивных радиационных полях (несколько лет) требует моделирования долговременного сценария их радиационной деградации.

В сообщении дается краткий обзор по физике, технике и технологии кремниевых детекторов, используемых в экспериментах на БАК. Приводится анализ проблемы их радиационной деградации в связи с планами модернизации экспериментов на БАК, требующей десятикратного увеличения их радиационного ресурса. Представляемый в докладе материал основан на результатх работ, проводимых ФТИ им. А.Ф. Иоффе в рамках научно-технического сотрудничества с коллаборацией CERN RD50 по созданию радиационно-стойких кремниевых детекторов.

Литература

1. E.Verbitskaya, et al. Concept of double peak electric field distribution in the development of radiation hard silicon detectors, Nucl. Instr. and Meth., **A 583,** 77 (2007).
2. V. Eremin, et al. Avalanche effect in Si heavily irradiated detectors: physical model and perspectives for application, Nucl. Instr. and Meth., **A 658,** 145 (2011).

Кремниевые лазеры ТГц диапазона частот (состояние дел и перспективы)

Шастин В.Н.[1)]

shastin@ipm.sci-nnov.ru
[1)]Институт Физики Микроструктур, РАН, Нижний Новгород, Россия

Целью доклада является обзор работ по теоретическим и экспериментальным исследованиям относительно возможности получения эффектов стимулированного излучения терагерцового диапазона частот (3-30ТГц) используя объемный кремний или квантово-размерные структуры на его основе. Наиболее подробно будут изложены полученные к настоящему времени результаты по ТГц лазерам (5-6,5ТГц) на внутрицентровых переходах оптически возбуждаемых доноров V-группы (фосфор P, сурьма Sb, мышьяк As, висмут Bi) в объемном кремнии. В такой среде инверсная заселенность рабочих состояний (2p±, 2p0, 1s(T2)) контролируется низкотемпературной (T<30K) релаксацией этих состояний с излучением акустических и оптических фононов, и процессы переброса между долинами играют определяющую роль [1]. Особое внимание будет уделено влиянию одноосной деформации кристалла кремния на рабочие состояния, что изменяет процессы их релаксации. Последнее сказывается на спектральных характеристиках излучения из Si;Sb, Si:As, Si:Bi, увеличивает коэффициент/сечение усиления, повышает квантовую эффективность и снижает пороговую интенсивность накачки для Si:Sb и Si:P до 100 и 200 Вт/см^2 соответственно [2, 3, 4, 5]. Отмечается влияние эффекта спин-орбитального взаимодействия на спектр излучения доноров сурьмы и висмута [6]. В заключение обсуждаются направления и перспективы дальнейших исследований.

Работа поддержана грантами РФФИ 11-02-00957-а, 11-02-97027-р_поволжье_а и программами РАН.

Литература

1. Pavlov S.G. и др. Optimizing the Operation of Terahertz Silicon Lasers, Selected Topics in Quantum Electronics, IEEE Journal, 15(3), 925 (2009)
2. Pavlov S.G. и др. Low-threshold terahertz Si:As laser, Appl. Phys. Lett., 90, 141109-(1-2) (2007)
3. Zhukavin R. Kh. и др. Influence of uniaxial stress on stimulated terahertz phosphor and antimony donors in silicon, Appl. Phys. Lett., 90, 051101-(1-3) (2007)
4. Zhukavin R.Kh. и др. Spin-orbit coupling effect on bismuth donor lasing in stressed silicon Appl. Phys. Lett., 99, 171108-(1–3) (2011)
5. В.Н. Шастин, Р.Х. Жукавин, К.А. Ковалевский, В.В. Цыпленков, С.Г. Павлов, H.-W. Hübers, Стимулированное излучение доноров в одноосно деформированном кремнии/ // Труды II симпозиума по когерентному оптическому излучению полупроводниковых соединений и структур: М.: ФИАН, 2010.– С.49-58
6. Zhukavin R.Kh. и др. Spin-orbit coupling effect on bismuth donor lasing in stressed silicon, Appl. Phys. Lett., 99, 171108 (2011)

Электронные биохимические сенсоры на основе КНИ нанопроволочных транзисторов

***Попов В.П.*[1)], *Наумова О.В.*[1)], *Ильницкий М.А.*[1)], *Иванов Ю.Д.*[2)], *Асеев А.Л.*[1)], *Арчаков А.И.*[2)]**

popov@isp.nsc.ru
[1)]Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН, Новосибирск
[2)]Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт биомедицинской химии им. В.Н. Ореховича РАМН, Москва

Существует фундаментальное соответствие между диффузионными характеристиками носителей заряда внутри полупроводников и равновесием Нернста в биологических системах. В полевом металл-оксид-полупроводниковом (МОП) транзисторе, работающем в режиме слабой инверсии, разница потенциалов между истоком и затвором определяет экспоненциальную зависимость тока стока в соответствии с Больцмановским распределением заряженных частиц, тогда как в биологических системах разница свободных потенциалов на мембране определяется логарифмической зависимостью от концентраций ионов согласно уравнению Нернста [1]:

$$\Delta G_c = RT \ln \frac{\left[a^+\right]_i}{\left[a^+\right]_o} + zFE_m$$

Для достижения чувствительности к одиночным биомолекулам, вирусам и наночастицам размеры активной области биосенсора должны быть сравнимы с размерами этих частиц. Именно развитие наноэлектроники в последнее десятилетие обеспечило выполнение этого основополагающего требования. Другим важным достижением явились результаты многолетних исследований электрофизических свойств поверхности кремния и границ раздела с тонкими и сверхтонкими диэлектриками, которые позволили сформулировать и реализовать конструкции сверхчувствительных сенсоров, принцип действия которых основан на регистрации изменений поверхностного потенциала и подобен работе биологических клеточных мембран.

Третьим важным шагом на пути увеличения чувствительности транзисторных биосенсоров стал переход от модуляции внешними зарядами проводимости канала из двумерного газа носителей заряда к модуляции проводимости канала с одномерным газом внутри полупроводниковой нанопроволоки. Это дало возможность перейти от анализа сверхмалых концентраций органических молекул на уровне десятых и сотых долей наномоля к концентрациям порядка ста и десяти фемтомолей (10^{-13}-10^{-14} М), а также обеспечить чувствительность транзисторных биосенсоров к одиночным вирусным частицам и биомолекулам.

Первый образец нанопроволочного биотранзистора на основе кремниевых нанопроволок был создан в группе Чарльза Либера из Гарвардского университета США в 2001 г. [2]. Технология со сложной процедурой роста, экстракции, отбора и осаждения кремниевых нанопроволок на структурированную подложку, которую они применили, была подобна их же технологии изготовления нанопроволочных транзисторов на основе углеродных нанотрубок. На кремниевых нанопроволочных транзисторах (КНПТ) были получены результаты, превзошедшие результаты на углеродных нанотрубках, однако высокая сложность изготовления чипов по этой технологии ограничивает её применение. В 2007 г. исследователи Йельского университета из США предложили технологию жидкостного травления сильно легированных бором КНИ нанопроволок и

продемонстрировали чувствительность к органическим молекулам с концентрацией в растворе вплоть до ~1000 молекул на микролитр (менее 10 фМ) [3].

Разработка отечественных технологий формирования нанопроволочных структур на объёмном кремнии и на пластинах КНИ для создания химических и биосенсоров, а также датчиков физических величин была начата нами в это же время. Формирование нелегированных КНИ нанопроволок литографическими методами позволило упростить технологию и проводить измерения в подпороговом режиме с высокой чувствительностью, обеспечив переход к созданию интегрированных биосенсоров с КМОП чипами. С их помощью можно проводить как комплексные геномные и протеомные исследования в реальном масштабе времени, так и инвазивную регуляцию в живых клетках. Достигнутые сегодня параметры по чувствительности (~1 фМ) не уступают лучшим зарубежным результатам и обеспечивают успешное выполнение Россией исследований протеома 18 хромосомы человека в рамках международной программы Протеом человека [4].

Литература

1. Peter Bergveld. “Development of an ion-sensitive solid-state device for neurophysiological measurements”, *IEEE Trans. on Biomed. Eng.*, 17 (1970) 70-71.
2. Y. Cui, Q. Wei, H. Park, and C.M. Lieber. “Nanowire nanosensors for highly sensitive detection... of biological and chemical species”, *Science,* 293 (2001) 1289-1292.
3. E. Stern, J. F. Klemic, D. A. Routenberg et al. "Label-free immunodetection with CMOS compatible semiconducting nanowires", *Nature,* 445 (2007) 519-522.
4. O.V. Naumova, V.P. Popov, L.N. Safronov et al. “Ultra-thin SOI layer nanostructuring and nanowire transistor formation for femtoMole electronic biosensors”, *ECS Trans.* 25, 10 (2009) 83 – 87.

Приглашенные доклады, секция 5

Другие твердотельные структуры на подложках кремния для нано- и оптоэлектроники, спинтроники и фотоники

Гетероструктуры $A^{III}B^{V}$ на кремнии

***Пчеляков О.П.*[1)], Путято М.А.[1)], Семягин Б.Р.[1)], Емельянов Е.А.[1)], Феклин Д.Ф.[1)], Василенко А.П.[1)], Лошкарев И.Д.[1)], Паханов Н.А.[1)], Преображенский В.В.[1)]**

pch@isp.nsc.ru
[1)]Институт физики полупроводников СО РАН, пр. Лаврентьева 13, Новосибирск, Россия

Кремний и арсенид галлия являются основными материалами современной микро- и наноэлектроники. Однако до сих пор приборы на их основе существуют раздельно на подложках Si и GaAs. Исследователи на протяжении последних более чем двадцати лет пытаются объединить эти материалы на наиболее эффективной подложке кремния. В настоящем обзоре систематизирован и обобщен достигнутый на сегодняшний день в Институте физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН и за рубежом уровень понимания фундаментальных физических механизмов эпитаксиального формирования GaAs и соединений $A^{III}B^{V}$ на подложках Si, а также представлены основные технологические приемы, способствующие улучшению структурного качества таких гетероструктур. Освещены также достижения последних лет в изготовлении гетероструктур $A^{III}B^{V}$/Si приборного качества и приборов на их основе.

Обычно начальные этапы роста GaAs Si проходят через стадию образования островков, которые являются концентраторами напряжений и наиболее вероятными местами зарождения прорастающих дислокаций и других дефектов. Поэтому выбор условий роста, при которых первые дислокации вводятся в сплошную пленку GaAs, обеспечивает получение более совершенных эпитаксиальных слоев. Известно, что на подложке вициналной ориентации Si(001), содержащей двухатомные ступени, можно при низкой температуре методом атомно-слоевой эпитаксии получить сплошную пленку GaAs минуя стадию образования островков. В нашем коллективе впервые было показано, что для этого методом атомно-слоевой эпитаксии при температуре (200-350°C) достаточно сформировать один первый монослой GaAs. Предшествующая его образованию обработка в камере роста сопровождается возникновением димеров As на поверхности террас. Кристаллические решетки подложки и выросшей пленки GaAs являются взаимно развернутыми вокруг направления ступеней на угол порядка 15 угл. мин. Знак угла поворота зависит от способа формирования димеров и их ориентации (параллельно или перпендикулярно ступеням).

Найден режим выращивания плёнок GaAs на Si с плотностью прорастающих дислокаций менее 10^6 $см^{-2}$, что соответствует лучшим мировым достижениям. В этом режиме были выращены структуры GaAs/Si и $Al_{0,2}Ga_{0,8}As$/Si для преобразователей солнечной энергии, сформированы приборы и измерены их характеристики. Показано, что при выращивании гетероперехода GaAs/Si в приповерхностном слое кремния формируется p-n переход. Это позволяет создавать высокоэффективные каскадные преобразователи солнечной энергии на основе соединений AIIIBV на активной подложке Si в едином ростовом цикле.

Напряжения холостого хода, измеренные на полученных тандемных солнечных элементах (СЭ) GaAs/Si с нижним кремниевым каскадом, равны, соответственно, $V_1 = 1,0$ и $V_2 = 0.3$ В. Для СЭ $Al_{0,2}Ga_{0,8}As$/Si получено $V_1 = 1,25$ и $V_2 = 0.45$ В. Эти значения сопоставимы с лучшими результатами для СЭ $Al_{0,15}Ga_{0,85}As$/Si ($V_1 = 1,51$ и $V_2 = 0,579$ В), приведенными в работе [Soga T., Kato T., et al. // J. Appl. Phys. 1995. V. 78. P. 4196].

Работа проводится при поддержке гранта РФФИ 11-02-12119-офи-м-2011.

A_3B_5 нитевидные нанокристаллы на подложках кремния: рост и свойства

Цырлин Г.Э. [1)2)3)4)]

cirlin@beam.ioffe.ru
[1)]Институт Аналитического Приборостроения РАН, Рижский 26, С.Петербург, Россия
[2)]Санкт-Петербургский академический университет – научно-образовательный центр нанотехнологий РАН, ул. Хлопина д.8/3, Санкт-Петербург
[3)]Физико-Технический Институт им.А.Ф.Иоффе РАН, Политехническая 26, Санкт Петербург, Россия
[4)]Санкт-Петербургский Государственный Университет, С.Петербург, Петергоф, ул. Ульновская 3, Россия

Нитевидные нанокристаллы (ННК), или нановискеры, представляют большой интерес как возможный материал для ряда устройств нового поколения – лазеров, фотодетекторов, солнечных элементов и других приборов. Следует подчеркнуть, что ННК формируются не в результате процессов самоорганизации, как многие другие наноструктуры, а за счет предварительной подготовки поверхности. Возможность прецизионного контроля диаметра, высоты, формы, плотности, структуры и состава ННК, а также возможность роста на рассогласованных по постоянной решетке подложках, являются, на наш взгляд, важными преимуществами, позволяющим существенно улучшить свойства материала и создать новое поколение функциональных наноустройств с качественно новыми характеристиками. Особый интерес представляют гетроструктурированные ННК, например рост A^3B^5 ННК на поверхности кремния. У подобных наноструктур появляются новые электронные и оптические свойства, поэтому данные гибридные материалы – объекты интенсивного исследования в современной физике.

В докладе рассмотрены 3 типа роста ННК на поверхности подложек кремния: 1) рост A^3B^5 ННК с использованием золота в качестве катализатора роста, включая рост GaAs, InAs, InP ННК на поверхностях Si(111), Si(100), а также пористых подложках, [1,2], 2) самокаталитический рост GaAs ННК на поверхности Si(111), когда в качестве катализатора роста использовался Ga [3,4], и 3) бескаталитический рост нитридо-содержащих ННК на поверхности кремния, где рассмотрены основные особенности роста GaN и GaN/AlN на поверхности Si(111) [5].

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ, различными научными программами Президиума РАН, Санкт-Петербургского Государственного Университета, грантами РФФИ и научными программами FP7 SOBONA и FUNPROB.

Литература

1. G.E.Cirlin, V.G.Dubrovskii, I.P.Soshnikov, N.V.Sibirev, Yu.B.Samsonenko, A.D.Bouravleuv, J.C.Harmand, F.Glas. Phys. Status Solidi RRL, **3**(4), 112 (2009).
2. M.H. Sun, E.S.P.Leong, A.H.Chin, C.Z.Ning, G.E.Cirlin, Yu.B.Samsonenko, V.G.Dubrovskii, L.Chuang, C.Chang-Hasnain. Nanotechnology, **21,** 335705 (2010).
3. G.E.Cirlin, V.G.Dubrovskii, Yu.B. Samsonenko, A.D.Bouravleuv, K.Durose, Y.Y.Proskuryakov, Budhikar Mendes, L.Bowen, M.A.Kaliteevski, R.A.Abram, Dagou Zeze. Phys.Rev.B, **82**(3), 035302 (2010).
4. V.G.Dubrovskii, G.E.Cirlin, N.V.Sibirev, F.Jabeen, J.C.Harmand, P.Werner. Nano Lett., **11**(3), 1247 (2011).
5. M.Tchernycheva, C.Sartel1, G.Cirlin, L.Travers, G.Patriarche, J.-C.Harmand, Le Si Dang, J Renard, B.Gayral, L.Nevou, F.Julien. Nanotechnology **18,** 385306 (2007)

Органическая электроника на основе гибридных (полимер – неорганические наночастицы) пленок, нанесенных на кремниевые подложки

Алешин А.Н. [1)], ***Щербаков И.П.*** [1)]

aleshin@transport.ioffe.ru
[1)]Учреждение Российской академии наук Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия

Элементы органической электроники на основе гибридных (полимер-неорганические наночастицы) материалов, такие как органические полевые транзисторы (Organic Field-Effect Transistors, OFETs), светодиоды (Organic Light Emitting Diodes, OLEDs), солнечные элементы, ячейки памяти и т.д., в ряде случаев наносятся на кремниевые (Si-SiO_2) подложки. При этом интеграция на наноуровне органических (полимер) и неорганических (наночастицы) материалов в активном слое таких приборов приводит к созданию оптоэлектронных структур, совмещающих технологичность полимерной матрицы с уникальными электрическими и оптическими свойствами неорганических наночастиц. Проведенные нами исследования показали, что в композитных активных слоях OLEDs на основе полупроводниковых полимеров (MEH-PPV, PFO, PVK и др.) и полупроводниковых неорганических наночастиц (ZnO, Si, и др.) длина волны излучения может контролироваться выбором полимеров и наночастиц, соотношением их концентраций, а также приложением внешнего электрического поля [1,2]. Процесс генерации возбужденных состояний в таких композитных пленках включает в себя формирование эксиплексных состояний, а также перенос заряда от полимера к наночастицам, который может управляться электрическим полем. Разработаны светоизлучающие полевые транзисторы (LE-OFETs) на основе композитных материалов, нанесенных на Si-SiO_2, подложки, которые совмещают в себе эмиссионные свойства OLEDs со свойствами переключения OFETs. Было установлено, что LE-OFETs структуры на основе композитных пленок PFO:ZnO при различных соотношениях между компонентами (1:1; 1:0,2), могут работать как в униполярном , так и в амбиполярном режимах. Подвижность носителей заряда (μFET) при 300 K в режиме насыщения для PFO:ZnO OFET (1:1) в униполярном режиме достигала значений ~ 2 cm^2/Vs, а в амбиполярном режиме PFO:ZnO OFET (1:0,2) ~ 0,021 cm2/Vs и ~ 0,029 cm^2/Vs для электронов и дырок соответственно, что значительно выше μFET для чистого PFO FET. Полученные аномально высокие значения μFET для PFO:ZnO OFET (1:1) близки к μFET поликристаллического ZnO ~ 20 cm^2/Vs [3,4]. Исследованы эффекты памяти в OFET структурах с активным слоем на основе композитных пленок полупроводникового полимера (PVK) и наночастиц золота (Au), нанесенных на Si-SiO_2 подложки, проявляющиеся в гистерезисе переходных характеристик транзистора. Показано, что наблюдаемые эффекты связаны с особенностями транспорта в OFET структуре на основе PVK:Au, где наночастицы Au выполняют функцию среды накопления заряда, при этом механизм записи информации в такой структуре, основан на модуляции проводимости рабочего канала OFET напряжением на затворе [5]. Обсуждаются перспективы применения композитных наноматериалов для применения в качестве активных слоев органических светодиодов, полевых транзисторов, солнечных элементов и элементов памяти.

Работа выполнена при поддержке ПРАН №7, направление «Полифункциональные материалы для молекулярной электроники» и гранта РФФИ 11-02-00451-а.

Литература

1. A.N. Aleshin et al., Solid State Commun., 146, 161 (2008).
2. A.N. Aleshin, E.L. Alexandrova, I.P. Shcherbakov, J. Phys. D: Appl. Phys., 42,105108 (2009).
3. A.N. Aleshin, I.P. Shcherbakov, J. Phys.D: Appl. Phys., 43, 315104 (2010).
4. A.N. Aleshin, et al., Organic Electronics, 12, 1285 (2011).
5. А.Н. Алешин, Ф.С. Федичкин., П.Е. Гусаков, ФТТ, 53, 2251 (2011).

Electrical and thermal properties and deep traps spectra in AlGaN/GaN HEMTs grown by MOCVD on Si

***Polyakov A.Y.*[1)], *Pearton S.J.*[2)], *Ren F* [3)], *Johnson J.W.*[4)], *Smirnov N.B.*[1)], *Govorkov A.V.*[1)], *Belogorokhov I.A.*[1)], *Belogorokhov A.I.*[1)]**

aypolyakov@gmail.com
[1)]Institute of Rare Metals, Moscow, Russia
[2)]Department of Materials Science and Engineering, University of Florida, Gainesville, USA
[3)]Department of Chemical Engineering, University of Florida, Gainesville, USA
[4)]Kopin Corporation, Taunton, USA

High electron mobility transistors (HEMTs) based on AlGaN/GaN heterojunctions (HJs) are characterized by a very high two-dimensional electron gas (2DEG) density and mobility, high operation temperatures and high breakdown voltages. Active layers of such devices are currently prepared by metalorganic chemical vapor deposition (MOCVD) or molecular beam epitaxy (MBE) on sapphire, SiC, GaN or Si substrates. Si substrates would be very attractive because of their low cost and potential compatibility with standard Si technology. These AlgaN/GaN/Si transistors are expected to be very promising in power switching and power management of high power circuits. However, growth on Si presents serious challenges coming from high lattice mismatch and thermal expansion mismatch between GaN and Si and consequent difficulties in growth of high-resistivity, high crystalline quality GaN films free of cracks. (One has also to consider the dangers of Si substrate interaction with GaN MOCVD reagents and contamination of the growing GaN film by Si transported from the substrate.) In this talk we'll briefly discuss MOCVD growth approaches allowing to effectively address these issues. We'll describe growth strategies using high temperature (HT) AlN nucleation layers (NLs), combinations of HT and low temperature (LT) AlN NLs or combined NLs consisting of AlN/ AlGaN stacks in achieving growth of relatively thick, crack-free GaN films with dislocation density on the order of 1E9 cm^{-2} and AlGaN/GaN HJs with very flat interfaces and high 2DEG mobilities. We'll also analyze possible ways to suppress contamination of the growing GaN film and to render it highly resistive. In particular, prospects of Fe doping and C doping in attaining the latter objective in MOCVD will be discussed.

In the main part of the talk we'll present the results of our studies of electrical properties of the actual AlGaN/GaN/Si HEMTs prepared on 100-mm-diameter high-resistivity Si(111) substrates using optimized HT AlN/AlGaN NLs. The thickness of undoped GaN films in these HEMTs was 0.8 micron, the thickness of the AlGaN barrier was 16 nm. The gate width of transistors was 0.8 micron, with the gate length close to 100 microns and distance between the source and drain of about 6 microns. Large periphery multi-finger transistors with various numbers of fingers were studied. These devices showed the maximum drain current density of 1A/mm, with three-terminal breakdown voltage of 200V, the operational frequency of 2.4 GHz, the power added efficiency PAE of 52.7% and the power density of 12 W/mm. The actual temperatures in the active region of transistors and in Si substrates were studied by measuring the frequency shift of E2(high) GaN phonons and Si TO phonons in Raman spectra. In addition, the temperature in the GaN channel was monitored by measurements of the shift of microcathodoluminescence (MCL) GaN bandedge shift with changing the transistor CW input power. These measurements show a good agreement of the measured values with the results of theoretical modeling and demonstrate superior quality of GaN-on-Si transistors compared to transistors on sapphire, although the thermal properties are not as good as for transistors on SiC. Deep traps spectra measurements by DLTS and admittance spectroscopy revealed the presence of deep electron traps with activation energy of 0.28 eV in the bulk of undoped GaN buffers and 0.29 eV traps near the AlGaN/GaN interface, as deduced from spectra measurements at transistor biases driving them from accumulation to depletion. The densities of both types of traps were found to be low confirming the good electrical quality of the GaN buffer and the AlGaN/GaN interface.

Упорядоченные массивы наностержней оксида цинка на кремниевых подложках

Редькин А.Н. [1)], ***Грузинцев А.Н.*** [1)], ***Якимов Е.Е.*** [1)]

arcadii@iptm.ru
[1)]Учреждение Российской академии наук Институт проблем технологии микроэлектроники и особочистых материалов РАН, г. Черноголовка, Московская обл., Россия

Оксид цинка – широкозонный полупроводник с шириной запрещенной зоны 3,37 эВ. Благодаря большой энергии связи свободных экситонов (60 мэВ), он является перспективным материалом для коротковолновой оптоэлектроники. Особый интерес для этих целей представляют монокристаллические наностержни диаметром 100 – 200 нм и длиной несколько микрометров. Разработана методика газофазного синтеза из элементов, позволяющая получать массивы одномерных (1D) наноструктур оксида цинка на кремниевых подложках без использования катализатора и буферного слоя ZnO [1]. При выборе кремниевых подложек для роста массивов 1D наноструктур оксида цинка решающими были следующие важные обстоятельства:

- широкий диапазон электропроводности кремниевых подложек, позволяющий выращивать массивы наностержней для разных практических целей; в частности, для применения 1D наноструктур ZnO в светодиодах, электродах, элементах солнечных батарей, холодных эмиттерах электронов необходима хорошая электропроводность подложки;
- отсутствие химического взаимодействия между кремнием и оксидом цинка при температуре синтеза (550 - 6500С);
- монокристалличность и высокое качество поверхности, обеспечивающее однородные условия роста на всей площади подложки;
- возможность совмещения технологии получения 1D наноструктур ZnO с хорошо разработанными кремниевыми технологиями.

Показано, что массивы высококачественных наностержней ZnO, направленных преимущественно перпендикулярно поверхности подложки, могут быть выращены на монокристаллических кремниевых подложках различной ориентации (рис.1). Установлены основные закономерности роста наностержней ZnO. Предполагается, что в основе направленного роста нанокристаллов оксида цинка лежит «самокаталитический» процесс пар-жидкость-кристалл (ПЖК), в котором роль жидкой металлической фазы играют нанокапли металлического цинка.

Согласно данным фото- и катодолюминесценции, спектроскопии комбинационного рассеяния, рентгеноструктурного анализа и электронной микроскопии, синтезированные наностержни ZnO являются высокочистыми монокристаллами с совершенной структурой и хорошей стехиометрией, пригодными для различных практических приложений. Выращенные монокристаллические наностержни оксида цинка обладают интенсивной экситонной ультрафиолетовой люминесценцией при комнатной температуре, благодаря чему были получены лазерные источники ультрафиолетового излучения с оптической и электронной накачкой. На основе индивидуальных наностержней оксида цинка изготовлены высокочувствительные водородные сенсоры с рекордно малым временем отклика, работающие при комнатной температуре [2].

Литература

1. А.Н Редькин, З.И. Маковей, А.Н., Грузинцев, Е.Е.Якимов, О.В. Кононенко, А.А. Фирсов. Неорган. материалы, 45, 1330 (2009).
2. O. Lupan, V.V. Ursaki, G. Chai, L. Chow, G.A. Emelchenko, I.M. Tiginyanu, A.N. Gruzintsev, A.N. Redkin. Sensors and Actuators B: 144, 56 (2010).

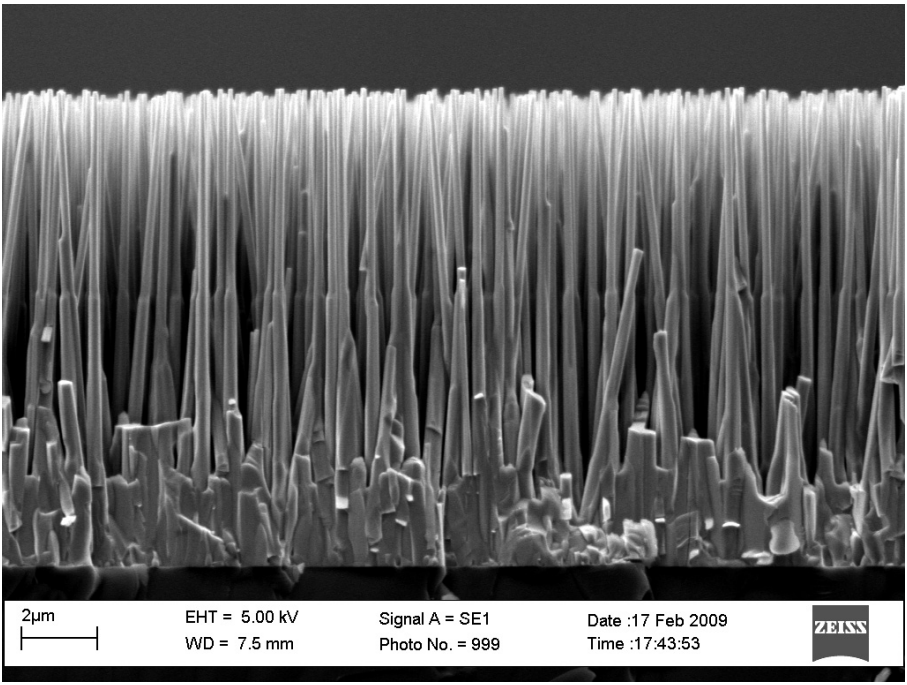


Рис. 1. Поперечный скол массива наностержней ZnO на подложке Si (100).

Приглашенные доклады, секция 6

Диагностика кремния и приборных структур на его основе

Сканирующая туннельная микроскопия для исследования наноструктур на поверхности кремния: динамика атомов и молекул

Саранин А.А. [1,2], ***Зотов А.В.*** [1,2], ***Грузнев Д.В.*** [1,2], ***Матецкий А.В.*** [1,2], ***Бондаренко Л.Н.*** [1,2]

saranin@iacp.dvo.ru
[1)]Институт автоматики и процессов управления ДВО РАН, Владивосток, Россия
[2)]Дальневосточный федеральный университет, Владивосток, Россия

Сканирующая туннельная микроскопия (СТМ) обладает уникальными возможностями для визуализации и изучения поверхности твердого тела с атомным разрешением. Однако, одним серьезным ограничением метода является его низкое временное разрешение. Обычное время записи СТМ изображения занимает от долей секунд, для быстродействующих приборов, до десятков секунд, в стандартных СТМ. Временное разрешение СТМ, тем не менее, может быть в значительной степени увеличено, по меньшей мере, на несколько порядков. В настоящем докладе будут представлены различные подходы для улучшения временного разрешения СТМ. Эти подходы включают быструю запись изображений [1], слежение за отдельным атомом [2], измерения туннельного тока при разомкнутой цепи обратной связи как функции времени [3]. Анализ данных с временным разрешением позволяет исследовать элементарные процессы и явления на поверхности твердого тела, в которых динамика атомов и молекул имеет существенное значение [4-9].

Литература

1. A. van Houselt and H.J.W. Zandvliet, Rev. Mod. Phys., **82,** 1593 (2010).
2. B.S. Swartzentruber, Phys. Rev. Lett. **76,** 459 **(**1996**)**.
3. M.L. Lozano and M.C. Tringides, Europhys. Lett. **30,** 537 **(**1995**)**.
4. V.G. Kotlyar et al. Phys. Rev. Lett. **91,** 026104 (2003).
5. A.A. Saranin et al. Phys. Rev. B. **74,** 125304 (2006).
6. D.V. Gruznev et al.Phys. Rev. B. **73,** 115335 (2006).
7. D.V. Gruznev et al. Surf. Sci. **604,** 666 (2010).
8. D.V. Gruznev et al. Surf.Sci. **605,** 2050 (2011).
9. M.Y. Lai et al. Phys. Rev. Lett. **106,** 166101 (2011).

Эффекты спин-зависимой рекомбинации и их применение для исследования точечных дефектов в кремнии

Власенко Л.С. [1)]

lvlasenko@yahoo.com
[1)]Физико-Технический институт им. А.Ф.Иоффе РАН, Санкт Петербург, Россия

Рассмотрены физические механизмы процессов спин зависимой рекомбинации неравновесных носителей в кремнии, приводящие к изменению фотопроводимости кристаллов при возбуждении магнитного резонанса парамагнитных центров рекомбинации. На основе этих исследований разработаны высокочувствительные методы детектирования парамагнитных центров. Дан обзор применения этих методов для регистрации спектров электронного парамагнитного резонанса (ЭПР) в слабых магнитных полях на низких частотах [1], детектирования структурных дефектов в тонких приповерхностных слоях кремния после ионной имплантации [2], в кремниевых p-n переходах [3], а также для регистрации линий изменения фотопроводимости, возникающих без возбуждения магнитного резонанса при значениях магнитного поля, соответствующих совпадению зеемановских частот различных взаимодействующих парамагнитных центров [4].

Основное внимание в работе уделено исследованию возбужденных триплетных (спин S=1) состояний точечных дефектов. Такие состояния, обнаруженные для многих радиационных дефектов в кремнии [5], будучи метастабильными с временем жизни порядка миллисекунд, могут образовывать уровни в запрещенной зоне и участвовать в процессах захвата и рекомбинации неравновесных носителей.

На примере А-центров (кислород+вакансия, O+V) и углеродных комплексов (C-Si-C) рассмотрена кинетика образования их триплетных состояний в нейтральном зарядовом состоянии при межзонном поглощении света с учётом термического возбуждения электронов из триплетного состояния в зону проводимости. Соответствующие энергии термической ионизации Et(0/+) оценены путем сравнения экспериментальных температурных зависимостей интенсивности спектров Si-SL1 и Si-PT1, соответствующих триплетным состояниям (O+V) и (C-Si-C) центров, с рассчитанными температурными зависимостями при подборе параметра Et(0/+). Результаты представлены на Рис.1, 2. При расчете использованы хорошо известные положения уровней E(-/0) и E(0/+), указанные на Рис.1, 2.

В заключении обсуждены возможности разработанных методов регистрации центров рекомбинации в кремниевых приборах, структурах, а также поверхностных парамагнитных центров рекомбинации.

Работа выполнена в рамках проекта РФФИ 10-02-00516.

Литература

1. H. Morishita, L.S. Vlasenko, H. Tanaka, K. Semba, K. Sawano, Y. Shiraki, M. Eto, K.M. Itoh. Phys. Rev. B **80**, 205206 (2009).
2. V. Eremin, D.S. Poloskin, E. Verbitskaya, M.P. Vlasenko, L.S. Vlasenko, R. Laiho, T.O. Niinikoski. J. Appl. Phys. **93**, 9659 (2003).
3. Л.С. Власенко, М.П. Власенко, В.А. Козлов, В.В. Козловский. ФТП, **33**, 1164 (1999).
4. W. Akhtar, H. Morishita, K. Sawano, Y. Shiraki, L. S. Vlasenko, K. M. Itoh. Phys. Rev. B **84**, 045204 (2011).
5. L.S. Vlasenko. ФТТ, **41**, 774 (1999).

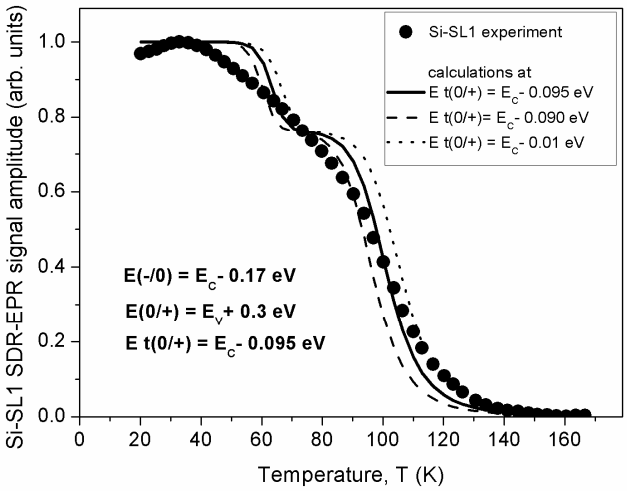


Рис.1 Зависимость интенсивности спектра ЭПР Si-SL1, соответствующего возбужденному состоянию А-центра, при детектировании методом спин зависимой фотопроводимости от температуры.

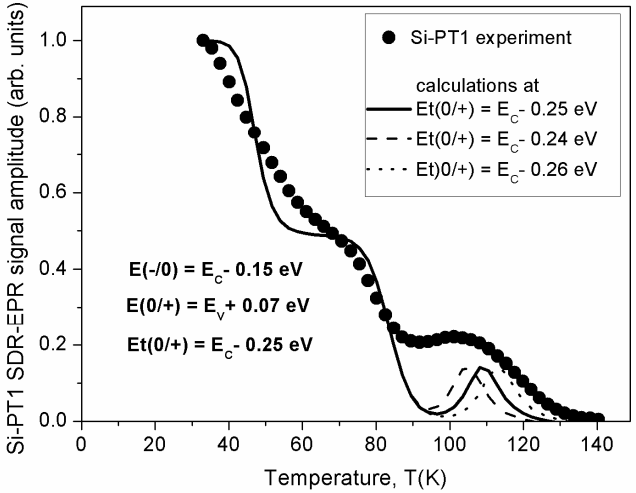


Рис.2 Зависимость интенсивности спектра Si-PT1, соответствующего возбужденному состоянию (C-Si-C)-центра от температуры.

High-spatial-resolution UV Raman study of Si nanostructures: Raman enhancement, stress mapping and high-numerical-aperture effects

Poborchii V.V. [1)], ***Tada T.*** [1)], ***Morita Y.*** [1)], ***Geshev P.I.*** [2)], ***Kanayama T.*** [3)]

Vladimir.p@aist.go.jp
[1)]Nanoelectronics Research Institute, National Institute of Advanced Industrial Science and Technology, Tsukuba, Japan
[2)]Institute of Thermophysics of the Russian Academy of Sciences and Novosibirsk State University, Novosibirsk, Russia
[3)]National Institute of Advanced Industrial Science and Technology, Tsukuba, Japan

Nowadays, the mechanical stress is one of the key parameters to control performance of miniaturized Si electronic device structures in integrated circuits. High-spatial-resolution control of the stress is required. Industrial demand for this type of measurements is remarkably high.

In this work, we apply near-UV confocal Raman spectroscopy for stress control in Si structures. The frequency of the Raman-active Si optical phonon is very stress-sensitive. Therefore, Raman-shift mapping of Si structures can provide important information on the stress distribution. For excitation of the Raman signal of Si, the near-UV Ar^+ laser 363.8 nm line is very suitable because it corresponds to the direct-electron-transition resonant Raman enhancement of Si (with the factor of 102 - 103 compared to the visible) and small penetration depth of light ~ 10 nm. Using this excitation wavelength, we were able to obtain 150 nm-spatial-resolution Raman and corresponding stress maps of shallow-trench-isolation structures, strained Si, gate structures and nanowires. Some our results were recently published in references [1-5].

An important detail is that most of our measurements were done with a high-numerical-aperture (N.A.) lens, namely, 1.4. This allowed us to detect not only Raman-allowed in the standard measurement geometry Si optical phonon but also Raman-forbidden ones, which are important for precise quantitative stress analysis. Moreover, in this work, we demonstrate further enhancement of the forbidden phonon Raman signal using conversion of the incident linear polarization of light into the radial and then into the z-polarization of focused light, which is parallel to the propagation direction of the incident beam.

In addition to the stress measurements, we demonstrate enhancement of the UV Raman signal in very thin (< 10 nm) silicon-on-insulator structures and nanowires with tiny cross-sections (~102 nm2). This happens due to very specific optical properties of Si in near UV, where refractive index of this material reaches its maximal value of ~7 and therefore drastically shortens the wavelength of light. Thus, geometrical optical-resonant enhancement of Raman signal takes place in very small Si volumes. We demonstrate both experimentally and theoretically that the 12x12 nm2 rectangular Si nanowire displays > 102 Raman enhancement compared to the bulk Si.

Acknowledgements. This work was partly supported by NEDO.

References

1. V. Poborchii, T. Tada, K. Usuda and T. Kanayama, Appl. Phys. Lett. 99, 191911 (2011)
2. V. Poborchii, T. Tada and T. Kanayama, Appl. Phys. Lett. 97, 041915 (2010)
3. V. Poborchii, T. Tada and T. Kanayama, Appl. Phys. Lett. 94, 131907 (2009)
4. T. Tada, V. Poborchii and T. Kanayama, J. Appl. Phys. 107, 113539 (2010)
5. V. Poborchii, T. Tada, Y. Morita, T. Kanayama and P.I. Geshev, Phys.Rev.B 83, 153412 (2011)

Устные доклады, секция 1

Дефекты и примеси в кристаллах и пленках Si, SiGe и Ge. Модификикация свойств материалов под влиянием термических обработок, радиационного облучения и других воздействий.

Закономерности образования дислокационных сеток на границе сращенных пластин Si(001)

Вдовин В.И. [1)], ***Убыйвовк Е.В*** [1)], ***Вывенко О.Ф.*** [1)]

vivdov@gmail.com
[1)]Санкт-Петербургский государственный университет, С.-Петербург, Россия

Метод прямого соединения пластин кремния дает реальные возможности получения тонких упруго напряженных слоев Si, представляющих интерес для различных приборных реализаций [1], в частности, благодаря высокой подвижности носителей заряда в таких слоях. Вместе с тем этот метод создает благоприятную возможность для изучения природы дислокационной люминесценции в кремниевых структурах с исключительно однородным распределением дислокаций в плоской сетке, возникающей на границе сращивания пластин [2]. Для решения этой задачи требуется контролируемое управление структурой дислокационных сеток, предполагающее знание механизмов образования и особенностей взаимодействия дислокаций в таких материалах. В настоящей работе основное внимание уделяется механизмам генерации дислокаций, которые все еще остаются практически неизученными на фоне хорошо установленных общих закономерностей формирования сеток дислокаций [3-5], и эффекту образования сеток 60-градусных дислокаций в структурах с деформацией вращения [6].

В настоящей работе мы представляем результаты экспериментальных исследований и моделирования процессов формирования дислокационных сеток в структурах с гидрофильным соединением пластин Si(001) с азимутальной разориентацией до 3°. Пластины диаметром 200 мм соединялись с разворотом друг относительно друга на 180 и 90° и сращивались в процессе отжига при температуре 1200° в течение 1-3 часов. Отклонение пластин от сингулярной поверхности целенаправленно не создавалось, реальное отклонение пластин было около 0,5°. Экспериментальные исследования дислокационных сеток в структурах выполнены методами просвечивающей электронной микроскопии.

Получены дислокационные сетки с различной геометрией и типом доминирующих дислокаций (винтовые или 60-градусные) в зависимости от схемы разворота пластин перед их соединением, а также положения оси отклонения нормали пластин относительно кристаллографических направлений <110> в плоскости соединения. Особенности формирования типичных ортогональных сеток винтовых дислокаций и необычных сеток, в которых доминируют 60-градусные дислокации, объясняются с позиции дислокационных реакций между взаимодействующими как параллельными, так и перпендикулярными винтовыми и 60-градусными дислокациями.

Литература

1. M. Reiche. Mat. Sci. Forum, **590**, 57(2008).
2. A. Bondarenko, O. Vyvenko, I. Isakov. J. Phys. Conf. Ser., **281**, 012008 (2011).
3. T. Akatsu, R. Scholz, U.Gösele. J. Mat. Sci., **39**, 3031 (2004).
4. K. Rousseau et al. Phil. Mag. **85**, 2415 (2005).
5. M. Benamara et al. Mat. Res. Soc. Proc. **378**, 863 (1995).
6. V. Vdovin1 et al. Solid State Phenom. **178-179**, 253 (2011).

Электронные уровни и люминесценция дислокационных сеток, полученных гидрофильным сращиванием пластин кремния

***Бондаренко А.С.*[1)], *Вывенко О.Ф.*[1)], *Лошаченко А.С.* [1)], *Kononchuk O.V.*[2)]**

bondarenko@nano.spbu.ru
[1)]НИИ Физики им. В.А. Фока Санкт-Петербургского государственного университета, Санкт-Петербург, Россия
[2)]SOITEC, Parc Technologique des Fontaines, Bernin, France

Дислокационные сетки в кремнии, формирующиеся на интерфейсе сращиваемых кремниевых пластин, вызывают большой практический интерес ввиду целого ряда приложений [1] для современной микроэлектронной промышленности. Кроме того, подобные структуры являются превосходными объектами для исследования электронных свойств дислокаций в кремнии, среди которых особое место занимает дислокационная люминесценция (ДЛ). Выделяют четыре основные характеристические полосы ДЛ, традиционно обозначаемые D1, D2, D3, D4 [2]. Наибольший интерес для электроники представляет полоса D1 (~0,8 эВ), природа которой не установлена полностью, несмотря на многочисленные исследования последних более чем тридцати лет.

Одной из ключевых задач является установление электронных уровней, обнаруживаемых методами емкостной спектроскопии глубоких уровней (DLTS, MCTS), ответственных за ДЛ. Действительно, из данных DLTS/MCTS можно определить положение уровней относительно краев запрещенной зоны, а из спектров люминесценции – энергию межуровневых оптических переходов, но установить прямое соответствие между этими результатами и построить схему оптических переходов при достаточно сложном спектре электронных состояний в запрещенной зоне невозможно. Недавно нами был предложен новый подход к решению этой задачи, основанный на контроле заселенности электронных уровней дислокационной сетки, помещенной в область пространственного заряда диода Шоттки, приложением заполняющих электрических импульсов смещения (Pulsed-TREL) [3].

В настоящей работе был исследован набор сращенных кремниевых пластин n и p типа с различной плотностью дислокаций методами DLTS, MCTS и катодолюминесценции, включая Pulsed-TREL. Также было исследовано влияние вакуумного отжига с приложением к структуре напряжения обратного смещения (RBA) [4] на плотность дислокационных состояний и на интенсивность полосы D1.

В результате работы установлены и охарактеризованы глубокие и мелкие уровни, относящиеся к дислокационной сетке, в верхней и нижней половине запрещенной зоны до и после RBA-процедуры. Представлено описание корреляций между интенсивностью спектров катодолюминесценции и заселенностью каждого обнаруженного уровня. Установлено, что в люминесценции полосы D1 участвуют только мелкие дислокационные уровни вблизи краев запрещенной зоны, энергетическое расстояние между которыми превышает энергию полосы D1. Предложена модель, объясняющая механизм D1-люминесценции через мелкие уровни, учитывающая кулоновское взаимодействие локализованных на них носителей.

Благодарности. Работа выполнена с использованием оборудования МРЦ по направлению «Нанотехнологии» СПбГУ (http://nano.spbu.ru).

Литература

1. M. Kittler, et al., Small, **3**, 964-973 (2007).
2. N. A. Drozdov, et al., JETP Letters, **23**, 597-599 (1976).
3. A. Bondarenko, et al., Solid State Phen., **178-179**, 233-242 (2011).
4. O. F. Vyvenko, et al., J. Appl. Phys., **96**, 6425-6430 (2004).

Формирование краевых дислокаций несоответствия в напряженных гетеросистемах с решеткой сфалерита и алмаза

Соколов Л.В. [1)], ***Болховитянов Ю.Б.*** [1)], ***Гутаковский А.К.*** [1)], ***Дерябин А.С.*** [1)]

sokolov@isp.nsc.ru
[1)]Институт физики полупроводников, Новосибирск, Россия

Краевые дислокации несоответствия (ДН) являются наиболее эффективными линейными дефектами, сопрягающими подложку и пленку с разными параметрами кристаллических решеток. Типичными примерами таких гетероструктур являются GeSi/Si и Ge/InGaAs. Однако если граница раздела (например, (001)) не совпадает с плоскостью скольжения, краевые дислокации являются неподвижными. В связи с этим считается, что в таких гетеросистемах, как GeSi/Si(001) и Ge/InGaAs(001) краевые дислокации возникают только на поздней стадии релаксации, за счет взаимодействия двух 60° ДН в результате реакции:

$$\frac{a}{2}[10\bar{1}]+\frac{a}{2}[011]=\frac{a}{2}[110] \qquad (1)$$

Плотность 60° ДН должна быть достаточно высокой для того, чтобы обеспечить заметную вероятность случайной встречи двух дислокаций с подходящими векторами Бюргерса.

Тем не менее, в наших экспериментах краевые дислокации зачастую наблюдались на самой ранней стадии релаксации механических напряжений в количествах, превосходящих количество 60°-дислокаций. Кроме того, на электронно-микроскопических снимках присутствовали признаки удлинения краевых дислокаций в процессе релаксации гетероструктуры, что противоречило устоявшемуся мнению о неподвижности краевых дислокаций. Анализ процессов релаксации гетероструктур GeSi/Si(001) и Ge/InGaAs(001) позволил выделить и экспериментально подтвердить три основных механизма образования и распространения краевых дислокаций в гетероструктурах.

I. **Механизм случайной встречи** (Рис.1). При скольжении двух 60°-дислокаций с подходящими векторами Бюргерса (комплементарные дислокации) по наклонным плоскостям {111}, взаимно пересекающимся в плоскости гетерограницы, возможно их взаимодействие по реакции (1). Эта реакция энергетически выгодна, так как при этом компенсируются винтовые компоненты 60º- ДН, однако пересечение плоскостей скольжения {111} точно в гетерогранице маловероятно. Поэтому образовавшиеся краевые ДН не обязательно должны лежать в границе раздела пленка - подложка.

II. **Механизм наведенного зарождения.** Комплементарная дислокация зарождается под воздействием поля напряжений уже существующей 60º- дислокации (Рис.2.). В связи с тем, что величина этих напряжений быстро падает с расстоянием от дислокации, механизм реализуется, когда дислокации вводятся в пленку толщиной не более15 – 20 нм, а несоответствие параметров кристаллических решеток составляет не менее 1,8 – 2%.

III. **Механизм поперечного скольжения.** При встрече двух комплементарных 60º дислокаций, распространяющихся в ортогональных направлениях, одна из них начинает скользить в поперечном направлении, вдоль второй дислокации. При этом по реакции (1) образуется краевая дислокация (Рис.3). Этот механизм работает при повышенных температурах, так как поперечное скольжение – механизм термоактивируемый.

Понимание механизмов образования и распространения краевых дислокаций в гетероструктурах дает возможность направленного воздействия на процесс релаксации механических напряжений несоответствия. В частности, в наших экспериментах на

подложке Si(001) выращена пленка Ge толщиной 1 мкм, показавшая ширину рентгеновской кривой качания не более 200 угл. сек.

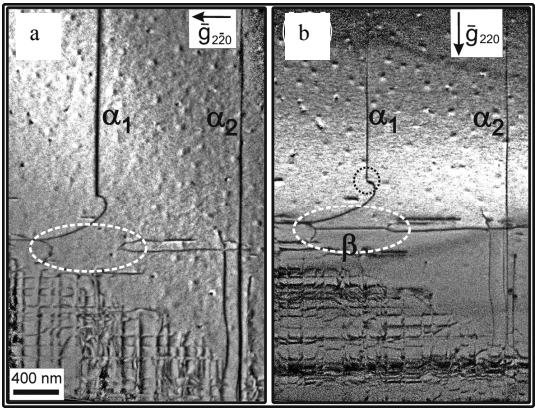


Рис.1. a, b - погасание краевой дислокации β, образовавшейся при случайной встрече двух 60° дислокаций. α1, α1 - 60°-е дислокации. Гетеросистема Ge/InGaAs(001).

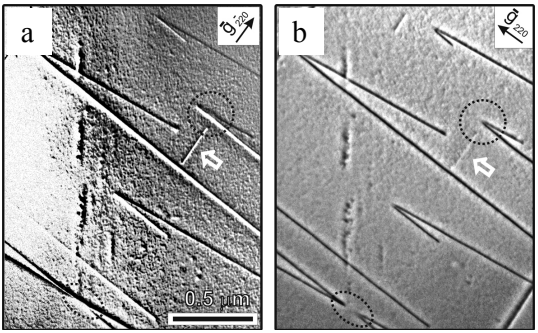


Рис.2. a - краевые дислокации (обведены пунктиром), сформированные по механизму наведенного зарождения. Гетеросистема $Ge_{0,5}Si_{0,5}$/Si(001)+6°. b- условия погасания.

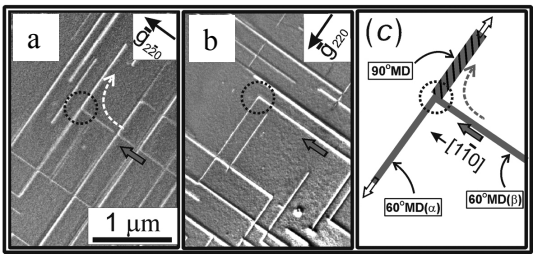


Рис.3. a - формирование краевой дислокации за счет поперечного скольжения. b – условия погасания краевой ДН. c – схема реакции. Гетеросистема $Ge_{0,42}Si_{0,58}$ /Si(001).

Влияние примесей металлов на рекомбинационную активность протяженных дефектов в мультикристаллическом кремнии

Феклисова О.В.[1)], Ю Х.[2)], Янг Д.[2)], Якимов Е.Б.[1)]

yakimov@iptm.ru
[1)]Институт проблем технологии микроэлектроники и особочистых материалов РАН, г. Черноголовка, Россия
[2)]Государственная ключевая лаборатория кремниевых материалов, Чжэцзянский университет, г. Ханьжоу, Китай

Мультикристаллический кремний, широко используемый для производства солнечных элементов, кроме протяженных дефектов (дислокаций и границ зерен) обычно содержит в достаточно высоких концентрациях примеси переходных металлов. Поэтому исследования состояния примесей металлов, их взаимодействия с протяженными дефектами и влияния этого взаимодействия на рекомбинационную активность протяженных дефектов, помимо научного интереса, имеет большое практическое значение. В настоящей работе методом наведенного тока (НТ) исследовалась скорость рекомбинации на дислокациях и границах зерен в мультикристаллическом кремнии, и ее изменение при введении железа, меди и никеля.

Исследовались образцы мультикристаллического кремния, выращенные методом литья. Примеси железа, меди и никеля вводились диффузией при высокой температуре. Далее химической полировкой удалялся приповерхностный слой образцов и напылялись Al барьеры Шоттки. Дислокации и границы зерен выявлялись с помощью избирательного химического травления, а тип границ зерен определялся методом дифракции обратно рассеянных электронов в РЭМ.

В исходных образцах рекомбинационную активность проявляла только малая часть границ, в основном, границы с неупорядоченной ориентацией. Активность дислокаций была ниже чувствительности метода НТ (~ 0.5%). Следует особо отметить, что в отличие от литературных данных, контраст малоугловых границ также не обнаруживался. После введения металлов контраст в режиме НТ границ с неупорядоченной ориентацией несколько возрастал, но активность остальных границ и дислокаций оставалась низкой. Такие же результаты после диффузии железа были получены нами ранее на мультикристаллическом кремнии от другого производителя и на кремниевых лентах. Поскольку слабое влияние металлов на рекомбинационную активность малоугловых границ противоречило результатам других работ, были проведены исследования образцов с дислокациями, введенными при пластической деформации, железо в которые вводилось в одном цикле с образцами мультикристалличекого кремния. В этих образцах дислокации не проявляли контраст в режиме НТ до диффузии, однако, после диффузии железа их контраст возрастал до 15-25%. Эти эксперименты показали, что при использованных условиях диффузии железо вводится в кристалл в достаточной концентрации и эффективно взаимодействует с введенными при пластической деформации дислокациями. Таким образом, слабое влияние металлов на рекомбинационную активность дислокаций в мультикристаллическом кремнии можно объяснить тем, что дислокации в таком материале уже насыщены примесями (например, кислородом и/или углеродом) либо присутствием весьма эффективных геттеров, захватывающих атомы металлов. В качестве таких геттеров могли бы выступать преципитаты, содержащие углерод. Однако на таких преципитатах выявить повышенное содержание металлов не удалось.

Работа частично финансировалась РФФИ (грант 11-02-91166-ГФЕН_а).

Роль атомов отдачи в формировании радиационных дефектов при облучении кремния n-типа протонами МэВ-ных энергий

Емцев В.В.[1)], Козловский В.В.[2)], Оганесян Г.А.[1)]

kozlovski@tuexph.stu.neva.ru
[1)]Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, 194021 Санкт-Петербург, Россия
[2)]Санкт-Петербургский государственный политехнический университет,
195251 Санкт-Петербург, Россия

Проведен анализ экспериментальных данных и теоретических расчетов процессов образования радиационных дефектов в кремнии n-типа при его облучении протонами с энергией порядка 1 МэВ (и выше) в сравнении с электронным и нейтронным облучением той же энергии при комнатной температуре. Как известно, при облучении быстрыми электронами кремния средняя энергия атомов отдачи $E_{ср}$ составляет ≈50 эВ, а максимальная - $E_{макс}$≈150 эВ. Эта средняя энергия $E_{ср}$ лишь немного превосходят пороговую энергию смещения атомов кремния E_d ≈25 эВ. Поэтому электронное облучение создает в кремнии преимущественно лишь точечные дефекты в виде равномерно распределенных в объеме пар Френкеля (пары «вакансия и генетически связанный с ней собственный межузельный атом»). Напротив, при облучении кремния нейтронами с энергией 1 МэВ величина $E_{ср}$ составляет ≈40 кэВ. Атом отдачи с такой энергией на расстоянии своего пробега ≈500 Å вызывает около сотни смещений регулярных атомов. В результате совокупность точечных дефектов в малом объеме образует протяженный дефект со специфическими свойствами – разупорядоченную область. Пороговая энергия атомов кремния, при которой начинают образовываться разупорядоченные области, составляет ≈10 кэВ. Как показали наши расчеты по программе TRIM, такие энергии практически не реализуются при облучении кремния протонами, поэтому разупорядоченные области не наблюдаются в протонных экспериментах на кремнии.

При облучении кремния протонами с энергией от 1 МэВ до 20 МэВ величина $E_{ср}$ составляет от 200 эВ до 300 эВ. При протонном облучении наблюдаются два существенных отличия от электронного облучения. Во-первых, за счет бóльшей $E_{ср}$ могут значительно увеличиваться расстояния между компонентами возникающих пар Френкеля. Во-вторых, атомы отдачи с вышеприведенными энергиями способны вызывать каскады столкновений с образованием «вторичных» пар Френкеля, количество которых может в несколько раз превышать число первичных дефектов. В результате каскадов возникают микрообласти размером 20-30 Å, в которых происходит до десятка атомных смещений. Такие микрообласти еще не являются, строго говоря, областями разупорядочения. Однако высокая локальная концентрация вакансий в них способствует формированию дивакансий и вакансионных комплексов с примесными атомами. Указанные особенности образования радиационных дефектов при протонном облучении n-Si с концентрацией примеси фосфора ≈10^{16} $см^{-3}$ были недавно исследованы экспериментально [1]. Показано, что спектр радиационных дефектов, образующихся при протонном облучении кремния, содержит как дефекты, наблюдаемые при электронном облучении, так и новые дефекты, предварительно идентифицированные как комплексы, состоящие из двух вакансий и примесного атома фосфора.

Литература

1. В.В. Емцев, А.М. Иванов, В.В. Козловский, А.А. Лебедев, Г.А. Оганесян, Н.Б. Строкан, Г. Вагнер. ФТП, **46** (4), 473 (2012).

Исследования наноструктур Ge/Si(001) методами ПЭМ и субмиллиметровой спектроскопии

***Арапкина Л.В.*[1)], *Уваров О.В.*[1)], *Жукова Е.С.*[1),2)], *Чапнин В.А.*[1)], *Чиж К.В.*[1)], *Калинушкин В.П.*[1),3)], *Прохоров А.С.*[1),2)], *Горшунов Б.П.*[1),2)], *Юрьев В.А.*[1),3)]**

vyuryev@kapella.gpi.ru
[1)]Институт общей физики им. А.М. Прохорова РАН, Москва, Россия
[2)]Московский физико-технический институт, Долгопрудный, Московская обл., Россия
[3)]Технопарк при ИОФАН, Москва, Россия

Проведено исследование гетероструктур Ge/Si(001) с плотноупакованными массивами квантовых точек германия, образующимися в процессе низкотемпературной молекулярно-лучевой эпитаксии. Структуры Ge/Si(001) выращивались в камере МЛЭ Riber EVA 32. Рост массивов нанокластеров Ge производился при температуре 360°C. Формировались однослойные и пятислойные структуры с эффективной толщиной слоев германия (h_{Ge}) от 4 до 18 Å. Концентрация квантовых точек и морфология смачивающего слоя и hut-кластеров Ge определялась с помощью СТМ GPI-300 без выноса образцов из сверхвысокого вакуума [1–4]. Выращенные структуры исследовались на высоковольтном ПЭМ Carl Zeiss Libra 200FE.

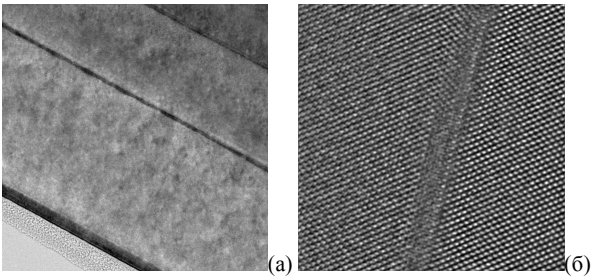
Изучение однослойных структур показало, что они не содержат кристаллических дефектов. Однако выращивание следующих слоев германия и барьерных слоев кремния может несколько ухудшать качество создаваемых структур (Рис. 1 и 2). В работе было проведено исследование возникающих в процессе роста дефектов и изменений в структуре выращенных квантовых точек, и определены режимы роста, позволяющие минимизировать влияние процесса выращивания многослойных структур на их качество.

Для измерения спектров субмиллиметрового поглощения в гетероструктурах использовался квазиоптический спектрометр на монохроматических источниках излучения – лампах обратной волны (ЛОВ). В деталях спектрометр описан, например, в [5]. Он позволяет напрямую (без привлечения соотношений Крамерса-Кронига – типичного атрибута инфракрасных Фурье-спектрометров) измерять спектры комплексных динамической проводимости, диэлектрической проницаемости и других оптических характеристик. Диапазон частот спектрометра простирается от ~ 0,03 до ~ 2 ТГц, рабочие интервалы температур и магнитных полей составляют, соответственно, 2–300 К и 0–8 Тл.

С применением ЛОВ-спектрометра выполнены измерения спектров динамической проводимости (поглощения) гетероструктур Ge/Si(001) (Рис. 3). Обнаружено, что величина поглощения в гетероструктурах с квантовыми точками значительно превышает поглощение в аналогичной структуре с таким же количеством германия, не содержащей массивов квантовых точек. Эффект «аномального» поглощения исчезает как при значительном (h_{Ge} > 14 Å), так и при недостаточном (h_{Ge} < 8 Å) количестве Ge. В процессе охлаждения эффект пропадает, одновременно с вымораживанием носителей тока в Si подложке. В докладе обсуждаются возможные микроскопические механизмы обнаруженного избыточного поглощения.

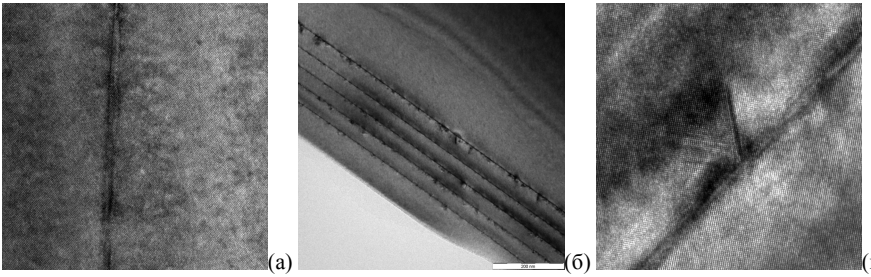
Литература

1. V.A. Yuryev, L.V. Arapkina. Nanoscale Res. Lett., **6**, 522 (2011).
2. L.V. Arapkina, V.A. Yuryev. Nanoscale Res. Lett., **6**, 345 (2011).
3. L.V. Arapkina, V.A. Yuryev. J. Appl. Phys., **109**, 104319 (2011).
4. L.V. Arapkina, V.A. Yuryev. Phys. Rev. B, **82**, 045315 (2010).
5. B. Gorshunov et al. Int. J. Infrared Millimeter Waves, **26**, 1217 (2005).



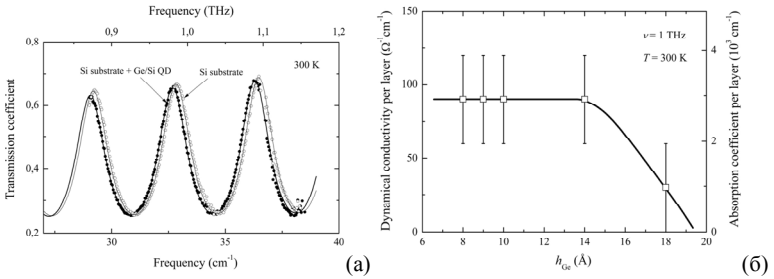
(а) (б)

Рис. 1. ПЭМ-изображения фрагмента пятислойной структуры Ge/Si(001) (а) и hut-кластера (б), расположенного в одном из слоев Ge; температура осаждения слоев Ge 360°C, температура роста слоев Si 530°C, h_{Ge} = 6 Å, расстояние между слоями 500 Å, толщина покровного слоя 1000 Å.



(а) (б) (в)

Рис. 2. ПЭМ-изображения структур Ge/Si(001) с h_{Ge} = 10 Å (температура осаждения слоев Ge 360°C, температура роста слоев Si 530°C): (а) однослойная структура, различаются смачивающий слой и отдельные кластеры Ge, дефектов структуры нет; (б) пятислойная структура, видны структурные дефекты, образовавшиеся на кластерах Ge; (в) дефект упаковки, образовавшийся на одном из кластеров в структуре (б).



(а) (б)

Рис. 3. Коэффициент пропускания субмиллиметрового излучения пятислойной структурой Ge/Si(001) с h_{Ge} = 10 Å (а) и зависимость эффективного коэффициента поглощения субмиллиметрового излучения и эффективной динамической проводимости в слое квантовых точек от h_{Ge} (б).

Оптические свойства кремния с высоким содержанием бора

Хируненко Л.И. [1)], ***Помозов Ю.В.*** [1)], ***Соснин М.Г.*** [1)]

lukh@iop.kiev.ua
[1)]Институт физики НАН Украины, Киев, Украина

Повышение эффективности солнечных фотоэлектрических преобразователей (ФЭП) и подавление деградации их параметров при эксплуатации являются важными проблемами современной фотовольтаики основанной на моно-, поли- и мульти-кремнии. Дефекты, которые возникают как при изготовления солнечных ячеек, так и под влиянием солнечного света в процессе эксплуатации ФЭП, могут влиять на оптические свойства и, соответственно, на эффективность конверторов. В связи с этим важным является изучение возможных реакций между дефектами, которые могут происходить как в процессе изготовления солнечных ячеек, так и в процессе их эксплуатации. В работе проводится исследование оптических свойств кремния с высоким содержанием бора. Исследовались образцы кремния выращенные методом Чохральского с концентрацией бора 4×10^{14} - 3×10^{16} $см^{-3}$ и бестигельной зонной плавки с концентрацией бора $(1 - 2)\times10^{16}$ $см^{-3}$.

В спектрах поглощения исследуемых образцов обнаружен ряд особенностей, не наблюдавшихся ранее. В образцах с высоким содержанием бора обнаружена новая линия поглощения с максимумом около 1038 $см^{-1}$. Интенсивность полосы зависит от содержания бора в образцах и от температуры измерений. Предполагается, что нарушение трансляционной симметрии и индуцирование слабого магнитного момента, возникающие вследствие легирования кремния заряженными примесями (бором), приводят к возникновению кроме известных однофононных переходов (около 520 $см^{-1}$) [1] также и к поглощению в области второй гармоники (около 1038 $см^{-1}$).

В образцах подвергнутых освещению светом со спектральным составом близким к солнечному излучению с интенсивностью 70 $мВт/см^2$ обнаружено постепенное возникновение полосы с максимумом около 1026.7 $см^{-1}$. Полоса наблюдается в спектрах от гелиевых до комнатных температур. Обнаруженная полоса резко уменьшается в интенсивности для образца с низким содержанием бора и не наблюдается в Si выращенном бестигельной зонной плавкой. Сделано предположение, что в состав выявленного дефекта, входят как атомы бора, так и атомы кислорода. Было обнаружено, что эффективность образования центров, которым соответствует обнаруженная полоса поглощения 1026.7 $см^{-1}$, увеличивается после предварительной термообработки исследуемых образцов. Предполагается, что образование дефекта может происходить как в результате прямого взаимодействия компонент, так и через промежуточное метастабильное состояние.

Так как обнаруженный дефект возникает в неравновесных условиях (при значительных концентрациях свободных носителей тока), делается предположение о возможности рекомбинационно ускоренной диффузии кислорода (или кислородосодержащих дефектов) в результате которой происходит взаимодействие с атомами бора с образованием выявленного дефекта.

Литература

1. А. Марадудин. Дефекты и колебательный спектр кристаллов. (М., Мир, 1968) с. 432.

Silicon with large density of atomic sulphur centers: preparation of samples and their spectroscopy

***Astrov Yu.A.*[1)], *Lynch S.A.*[2)], *Shuman V.B.*[1)], *Portsel L.M.*[1)], *Lodygin A.N.*[1)]**

yuri.astrov@mail.ioffe.ru
[1)]Ioffe Physico-Technical Institute, St.Petersburg, Russia
[2)]School of Physics and Astronomy, Cardiff University, United Kingdom.

The shallow hydrogen-like donor states in silicon have become a subject of renewed interest because they have been shown to have similarities with an ideal two-level quantum system in certain respects. Recently, the time dynamics of this quantum system have been explored by exploiting the coherence properties of laser pulses with wavelengths resonant with the energy difference between the two quantum states [1]. One of the downsides of shallow donors is that very far-infrared photons are needed for this purpose. It has long been known that sulphur centers in silicon have helium-like optical spectra lying in mid-infrared wavelengths region. This is much more convenient from the point of view of optically controlled manipulation of the impurity quantum state, because bench-top mid-infrared lasers are readily available. However, for such experiments, significant absorption of light by the impurity ensemble is required, which, in turn, suggests the need for samples with a large density of impurity centers. The aim of the present study is to obtain Si:S samples with a large concentration of single atomic sulphur centers S, for the purpose of performing quantum optics experiments.

Doping of silicon with chalcogen elements is usually performed by diffusion from the gas phase in sealed ampoules. In order to obtain a large concentration of sulphur in samples, high sulphur vapor pressure, *pS*, is conventionally used in the diffusion process. However, sulphur tends to form diatomic molecules, S_2, at high *pS*, which results in a corresponding decrease of the atomic S concentration [2]. Samples with a relatively large density of atomic S centers have been obtained in the present study by refining the technological process applied earlier in the above-cited work. The doping concentrations were determined by measuring the Hall effect in the temperature range T = 78–500 K and by performing FTIR absorption spectroscopy on the samples at T = 4.2 K. The sulphur vapor pressure at the doping process and post-diffusion treatment was varied to achieve the required material performance.

Figure 1 shows examples of temperature dependences of free electron density n, measured for samples obtained at two values of $pS = 0.13$ and 1.0 atm (see table). Sulphur was diffused at T = 1200°C. The doped samples were then heated up to 1340 ºC and quenched. The concentrations of S, S2, and more shallow sulphur-related complexes SX, as well as boron B, are presented in the table. Figure 2 shows FTIR transmittance spectra for the two samples. The analysis of the data obtained indicates that the density of S centers is high enough to observe quantum optical effects, similar to that studied earlier in Si:P in THz range of radiation [1].

The study is partly supported by Grant № 3008.2012.2 for leading scientific schools.

References

1. P.T. Greenland, S.A. Lynch, A.F.G. van der Meer, B.N. Murdin, C.R. Pidgeon, B.Redlich, N.Q. Vinh, and G. Aeppli. Nature (2010) **465**, 1057.
2. Yu.A. Astrov, L.M. Portsel, A.N. Lodygin, and V.B. Shuman. Semicond. Sci. Technol. (2011) **26**, 055021.
3. E. Janzén, R. Stedman, G. Grossmann, and H.G. Grimmeiss. Phys. Rev. B (1984) **29**, 1907.

Sample	p_S, atm	N_S, cm^{-3}	N_{S2}, cm^{-3}	N_{SX}, cm^{-3}	N_B, cm^{-3}
N 66-7	0.13	1.3×10^{15}	1.1×10^{14}	3.5×10^{13}	3.0×10^{13}
C 7-10	1.0	1.0×10^{15}	2.8×10^{15}	1.5×10^{15}	3.0×10^{13}

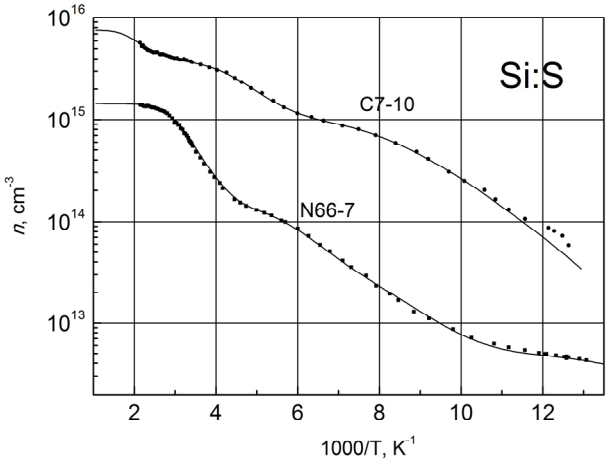


Fig. 1. Temperature dependences of free electron density (Hall data) for samples doped at 1200 ºC for two different sulphur vapor pressures. FZ *p*-type silicon of resistivity of 450 Ω·cm was used as the initial material. The continuous fitting curves are obtained as a result of processing the experimental data with an electroneutrality equation for silicon doped with two-charge donors [2].

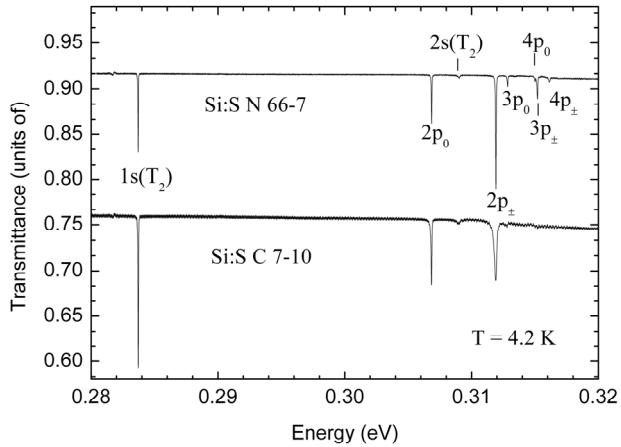


Fig. 2. Transmission spectra for samples with different sulphur concentrations (see Table). Data are obtained by FTIR spectroscopy method at the range of absorption by single atomic neutral sulphur centers. The absorption lines are labeled according to the scheme proposed in Janzén et al. [3]. The spectrum for sample C7-10 is normalized, while for sample 66-7 it is shifted upward (at approximately 0.15) to make more clear the difference between the samples.

Свойства дефектов междоузельного типа в кремний-германиевых сплавах, облученных альфа-частицами

Макаренко Л.Ф. [1)], ***Ластовский С.Б.*** [2)], ***Абросимов Н.В.*** [3)], ***Казючиц Н.М.*** [1)], ***Гуринович В.А.*** [2)]

makarenko@bsu.by
[1)]Белорусский государственный университет, Минск, Беларусь
[2)]ГО «НПЦ НАН Беларуси по материаловедению», Минск, Беларусь
[3)]Leibniz Institute for Crystal Growth, Berlin, Germany

Легирование кристаллов кремния изовалентной примесью германия позволяет улучшить качество кремниевых подложек для производства СБИС [1, 2]. Содержание германия в кремнии может достигать нескольких процентов без существенного увеличения плотности дислокаций. Наличие германия в таких высоких концентрациях изменяет скорость протекания различных дефектно-примесных реакций. Это позволяет рассматривать легирование германием как эффективный способ дефектно-примесной инженерии в технологии производства приборных структур на основе кремния.

Кинетика образования ряда радиационных термических дефектов в кремнии определяется поведением собственных междоузельных атомов (Si_i). Поэтому представляют интерес экспериментальные данные, которые позволили бы более детально описать поведение Si_i и влияние германия на скорости междоузельных реакций.

В работе исследовались кремниевые диодные структуры типа n^+–p-p^+, изготовленные на основе пластин Si_xGe_{1-x} (x<2 %) с удельным сопротивлением в интервале 10-200 Ом·см. Структуры облучались альфа-частицами Pu-239 (энергия частицы ~5 МэВ) при температурах вблизи 270 К. Изохронный отжиг облученных образцов проводился в температурном диапазоне 290-380 К с шагом 10 К. Для исследования кинетики взаимодействия дефектов применяли метод релаксационной спектроскопии глубоких уровней. Измерения релаксации емкости проводились на частоте 1 МГц в интервале температур 78-320 К.

Проведенные исследования позволили установить, что:

1. Скорость протекания реакции вытеснения углерода и бора в междоузельные положения непосредственно в процессе облучения альфа-частицами мала по сравнению со скоростью генерации первичных вакансионных дефектов. Однако междоузельные реакции могут быть ускорены путем возбуждения электронной подсистемы кристалла. При электронном облучении эти реакции завершаются практически полностью уже во время облучения при T≈270 К.
2. Соотношения между вероятностями реакций междоузельных атомов кремния с бором и углеродом также зависит от степени возбуждения электронной подсистемы кристалла.
3. Скорость отжига междоузельных атомов кремния существенно зависит от положения уровня Ферми, что согласуется с предсказаниями модели отжига Si_i в кремнии p-типа, предложенной в работе [3].
4. Энергия активации междоузельных атомов кремния и углерода в Si_xGe_{1-x} сплавах (x<2 %) практически не зависит от содержания германия.

Литература

1. J. Vanhellemont, J. Chen, J. Lauwaert, et al. J.Cryst. Growth, **317**, 8 (2011).
2. .Zhi-dan Zeng, et al. Scripta Materialia, **64**, 832 (2011).
3. L.F. Makarenko et al. Physica B: Condensed Matter, (2012). (accepted for publication)

Образование устойчивых нарушений в кремнии при облучении кластерными ионами различных энергий

Карабешкин К.В. [1)], ***Карасёв П.А.*** [1)], ***Титов А.И.*** [1)]

yanikolaus@yandex.ru
[1)]Санкт-Петербургский Государственный Политехнический Университет, Санкт-Петербург, Россия

Облучение полупроводников молекулярными и кластерными ионами приводит к усиленному образованию структурных нарушений в области, где имеет место перекрытие каскадов, создаваемых атомами, которые составляют подобный ион. Это явление называют молекулярным эффектом (МЭ). Под эффективностью МЭ на данной глубине понимается отношение концентрации устойчивых нарушений на этой глубине, созданных одним молекулярным ионом, к суммарной концентрации таких нарушений, произведённых всеми его компонентами, падающими на поверхность в случайных точках. Несмотря на многочисленные работы, посвящённые накоплению структурных нарушений и МЭ в кремнии, пока нет чёткого понимания зависимости его эффективности от энергии ионов, а также механизмов, ответственных за МЭ при облучении кластерными ионами из компонентов средних масс. Настоящая работа посвящена изучению накопления устойчивых дефектов при облучении кремния ионами P^+, PF_4^+ различных энергий при комнатной температуре.

Образцы кремния (100), легированного бором, облучались при комнатной температуре ионами P^+ и PF_4^+ с энергиями E = 0.6; 1.3; 3.2 кэВ/а.е.м. под углом 7^0 по отношению к направлению [100] для подавления эффекта каналирования. Степень нарушения кристаллической структуры определялась с помощью метода резерфордовского обратного рассеяния в сочетании с каналированием RBS/C. Анализ проводился ионами He^{++} с энергией 0.7 МэВ, рассеивающимися в детектор под углом 103^0 по отношению к первоначальному направлению пучка для увеличения разрешения по глубине.

На рис. 1 представлены профили распределения дефектов для различных энергий ионов при эквивалентной дозе 0.58 dpa. Для ионов фосфора наблюдается бимодальное распределение дефектов, характерное при облучении кремния лёгкими ионами: помимо объёмного максимума дефектов, лежащего на глубине максимума упругих потерь энергии, наблюдается поверхностный пик дефектов, который соответствует поверхностному аморфному слою. В случае облучения кластерными ионами PF_4 в приповерхностной области наблюдается увеличение концентрации устойчивых дефектов, т.е. имеет место МЭ. При этом в глубине образца для наибольших используемых энергий ионов атомарные ионы P создают дефектов больше, т.е. молекулярный эффект отсутствует.

При облучении полупроводников ускоренными ионами действуют два механизма МЭ: 1) увеличение числа устойчивых дефектов из-за нелинейных энергетических пиков, которые могут формироваться в областях, где перекрываются каскады смещений компонентов кластерного иона, и плотность первичных дефектов может быть достаточно высока; 2) наличие большого количества мобильных точечных дефектов может приводить к нелинейным процессам вторичного дефектообразования, обусловленным их диффузией. По-видимому, первый из механизмов является доминирующим у поверхности. По мере того как каскады смещений компонентов кластерного иона при прохождении вглубь кристалла удаляются друг от друга, процессы вторичного дефектообразования начинают преобладать.

Нами проведен анализ и сделаны оценки вкладов каждого из механизмов с использованием модели, основанной на критической концентрации первичных дефектов, при достижении которой кремний переходит в аморфную фазу и выходных данных программы TRIM.

Работа частично поддержана грантом РФФИ 12-08-01263.

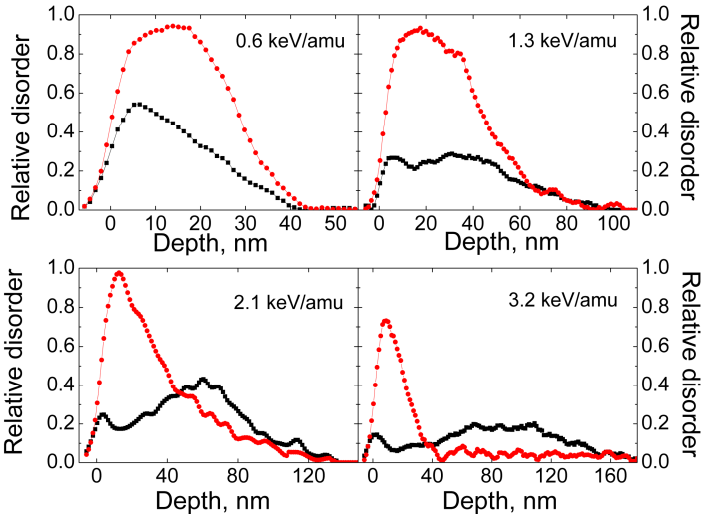


Рис. 1. Извлечённые из RBS/C спектров профили распределения структурных нарушений в кремнии по глубине для ионов P (квадраты) и PF_4 (кружки) различных энергий. Доза 0.58 dpa. Данные для энергии 2.1 кэВ/а.е.м. взяты из работы [А.Ю. Азаров, А.И. Титов, ФТП (2007) т. 41 с.7]

Возникновение дальнодействующих полей нормальных и сдвиговых напряжений при введении дислокаций несоответствия

Труханов Е.М. [1)], ***Колесников А.В.*** [1)], ***Лошкарев И.Д.*** [1)]

trukh@isp.nsc.ru
[1)]Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН, Новосибирск, Россия

В полупроводниковой пленке на начальной стадии эпитаксии обычно возникает поле напряжений несоответствия, тензор которых, используя понятие диады, записывается как $T_{HH} = (ii + jj)\sigma_{HH}$; ось 0z перпендикулярна границе раздела (ГР). Величина напряжений σ_{HH} пропорциональна параметру несоответствия f, и их пластическая релаксация осуществляется введением семейств дислокаций несоответствия (ДН), которые формируют поля дальнодействующих нормальных напряжений (ДаНН). В случае не чисто краевых ДН возникают также поля дальнодействующих сдвиговых напряжений (ДаСН). Если сумма ДаНН всех семейств компенсирует σ_{HH} (т.е. конечные $\sigma_{XX}=\sigma_{YY}=0$) и $\sigma_{XY}=0$, то пленка становится полностью ненапряженной (вариант роста А). Возможен также вариант В, когда $\sigma_{XX}=\sigma_{YY}=0$, но $\sigma_{XY}\neq 0$.

Обозначим число введенных семейств ДН через N. Пусть семейству m соответствует междислокационное расстояние D_m; винтовая компонента вектора Бюргерса b_{Bm} и проекция на ГР краевой компоненты, равная b_{km}. Семейства формируют дальнодействующие напряжения, тензоры которых $T_m = (ii + jj)2(Gb_{km} / D_m)/(1-\nu) + (ij + ji)Gb_{Bm} / D_m$. Для варианта А справедлива формула (1): $\sum_{m=1}^{N} T_m = -T_{HH}$, откуда следует выражение (2): $\sum_{m=1}^{N} b_{km} / D_m = 2f$, выполняющееся для вариантов эпитаксиального роста А и В.

Наиболее частным случаем выражения (2) является широко распространенная в теории ДН формула $b_k/D=f$ [1], которая верна только для ГР (001) [2-4]. Она получается из (2) при N=2; $D_1=D_2=D$ и $b_{k1}=b_{k2}=b_k$. Для ГР (111) частным случаем (2) является формула $b_k/D=(3/2)f$, которая справедлива при N=3; $D_1=D_2=D_3=D$ и $b_{k1}=b_{k2}=b_{k3}=b_k$. Последняя формула впервые была представлена в [3, 4]. Она дает возможность уточнить результаты для Ge/Si(111) (см., например [5]), полученные при некорректном использовании формулы $b_k/D=f$ для ГР (111).

Наиболее ярким примером состояния гетеросистемы, когда справедливо выражение (2), но не справедливо (1), является введение двух взаимно перпендикулярных семейств 60° ДН, одно из которых является лево-, а второе – правовинтовым [6]. Тогда при выполнении формулы $b_K/D=f$ в растущей пленке возникает максимально возможный для ГР (001) уровень ДаСН, который для $Ge_{0.25}Si_{0.75}$/Si(001) составляет $1.1\cdot 10^9$ Н/м^2. Как показано в [2, 6], для устранения такого накапливания в эпитаксиальной пленке генерируются дополнительные дислокационные семейства, что приводит к увеличению плотности пронизывающих дислокаций. Для устранения ДаСН в пленке даже может возникать фрагментарная структура и трещины, направление движения которых изменяется на 90° в процессе их развития [2].

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 12-02-01128-а и Интеграционного междисциплинарного проекта СО РАН №72.

Литература

1. Ю.Б. Болховитянов и др. УФН, 171, 689 (2001).
2. Е.М. Труханов. Поверхность, N2, 13; 22 (1995).
3. Е.М. Труханов и др. Электронный журнал «Фазовые переходы….», http://ptosnm.ru/_files/Moduls/catalog/items/T_catalog_items_F_download_I_669_v1.pdf(2011)
4. Е.М. Труханов и др. Известия РАН, сер. физ., 76(3), 413 (2012).
5. 5. С.М. Пинтус и др. Поверхность, N8, 60 (1984).
6. Е.М. Труханов и др. ФТП, 36, 309 (2002).

Влияние температурно-временных режимов на отжиг радиационных дефектов в высокоомном кремнии

Анфимов И.М.[1)], Калинин В.В.[2)], Кобелева С.П.[1)], Мусалитин А.М.[1)], Щемеров И.В.[1)], Загребин В.С.[1)]

kob@misis.ru
[1)]ФГАОУ ВПО Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва, Россия
[2)]Институт физики полупроводников СО РАН, Новосибирск, Россия

Радиационно-технологические процессы (РТП) широко применяются для улучшения характеристик полупроводниковых приборов на основе кремния [1]. Привлекательным является возможность управления параметрами уже готовых структур, для чего процессы отжига радиационных дефектов (РД) желательно проводить при температурах ниже 400 °С. Большая часть работ по этой тематике приводит данные об изменении концентрации свободных носителей заряда, реже — их подвижности, но работ, в которых анализируется поведение удельного электросопротивления (ρ) и времени жизни неравновесных носителей заряда (τ) практически нет, особенно это касается высокоомного БЗП кремния. Вместе с тем, наряду с возможностью получения уменьшенного τ при сохранении величины ρ, что важно для создания приборов ВЧ и СВЧ диапазонов, в электронном БЗП кремнии при отжигах в ограниченном диапазоне температур возможно резкое увеличение УЭС за счет термоакцепторного эффекта, причем при температурах, соответствующих температурам восстановления τ [2].

Определенные в [2] температуры 450 — 500°С велики для использования таких режимов РТП на готовых приборных структурах, поэтому в данной работе были проведены серии отжигов — как изотермических (Т = 250°С), так и изохронных (t = 1 час) при относительно низких температурах от (100°С) для определения интервалов восстановления ρ и τ и появления термоакцепторного эффекта.

Пластины БЗП кремния n- типа, толщиной ≈ 1 мм и диаметром 40 — 60 мм, с $\rho \approx 2000$ Ом см и $\tau \approx 500$ — 700 мкс, облучали электронами 6 МэВ дозой 10^{15}см$^{-2}$. Измерения ρ и τ проводили на всей пластине (получены карты распределения этих параметров), что позволило наблюдать корреляцию температур отжигов с параметрами исходного материала.

Получено, что для полного восстановления параметров пластины достаточно одностадийного 1-часового отжига при длительном (≈ 5 час) охлаждении, термоакцепторный эффект не наблюдается и параметры материала остаются стабильными при последующих отжигах (до 4-х аналогичных циклов). При изохронных отжигах от 100 до 300°С ρ восстанавливается в среднем при 170 °С, τ - при 300 °С, при этом ρ начинает резко расти (до 10000 Ом см), что может быть связано с проявлением термоакцепторного эффекта. Таким образом, возможна разработка режима отжига, который позволяет при сохранении исходного значения времени жизни в несколько раз увеличить удельное электросопротивление, причем возможны такие режимы РТП, при которых будут реализованы оба типа проводимости.

Литература

1. Е. А. Ладыгин. *Действие проникающей радиации на изделия электронной техники.* (М., Советское радио, 1980).
2. И.М. Анфимов, С.П. Кобелева, Ю. В. Осипов. Известия ВУЗов. Материалы электронной техники, **47**, 20 (2009).

Водородно-индуцированное скалывание пластин кремния с помощью электрохимического травления

Тыныштыкбаев К.Б. [1)], ***Рябикин Ю.А.*** [1)], ***Токмолдин С.Ж.*** [1)], ***Рахметов Б.А.*** [1)], ***Айтмукан Т.*** [1)]

kt011@sci.kzl
[1)]Физико-технический институт, Алматы, Казахстан

Известен способ [1] получения с помощью протонного облучения кремния скрытых водородосодержащих дефектных слоев, которые приводят к скалыванию пластин при больших дозах внедрения водорода (Н.Н.Герасименко 1978), что позднее получило название водородно-индуцированного скалывания кремния [2]. Нами [3, 4] предложен способ получения скрытого слоя пористого кремния (ПК), захороненного в глубине материала подложки, при электрохимическом травлении образцов p-Si в водных и этанольных растворах фтористоводородной кислоты [5]. После окончания травления и выдержки на воздухе в течение нескольких часов происходит самоотделение тонкой пластины кремния от матрицы по периметру границы травления (рис.1). Процесс отделения пластин определяется влиянием на скорость травления упругого напряжения и большего градиента электрического поля в области прижимного контакта, чем распределение электрического поля по пластине. Решающую роль в механизме формирования скрытых слоев играет электролитический водород [6]. При травлении в приповерхностной области образуются дефекты на глубине несколько десятков микрометров [7], которые взаимодействуя с атомами водорода, образуют водородно-дефектные комплексы, например, с собственными межузельными атомами или с атомами бора. Глубина залегания скрытого слоя определяется глубиной залегания дефектов, образующихся при травлении. При этом не исключается роль истощения концентрации HF по мере травления и углубления пор [8] в образовании скрытых слоев ПК. Роль водорода при образовании скрытых слоев аналогична роли водорода при протонном облучении кремния [1]. Это приводит к водородно-индуцированному скалыванию [2] тонких пластин кремния. Этот процесс может многократно повторяться по мере дальнейшего травления [8].

Литература

1. Н.Н.Герасименко, Л.С.Смирнов, В.Ф.Стась, К.Б.Тныштыкбаев. Способ изготовления скрытых слоев. А.С. СССР на изобретение. № 980562 от 13.04.1981г.
2. Д.В.Киланов, В.П.Попов, Л.Н.Сафронов и др. ФТП **37**, 644 (2003).
3. К.Б.Тыныштыкбаев, Ю.А.Рябикин, Ж.С.Токмолдин. А.С.РК № 65010 «Способ получения скрытых слоев пористого кремния». Инновационный патент РК № 22831 от 06.03.2009.
4. К.Б.Тыныштыкбаев, Ю.А.Рябикин, Ж.С.Токмолдин. А.С.РК № 66418 «Способ получения тонких пластин кремния». Инновационный патент РК № 23446 от 08.05.2009.
5. К.Б.Тыныштыкбаев, Ю.А.Рябикин, Ж.С.Токмолдин и др. Тематический выпуск по материалам микросимпозиума «КазНано-2009». Вестник Алматинского института энергетики и связи. №1(8), 54 (2010).
6. R.Bilyalov, C.S.Solanki, J.Poortmanns, A.Ulyashin et al. Ph.St.Sol. (a) **197**, 128 (2003).
7. О.В. Феклисова, О.А.Солтанович. Тез.докл. конф. «Кремний-2003», Москва, 2003, с.149.
8. C.S.Solanki, R.R.Bilyalov. J.Poortmanns,J.P.Celis et al. J. Electrochem.Soc. **151,** C307 (2004).

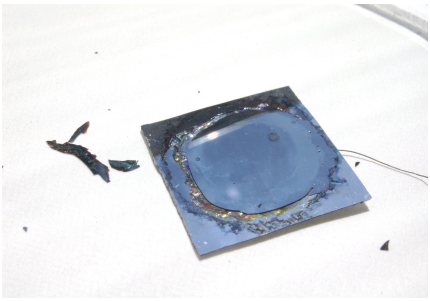


Рис.1.Фото общего вида образца ПК после отделения тонкой пластины (КДБ-0,01, HF:Et, $t_{etch.}$=120 min).

Роль оксидных слоев в модификации объемных свойств кремния при ионном, световом и низкотемпературном термическом воздействиях

Тетельбаум Д.И. [1)], ***Курильчик Е.В.*** [1)], ***Похил Г.П.*** [2)], ***Левшунова В.Л.*** [1)], ***Менделева Ю.А.*** [1)]

tetelbaum@phys.unn.ru
[1)]Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород, Россия
[2)]НИИ ядерной физики им. Д.В. Скобельцына Московского государственного университета им. Н.В. Ломоносова, Москва, Россия

Обычно предполагается, что оксидный слой, в том числе естественный окисел, оказывает влияние лишь на поверхностные свойства кремния. Однако при определенных внешних воздействиях, влияющих на дефектную систему и свойства кремния в объеме, роль этого слоя оказывается ключевой. К таким воздействиям относятся: облучение ионами средних энергий, светом видимого и ИК-диапазона, выдержка образца при температурах, на несколько десятков градусов превышающих комнатную. Об изменении состояния дефектной системы свидетельствует повышение микротвердости и уменьшение фотоэдс барьера Шоттки [1,2], а об объемном характере изменений – тот факт, что при облучении они происходят на стороне, противоположной облучаемой.

Все измерения проводились после прекращения воздействия. В случае светового и термического воздействия изменения практически исчезают через ~30 минут после воздействия, а в случае ионного облучения они сохраняются неопределенно долго. Если непосредственно перед воздействием с образцов удалялся естественный (или искусственный) оксид, то никаких изменений в результате воздействия (в пределах погрешности) не наблюдалось.

Изучены влияние длительности и интенсивности воздействия, дальности распространения изменений свойств (~0,8 мм), проникновение изменений через границы раздела сред и др. Показано, что в случае облучения светом образцов с выращенным термическим оксидом величина эффекта уменьшается с ростом толщины оксида. Наличие или отсутствие изменений с облучаемой стороны, а также монотонность или колоколообразность характера зависимости изменений с обратной стороны от длительности облучения (в интервале 10-200 С), чувствительны к спектральному составу светового потока.

Изменения дефектной системы кремния в результате воздействия связываются с возбуждением двух видов гиперзвуковых волн. Один из них обусловлен периодическим перераспределением носителей заряда в оксидном слое, возникновением при этом автоколебаний электрического поля и генерацией импульсов механических напряжений (вследствие пьезоэлектрического эффекта в нанообластях оксида). Этот вид волн приводит к эмиссии точечных дефектов из атмосфер Котрелла протяженных дефектов типа дислокаций. Другой, более высокочастотный вид гиперзвуковых волн вызывает возврат дефектной системы к исходному состоянию при достаточно длительном воздействии. Предполагается, что этот вид связан с возбуждением внутреннего фотоэффекта в системе оксид – кремний и кулоновским откликом атомов (ионов) оксида на локальные нарушения электронейтральности при захвате носителей ловушками.

Предложена волновая модель прохождения гиперзвуковых волн (первого вида) по областям пониженной плотности вблизи дислокаций, и выполнены соответствующие оценки доли энергии волн, захваченных этими областями.

Литература

1. Д.И. Тетельбаум, Е.В. Курильчик, Ю.А. Менделева. Поверхность, 3, 94 (2009).
2. Д.И. Тетельбаум и др. ФТП, 46, 641 (2012).

Ab initio исследование диффузии димера кислорода в кристаллах кремния

Гусаков В.Е. [1)]

gusakov@iftp.bas-net.by
[1)]ГО "НПЦ НАН Беларуси по материаловедению", 220072 Минск, Беларусь

Исследование процесса диффузии димера кислорода в кристаллах кремния представляет интерес как с практической точки зрения - считается, что димер кислорода играет ключевую роль при формировании рекомбинационных центров, понижающих эффективность n^+p солнечных элементов [1, 2], так и с фундаментальной точки зрения - изучение механизма коррелированной диффузии примесей в кристаллах. Более того, при анализе экспериментальных результатов в [2] ставится под сомнение применимость используемых в [2] методов функционала плотности для анализа процесса диффузии (электрической активности) димера в кристаллах кремния.

В настоящей работе представлены результаты теоретического исследования процесса диффузии димера кислорода с использованием ab intio методов квантовой химии. Расчет проводился в рамках как кластерного приближения кристалла (59 атомов Si , 2 атома O, оборванные связи атомов кремния на границе насыщались атомами водорода – 60 атомов H), так и в рамках кристаллической расширенной элементарной ячейки (КРЭЯ) (64 атома Si, 2 атома O, периодические граничные условия). В случае КРЭЯ расчет проводился в рамках функционала электронной плотности (приближение GGA, псевдопотенциалы Si.pz-vbc.UPF, k-точки – 2x2x2, сходимость по силе $1\ 10^{-5}$ a. u, обрезание кинетической энергии 20 Ry). В кластерных расчета использовался функционал электронной плотности (B3LYP, базис 3-21G).

Прежде всего, нами была определена равновесная структура димера. Рассматривались три возможных конфигурации: O-Si-O (staggered), O-Si-Si-O (skewed) и (ring) конфигурации. В зарядовом состоянии Z=0 наиболее устойчивой была конфигурация O-Si-O (ΔE_f(O-Si-O) = - 0.513 эВ; ΔE_f(O-Si-Si-O) = - 0.123 эВ). В нашем случае ΔE_f (димер)=E_{min}(димер)-E_{min}(O-Si,O-Si), где E_{min}(димер) полная энергия КРЭЯ (кластера) после оптимизации структуры димера, E_{min}(O-Si,O-Si) энергия КРЭЯ, с двумя невзаимодействующими друг с другом междоузельными атомами кислорода. Конфигурация была неустойчивой. Для Z=+2 величина ΔE_f не зависела от зарядового состояния и оказалась равной ΔE_f(O-Si-O) = - 0.51 эВ; ΔE_f(O-Si-Si-O) = - 0.124 эВ, что указывает на то, что димер не вносит заполненные уровни в запрещенную зону. Полученный результат полностью согласуется с экспериментальными результатами работы [2]. Используя развиваемую нами методику расчета коэффициента диффузии [3], был определен механизм диффузии димера. В отличие от [1] процесс диффузии протекает по пути O-Si-O -> O-Si-Si-O -> O-Si-O, без участи неустойчивой ring конфигурации. Для коэффициента диффузии димера о-пределены активационный барьер ΔE_a=2.05 эВ и величина предэкспоненциального фактора $D_0 \leq 0.043$ см^2 с$^{-1}$.

Автор благодарит Мурина Л. И. за полезное обсуждение экспериментальных результатов [2]. БРФФИ (проекты Ф10Р-158, Ф10МС-030) за финансовую поддержку и суперкомпьютерный центр НАН Беларуси.

Литература

1. Mau-Hua Du, H. M. Branz, R. S. Crandall, S. B. Chang. Phys. Rev. Lett. **97**, 256602 (2006).
2. L. I Murin, E. A. Tolkacheva, V. P. Markevich, A. R. Peaker, B. Hamilton, E. Monakhov, B. G. Svenson, J. L. Lindstrom, P. Santos, J. Coutinho, A. Carvalho. Appl. Phys. Lett. **98**, 182101 (2011).
3. Vasilii Gusakov. J Phys: Condens. Matter, **17,** S2285 (2005).

Устные доклады, секция 2

Наноразмерные структуры на основе кремния: технологии получения и свойства квантово-размерных структур, скрытых и напряженных слоев; их использование для твердотельной электроники

Рекомбинация неравновесных носителей заряда в нанокристаллах кремния, сформированных в пленках SiO_2

Герт А.В.[1)], ***Журавлев К.С.***[1)]

herd@ngs.ru
[1)]Институт физики полупроводников им. А. В. Ржанова СО РАН, Новосибирск, Россия

Идея создания оптоэлектронных устройств на основе кремния появилась уже достаточно давно. Для осуществления этой идеи необходимы быстродействующие элементы на основе кремния, способные испускать достаточно интенсивное излучение. Но, так как кремний – непрямозонный полупроводник, волновые функции электронов и дырок в пространстве квазиимпульсов перекрываются слабо, и время жизни зарядов весьма велико. Одним из способов решения этой проблемы является создание низкоразмерных кремниевых структур.

Существует множество моделей, претендующих на объяснение природы люминесценции наноструктур кремния. Эти модели, собранные из разных источников, представлены в работе Г. Амато [1]. В последнее время наиболее широко обсуждались три из них. Это рекомбинация неравновесных носителей заряда, расположенных на уровнях размерного квантования в нк-Si [2], рекомбинация носителей заряда через уровни дефектов структуры и рекомбинация автолокализованных экситонов (STE), образованных на Si-Si димерах, располагающихся на границе нанокристалл-матрица [3].

Целью нашей работы являлось выяснение механизма рекомбинации неравновесных носителей заряда в нанокристаллах кремния, сформированных в пленках SiO_2. Для этого была исследована стационарная и нестационарная ФЛ под действием внешнего электрического поля. Изученные экспериментальные образцы представляли собой МОП структуры с сформированными в окисле кремния нанокристаллами кремния. Для формирования нанокристаллов в слой оксида кремния толщиной около 500 нм имплантировались ионы Si+ с энергией 150 кэВ и дозой $2 \cdot 10^{17}$ см$^{-2}$.

Измерение спектров стационарной ФЛ нанокристаллов показало, что приложение электрического поля напряженностью 500 кВ/см приводит к уменьшению интенсивности ФЛ в максимуме полосы на 14 % и красному сдвигу максимума полосы ФЛ на 10 мэВ (Рис. 1). Также в работе были исследованы температурные зависимости интенсивности ФЛ нк-Si, измеренные при приложеннии к образцу электрического поля и без него (Рис. 2). Кривая, измеренная под влиянием поля, имела вид, подобный кривой, измеренной без приложения поля. Но под влиянием электрического поля интенсивность ФЛ снизилась во всем диапазоне температур. Измеренные при различных температурах кинетические зависимости ФЛ при приложении электрического поля не изменились.

Полученные экспериментальные данные были интерпретированы в рамках квантово-размерной модели и в рамках модели STE. В итоге были получены доказательства в пользу модели рекомбинации автолокализованных экситонов.

Литература

1. Г. Амато, М. Розенбауер. *Структурные и оптические свойства наноструктур пористого кремния: поглощение и фотолюминесценция в пористом кремни*и (Научное издательство Гордон и Брэнч, 1996) с. 3.
2. Т. Ито и др. Jpn. J. Appl. Phys., **31**, L1 (1992).
3. Г. Аллан и др. Phys. Rev. Lett., **76**, 2961 (1996).

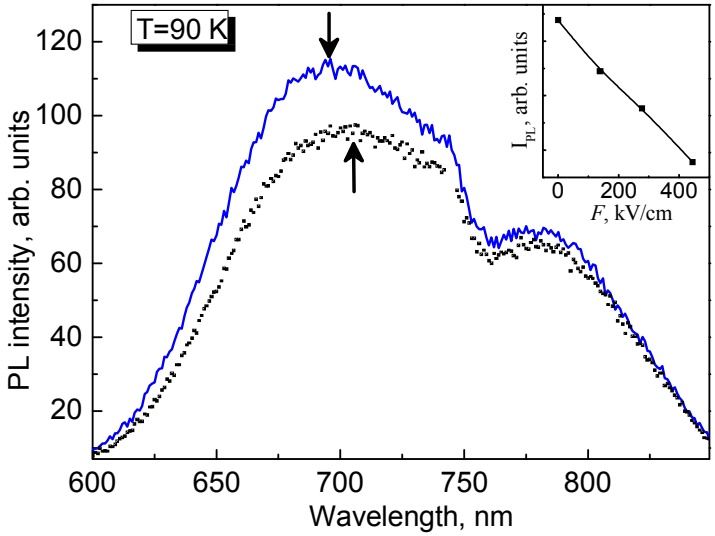


Рис. 1. Стационарные спектры ФЛ нк-Si, измеренные при 90 К при приложении электрического поля напряженностью 500 кВ/см (точки) и без него (сплошная линия). В спектрах не учтена чувствительность системы регистрации. На вставке к рисунку приведена зависимость интенсивности ФЛ нк-Si от напряженности электрического поля при той же температуре.

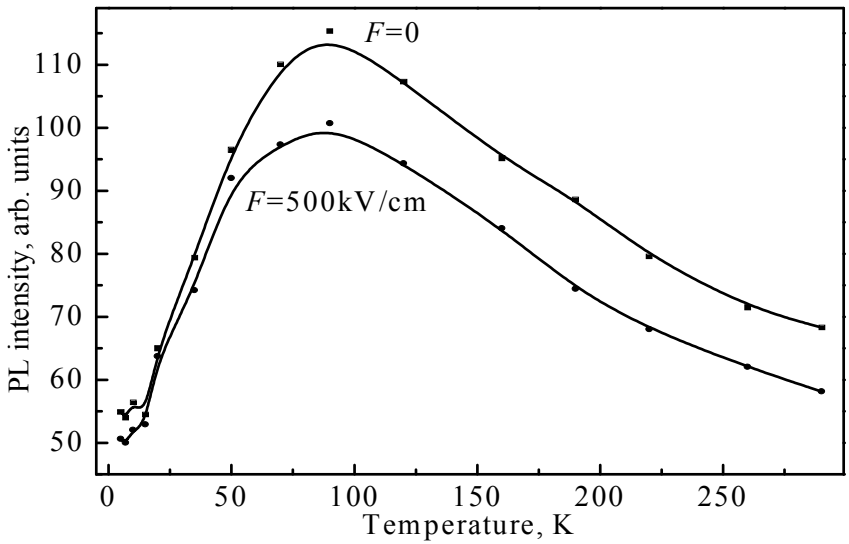


Рис. 2. Температурная зависимость интегральной интенсивности ФЛ нк-Si в отсутствие и при приложении электрического поля напряженностью 500 кВ/см.

Анизотропия образования пористых слоев в процессе электрохимического травления кремния

Астрова Е.В. [1], ***Жарова Ю.А.*** [1]

east@mail.ioffe.ru
[1]Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук

Исследование скорости порообразования в зависимости от кристаллографического направления важно как с точки зрения фундаментальной науки для понимания природы образования пористой структуры, так и с практической точки зрения - для решения различных технологических задач. Явление анизотропии при электрохимическом травлении кремния изучено мало, а его количественные характеристики и вовсе отсутствуют. Возможно, это связано с тем, что до настоящего времени не было подходящей методики исследования. Недавно нами было предложено использовать локальное анодирование пластин p-Si через маску, представляющую собой узкие, длинные клинья, радиально расходящиеся из центра во всех направлениях (маска «wagon wheel») [1], ранее применявшуюся для изучения анизотропии химического травления Si в щелочных растворах. Величина бокового подтрава под такую маску, образованную тонким слоем n-Si, зависит от скорости движения границы пористого слоя по разным кристаллографическим направлениям, лежащим в плоскости образца. Поскольку образование пористого кремния в электролитах на основе HF характеризуется низкой анизотропией, фасетирование фронта травления выражено слабо и не препятствует получению корректных количественных данных о различии скоростей травления сразу по многим направлениям.

Методом «wagon wheel» получены диаграммы, характеризующие распределение скоростей травления V по различным кристаллографическим направлениям на подожках разной ориентации. На рис.1 в качестве примера приведена диаграмма, полученная на пластине (110), из которой видно, что наибольшее V присуще направлению <100>, а наименьшее направлению <111>. На рис.2 приводятся скорости травления по пяти кристаллографическим направлениям, из которых видно, что по мере возрастания тока скорость травления для направления <100> увеличивается быстрее, чем для всех остальных. Экспериментальные точки хорошо ложатся на прямые линии. Для количественной оценки анизотропии использована величина A, представляющая собой отношение скорости травления в определенном направлении к максимальной скорости в направлении <100>. На рис 3 построена зависимость A от тока на основе данных аппроксимации, показанных сплошными линиями на рис 2. Видно, что при токах I< 300 мА минимальная скорость анодирования присуща направлению <111>, а при I>300мА направлению <110>. Значение A несколько возрастает при увеличении тока, что говорит об ослаблении анизотропии. Такое поведение согласуется с представлениями о возрастающей роли процессов массопереноса в реакциях, протекающих при больших токах. Уровень легирования подложки оказывает существенное влияние на диаграмму распределения скоростей: с ростом удельного сопротивления кремния соотношение скоростей по разным направлениям изменяется, и <100> уже не является преимущественным направлением движения пористого фронта.

Благодарности работа выполнена при финансовой поддержке программы ЕС FP/2007-2013 № гранта N 256762 и при поддержки научной школы НШ-3008.2012.2.

Литература

1. E V Astrova, V P Ulin, Yu A Zharova, I L Shul'pina and A V Nashchekin. Anisotropy effects in electrochemical etching of p^+-Si. J. Electrochem. Soc.**159**, D172 (2012).

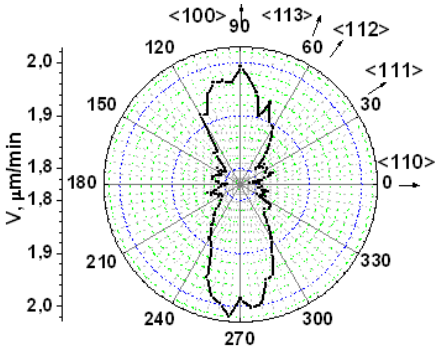


Рис. 1. Диаграмма скоростей травления p-Si (N_B=10^{-19} см$^{-3}$) по разным кристаллографическим направлениям. I=200 mA (j=65-100mA/cm^2), t=25 min.

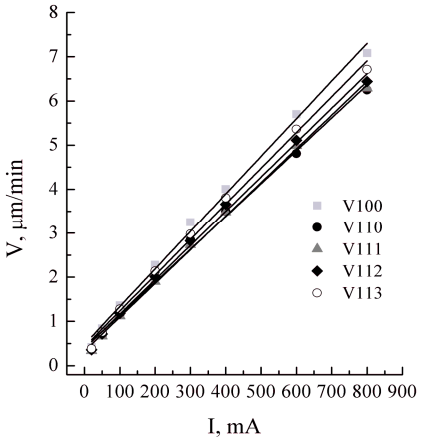


Рис.2. Токовая зависимость скоростей образования мезопористого кремния вдоль разных кристаллографических направлений. Площадь анодирования в начальный момент 2,07 cm^2, толщина пористого слоя ~ 50 μm.

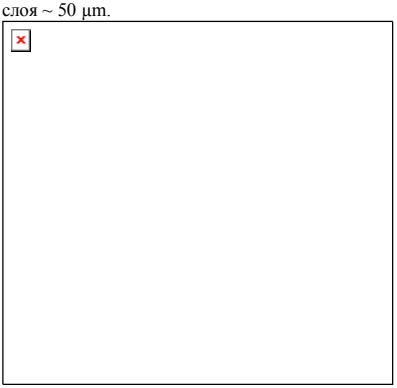


Рис.3. Скорости порообразования, нормированные на скорость травления вдоль направления <100>, в зависимости от тока.

Ионно-стимулированое формирование тонкослойных структур с встроенными нанокристаллами в диэлектрической матрице

***Литовченко В.Г.*[1)], *Романюк Б.Н.*[1)], *Мельник В.П.*[1)], *Оберемок А.С.*[1)], *Попов В.Г.*[1)], *Хацевич И.М.*[1)]**

lvg@isp.kiev.ua
[1)]Институт физики полупроводников им. В.Е. Лашкарёва НАН Украины, г. Киев, Украина

Разработана технология формирования наноразмерных кристаллических включений кремния (nc-Si) и карбида кремния (nc-SiC) в диэлектрическую матрицу (SiO2) путем имплантации ионов кислорода, углерода и алюминия в кремниевую матрицу. Показано, что имплантация ионов углерода, алюминия, азота и водорода позволяет управлять процессами роста нановключений. Введение названных примесей позволяет задавать размеры нанокристаллов, менять их концентрацию, а также свойства границ раздела «нанокластер-матрица».

Нами получены структуры с нанокристаллическими включениями (nc-Si) расположенными на разных толщинах в скрытых диэлектрических слоях, в том числе в туннельно-тонких, что является перспективным для использования в системах перепрограммируемой памяти.

Показано, что введение углерода и алюминия позволяет получить структуры с управляемым спектром фотолюминесценции (от ультрафиолетовой до красной) и с высокой интенсивностью излучения.

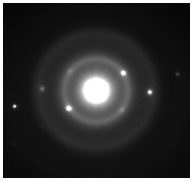
Кремниевые образцы p-типа проводимости с сопротивлением 10 Ом×см имплантировались ионами O_2^+ с энергиями в диапазоне 125-150 кэВ и дозами $1\text{-}2\times10^{17}$ см$^{-2}$. Часть образцов дополнительно имплантировались ионами углерода, алюминия или азота с энергиями в интервале 30-100 кэВ и дозами 2×10^{15} - 1×10^{16} см$^{-2}$. Быстрый термический и печной отжиги осуществлялись в интервале температур 1050-1200°C в атмосфере аргона.

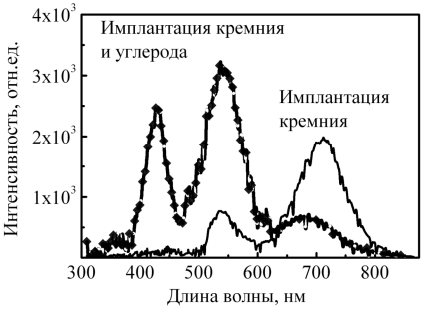
Показано, что имплантация углерода существенно меняет спектр фотолюминесценции (ФЛ) структуры и приводит к возникновению интенсивных полос ФЛ в коротковолновой области спектра.

Полученные результаты объясняются в рамках модели стимуллированного углеродом формирования фазы SiO_2 с включениями нанокристаллов кремния и карбида кремния в имплантированной области, например:

$$SiO + C \rightarrow Si + CO; \qquad SiO + CO \rightarrow SiO_2 + C$$

На рисунке указаны примеси, которые эффективно влияют на спектры ФЛ (интенсивность и энергетическое положение), приведены спектры ФЛ и электронномикроскопическое изображение структуры с нанокристаллическими включениями.





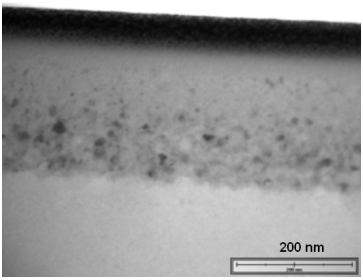


Рис. 1. Спектры ФЛ кремниевых стуктур, имплантированных ионами кремнию и углерода, электронномикроскопическое изображение поперечного сечения структуры и электронограмма области с нановключениями кремния. В верхней части рисунка приведены примеси, которые эффективно влияют на интенсивность и форму спектров ФЛ.

Упорядоченные SiGe квантовые точки на квантовых дисках

Кучинская П.А. [1)], ***Зиновьев В.А.*** [1)], ***Ненашев А.В.*** [1),2)], ***Армбристер В.А.*** [1)], ***Двуреченский А.В.*** [1),2)]

polina@isp.nsc.ru
[1)]Институт Физики Полупроводников им.А.В. Ржанова, Новосибирск, Россия
[2)]Новосибирский Государственный Университет, Новосибирск, Россия

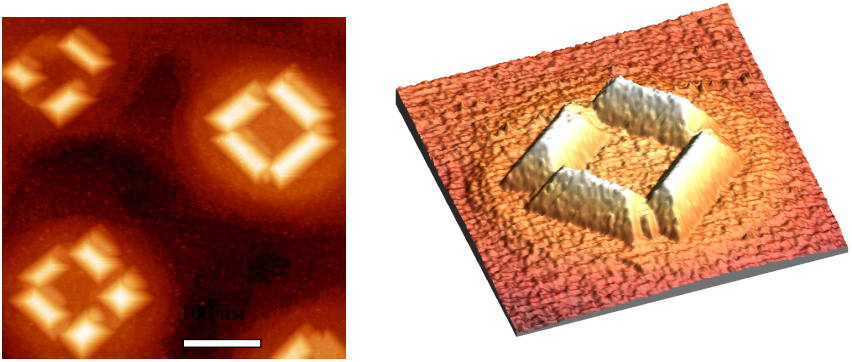
Квантовые точки и квантовые кольца, получаемые в процессе гетероэпитаксии, привлекают к себе особое внимание и считаются перспективными объектами, как для фундаментальных исследований, так и для практических применений в области создания приборных структур нового поколения. В частности, комбинируя условия роста можно получать многослойные структуры с совмещением нанообъектов с различной размерностью. В данной работе представлен один из способов создания массива SiGe квантовых точек с возможностью контроля их плотности, размера и пространственного расположения в плоскости роста.

Ранее нами был исследован процесс формирования SiGe наноколец путем частичного закрытия трехмерных Ge островков слоем Si [1-3]. Полученные с помощью молекулярно-лучевой эпитаксии, когерентные SiGe квантовые кольца использовались для создания цепочек, составленных из самоорганизованных, однородных по размеру SiGe квантовых точек. Идея подхода состояла в том, чтобы использовать деформацию поверхности над SiGe нанокольцами для создания мест преимущественного зарождения трёхмерных островков. В результате на поверхности формировалась структура, представляющая собой кольцевые цепочки из когерентных трёхмерных островков в форме *hut*-кластеров (рис.1). Согласно данным атомно-силовой микроскопии островки имеют прямоугольную форму с двумя средними размерами основания: 53 нм и 92 нм. Высота островков составляет 5 нм, а плотность *hut*-кластеров ~ $2.4 \cdot 10^9$ $см^{-2}$.

Экспериментальные данные о геометрических размерах были использованы при проведении расчётов энергетического спектра SiGe квантовой точки на квантовом диске (рис. 2). Получено, что глубина залегания основного состояния в квантовой точке составляет 224.5 мэВ ($\lambda \approx 5.5$ мкм). Энергии межзонного перехода, полученные с помощью фотолюминесценцией хорошо согласуются с расчетом.

Литература

1. P. Kuchinskaya, V.A. Zinovyev, A.V. Nenashev, V.A. Armbrister, A.V. Dvurechenskii. *19th Int. Symp. Nanostructures: Physics and Technology*, (Ekaterinburg, Russia, 2011) p. 203.
2. П.А. Кучинская, В.А. Зиновьев, А.В. Ненашев, В.А. Армбристер, В.А. Володин, А.В. Двуреченский. *Тез. докл. X Российская конференция по физике полупроводников*, (Нижний Новгород, Россия, 2011) с. 26.
3. П.А. Кучинская, В.А. Зиновьев, А.В. Ненашев, В.А. Армбристер, В.А. Володин, А.В. Двуреченский. Известия ВУЗов. МЭТ **4**, 42 (2011)



(а) (б)

Рис. 1. СТМ - изображение трёхмерных островков в форме *hut*-кластеров, выращенных поверх SiGe наноколец. (а) Вид сверху (0.5 мкм x 0.5 мкм), (б) трёхмерный вид структуры (0.3 мкм x 0.3 мкм).

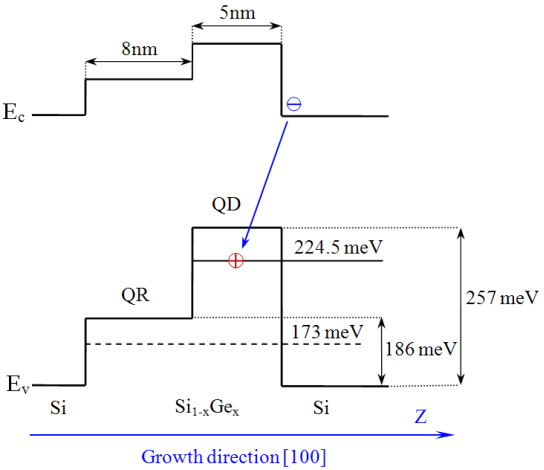


Рис. 2. Схематическое изображение зонной диаграммы для SiGe квантовой точки на квантовом диске.

Спектроскопия возбуждения ФЛ структур с самоформирующимися Ge(Si)/Si(001) островками

Байдакова Н.А. [1], ***Новиков А.В.*** [1], ***Лобанов Д.Н.*** [1], ***Яблонский А.Н.*** [1]

banatale@ipmras.ru
[1]Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики микроструктур Российской академии наук, Нижний Новгород, Россия

Si/Ge гетероструктуры с самоформирующимися Ge(Si)/Si(001) островками являются перспективными материалами для создания источников [1] и приемников [2] света в диапазоне длин волн 1,3 – 1,55 мкм. По этой причине изучение механизмов генерации и излучательной рекомбинации фотоиндуцированных носителей заряда в структурах с Ge(Si) островками представляет существенный интерес. Данная работа посвящена исследованию процессов поглощения и излучения света в многослойных структурах с Ge(Si)/Si(001) самоформирующимися островками с использованием спектрокинетических методик и методики спектроскопии возбуждения фотолюминесценции (ФЛ).

В работе исследовались многослойные структуры с самоформирующимися Ge(Si) островками, выращенные методом МПЭ при T= 600 – 700 ^{0}C. Сигнал ФЛ возбуждался импульсным излучением параметрического генератора света MOPO-SL и регистрировался с помощью решеточного монохроматора, ФЭУ на основе InP/InGaAs и цифрового осциллографа. При межзонном возбуждении Si ($h\nu_{ex}$ = 1.6 эВ) в спектрах ФЛ исследованных структур, записанных с временным разрешением, были выделены два спектрально разнесенных сигнала: "медленный" сигнал ($\tau_{спада}$ ~ 100 мкс) в низкоэнергетической части спектра и "быстрый" сигнал ($\tau_{спада}$ ~ 0,3 мкс) в области более высоких энергий. Данные сигналы связываются с излучательной рекомбинацией носителей заряда в Ge(Si) островках и SiGe смачивающих слоях соответственно. Время нарастания интенсивности сигнала ФЛ островков близко к времени спада ФЛ смачивающего слоя и, по-видимому, определяются характерным временем захвата носителей заряда Ge(Si) из смачивающего слоя. Полагается, что основная часть фотоиндуцированных носителей заряда первоначально захватывается смачивающим слоем, после чего диффундирует в островки и рекомбинирует в них. При уменьшении энергии фотона возбуждающего излучения до значений, близких к краю межзонного поглощения в кремнии, наблюдается увеличение времен нарастания и спада интенсивности сигнала ФЛ смачивающего слоя, связанное с ростом роли диффузии носителей заряда из Si подложки в доставке носителей заряда в активную область структуры. За счет увеличения глубины поглощения возбуждающего излучения время нарастания и спада интенсивности ФЛ смачивающего слоя определяется временем диффузии носителей заряда из подложки. Времена нарастания островковой ФЛ также удлиняются и становятся близки к временам спада ФЛ смачивающего слоя. Для сигналов ФЛ Ge(Si) островков и SiGe смачивающего слоя были получены спектры возбуждения ФЛ, представляющие собой зависимость интегральной интенсивности ФЛ от энергии кванта возбуждающего излучения (рис. 1). В спектре возбуждения ФЛ Ge(Si) островков наблюдается плечо в области энергий меньше края межзонного поглощения в Si. Наличие сигнала ФЛ в данной области может быть связано с поглощением излучения непосредственно в Ge(Si) островках с участием прямых в реальном пространстве межзонных переходов [3].

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 11-02-97038-р_поволжье_а) и программ фундаментальных исследований Президиума РАН.

Литература

1. V.G. Talalaev et al. Phys.Stat. Sol., **198**, R4 (2003).
2. А.И. Якимов и др. ФТП, **37,** 1383 (2003).
3. M. Larsson et al. App. Phys. Lett., **82**, 4785 (2003).

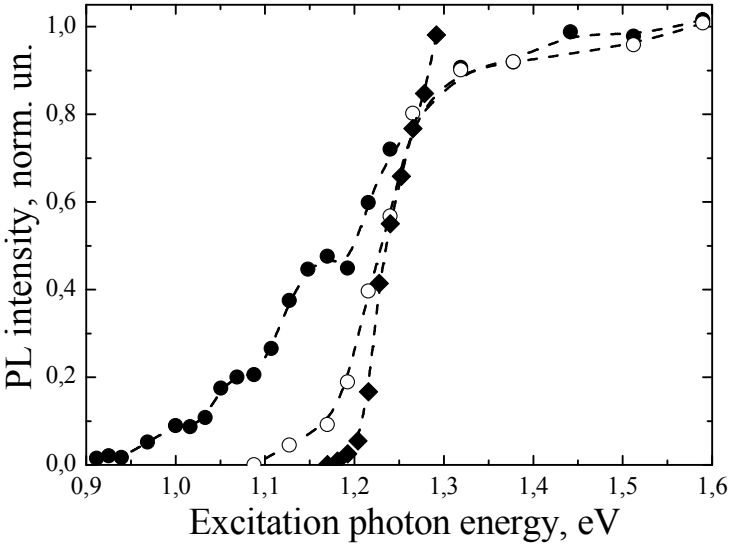


Рис. 1. Спектры возбуждения ФЛ Ge(Si) островков (●), SiGe смачивающего слоя (○) и экситонной ФЛ в Si (♦). Спектры получены при T = 20 K.

Переход от двумерного к трехмерному росту в SiGe гетероструктурах, сформированных на релаксированных SiGe/Si(001) буферных слоях

***Шалеев М.В.*[1)], Новиков А.В.[1)], Юрасов Д.В.[1)], Кузнецов О.А.[2)], Лобанов Д.Н.[1)], Hartmann J.M.[3)], Красильник З.Ф.[1)]**

shaleev@ipmras.ru
[1)]Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики микроструктур Российской академии наук, Нижний Новгород, Россия
[2)]Научно-исследовательский физико-технический институт ННГУ им. Н.И.Лобачевского, Нижний Новгород, Россия
[3)]CEA / Leti, Grenoble, France

С точки зрения практического применения гетероструктур на основе Si/Ge и A_3B_5 соединений все больший интерес вызывают гетероструктуры с напряженными слоями и островками, сформированные на релаксированных буферных слоях, что позволяет управлять знаками упругих напряжений в отдельных слоях структуры. Применение «искусственных подложек» на основе релаксированных слоев полупроводниковых соединений открывает новые возможности по созданию как планарных, так и островковых структур для научных исследований и приборных применений. В системе Ge/Si переход от планарного к островковому росту для структур, выращенных на SiGe/Si(001) релаксированных буферных слоях, в отличие от роста непосредственно на Si(001) подложках, в настоящее время не исследован подробно. Проведение подобных исследований позволит установить механизмы роста напряженных планарных и островковых SiGe структур, которые могут быть обобщены на другие напряженные полупроводниковые гетеропары.

В настоящей работе представлены результаты исследований особенностей роста планарных напряженных слоев и самоформирующихся островков на релаксированных SiGe/Si(001) буферных слоях с различным содержанием Ge. Обнаружено, что для релаксированных SiGe буферов с содержанием Ge от 11 до 36 % при осаждении Ge непосредственно на ненапряженный SiGe критическая толщина двумерного роста Ge (h_c) оказывается меньше, чем в случае роста Ge на подложках Si(001) (рис. 1). Полученный результат является неожиданным, т.к. в случае роста Ge на релаксированном SiGe буферном слое рассогласование кристаллических решеток осаждаемого Ge и подложки меньше, чем в случае роста Ge непосредственно на подложках Si(001). Использование предосажденных напряженных (растянутых) Si (sSi) слоев позволило установить, что в случае роста Ge на искусственных SiGe подложках факторами, определяющими величину h_c, являются не только рассогласование кристаллических решеток пленки и подложки, но также шероховатость поверхности роста и сегрегация Ge. Полагается, что увеличение h_c при увеличении толщины предосажденного sSi слоя (рис. 1) может быть обусловлено уменьшением шероховатости поверхности при осаждении растянутых слоев и уменьшением количества Ge, находящегося на поверхности вследствие его сегрегации. Значение, на которое выходят зависимости, представленные на рисунке 1 при увеличении толщины предосажденного Si, определяется рассогласованием кристаллических решеток осаждаемого Ge и используемой SiGe подложки, и тем больше, чем выше содержание Ge в релаксированном SiGe/Si(001) буфере. Увеличение h_c при увеличении толщины sSi слоя подтверждается результатами АСМ исследований структур с и без sSi слоя (рис. 2). Так в структуре, выращенной на SiGe буфере с содержанием Ge 18%, в случае осаждении Ge непосредственно на SiGe буфер островки наблюдаются уже при осаждении 3.3 МС Ge (рис. 2a). В случае же предосаждения sSi слоя толщиной всего 2 нм островки на АСМ снимках не наблюдаются и после осаждения Ge толщиной 4.5 МС (рис. 2b).

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проекты №11-02-00951-а и № 11-02-12100-офи-м-2011) и программ фундаментальных исследований РАН.

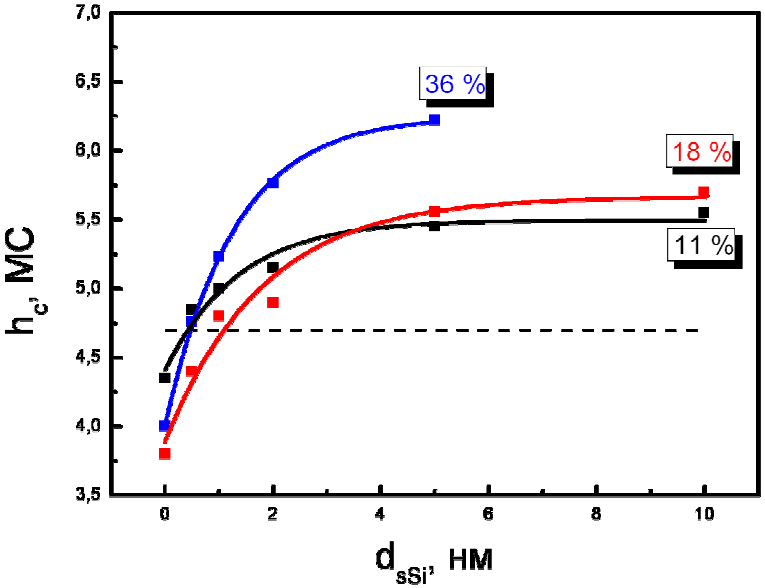


Рис. 1. Зависимости критической толщины двумерного роста Ge (h_c) от толщины предосажденного напряженного Si слоя для структур, выращенных на релаксированных SiGe/Si(001) буферных слоях с различным содержанием Ge. Пунктирной линией обозначено значение критической толщины двумерного роста Ge непосредственно на Si(001) подложке. Температура роста всех структур 650°C. Цифрами указана доля Ge в SiGe буфере.

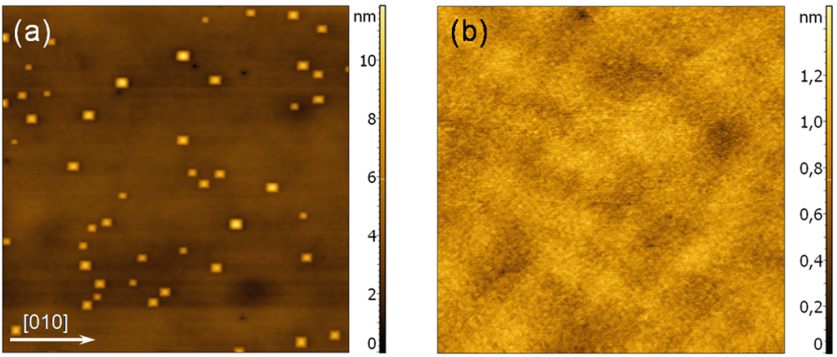


Рис. 2. АСМ снимки поверхности структур с Ge слоем, толщиной (а) 3.3 МС, сформированным без напряженного Si слоя и (б) 4.5 МС на напряженном Si слое толщиной 2 нм. Размеры снимков 2 × 2 мкм^2.

Пленки гидрированного нанокристаллического кремния на изоляторе, сформированные имплантацией ионов водорода и последующим импульсным миллисекундным отжигом

Тысченко И.Е. [1)], ***Володин В.А.*** [1)], ***Попов В.П.*** [1)]

tys@isp.nsc.ru
[1)]Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН, Новосибирск, Россия

Нанокристаллический кремний является материалом, привлекательным с точки зрения создания тонкопленочных солнечных элементов. По сравнению с аморфным кремнием, слои нанокристаллического кремния обладают целым рядом преимуществ. А именно, он стабилен в условиях длительного воздействия света, способен поглощать свет с большей длинной волны фотонов, обладает более высокой подвижностью носителей заряда. С другой стороны, высокоэффективные солнечные элементы (с квантовой эффективностью ~12%) обычно создаются на основе пленок кремния, являющихся переходной формой от аморфного материала к нанокристаллическому. Иными словами, вышеназванный материал является двухфазным и состоит из кристаллических зерен, окруженных аморфным гидрированным кремнием. Свойства такого материала во многом определяются размерами зерен, содержанием кристаллической фазы, состоянием границы раздела между зерном и окружающей аморфной матрицей. Поэтому проблема создания нанокристаллических материалов с большим содержанием кристаллической фазы является весьма перспективной задачей. В данной работе представлены результаты по созданию тонких пленок нанокристаллического кремния имплантацией больших доз ионов водорода в слои кремния-на-изоляторе (КНИ) и последующим миллисекундным отжигом.

В КНИ слои толщиной 280 нм были имплантированы ионы водорода с энергией 24 кэВ дозой 5×10^{17} см$^{-2}$. Последующий отжиг проводился в температурном интервале 600-1000^{o} С импульсами миллисекундной лампы длительностью 20 мс. Для сравнения соответствующие образцы отжигались и в условиях обычного термического отжига при указанных температурах в течение 20 мин в атмосфере азота. Исследования распределения атомов водорода, а также структурных и оптических свойств сформированных пленок проводились методами масс-спектрометрии вторичных ионов (МСВИ), атомной силовой микроскопии (АСМ), высокоразрешающей электронной микроскопии (ВРЭМ), спектроскопии комбинационного рассеяния света (КРС) и фотолюминесценции (ФЛ).

Сразу после имплантации ионов водорода на поверхности образцов наблюдалось формирование водородных пузырей, диаметр которых варьировался от 200 до 700 нм. С ростом температуры импульсного отжига размеры пузырей сначала падали, а затем при T≥800^{o} С вновь начинали расти. МСВИ анализ показал, что профиль имплантированного водорода монотонно спадает от поверхности КНИ слоя вглубь к границе раздела Si/SiO_2. Даже после отжига при температуре 1000^{o} С концентрация водорода в слое кремния составляла около 20% от дозы имплантированных ионов.

В спектрах КРС наблюдалось два пика, соответствующих частотам поперечного оптического фонона в аморфном кремнии и в нанокристаллах Si. Размеры нанокристаллов, оцененные по смещению частоты локализованного поперечного оптического фонона, составляли 2-7 нм для температур отжига 20-1000^{o} С, соответственно. В отличие от обычного отжига, нанокристаллическая структура в слоях кремния, отожженных в импульсном режиме, сохранялась вплоть до температуры 1000^{o} С. Доля нанокристаллической фазы, рассчитанная из соотношения пиков комбинационного рассеяния света в аморфной и нанокристаллической фазе, при этом составляла около 70 %. Важно отметить, что куполообразный рельеф поверхности пленки также сохранялся вплоть до температуры 1000^{o} С. Это имеет большое значение с точки зрения увеличения поглощения света в нанокристаллической пленке кремния.

Формирование нанокластеров кремния в аморфном диоксиде кремния при отжиге в вакууме

Иванова Е.В. [1)], ***Заморянская М.В.*** [1)], ***Ситникова А.А.*** [1)]

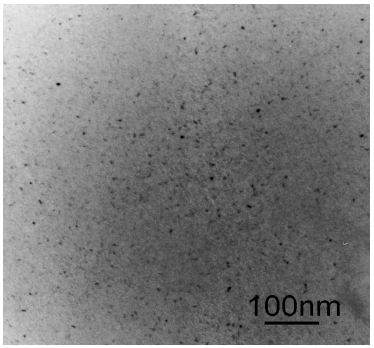
ivanova@mail.ioffe.ru
[1)]Физико-Технический Институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия

Тонкие слои аморфного диоксида кремния с нанокластерами кремния являются перспективным материалом для элементной базы оптоэлектроники и энергонезависимой памяти. Авторами было показано, что отжиг пленок диоксида кремния в вакууме приводит к образованию тонкого композитного слоя SiO2/Si на поверхности образца. Отжиг образца может осуществляться электронным пучком высокой мощности. Данный метод позволяет регулировать глубину формирования нанокристаллов кремния, меняя энергию электронного пучка. Целью данной работы являлось изучение процесса формирования кластеров кремния в диоксиде кремния в результате отжига диоксида кремния в вакууме, а также изучение катодолюминесцентных свойств образующихся нанокластеров.

Немодифицированный и модифицированный диоксид кремния исследовались методами локальной катодолюминесценции (КЛ), просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). Спектры катодолюминесценции регистрировались в процессе облучения диоксида кремния электронным пучком высокой удельной мощности, и таким образом контролировались содержание собственных дефектов и наличие нанокластеров кремния.

В процессе облучения диоксида кремния электронным пучком наблюдался рост интенсивности полос КЛ связанных с точечными дефектами в аморфном диоксиде кремния; то есть наблюдалось увеличение количества собственных дефектов. Затем формировалась область с дефицитом кислорода. После длительной модификации в объеме диоксида кремния образовывались нанокластеры кремния с линейными размерами 2-4 нм (рис.1). При дальнейшем облучении наблюдался рост нанокластеров кремния. Было показано, что данные нанокластеры имеют кристаллическую структуру типа β-Sn(рис.2).

Основным механизмом формирования нанокластеров кремния является локальный нагрев в области облучения. Был проведен расчет пространственного распределения потерянной энергии электронов в диоксиде кремния, и затем рассчитана температура перегрева в облучаемом микрообъеме. Показано, что при облучении электронным пучком температура локального нагрева может достигать 1000^0C. Были проведены исследования формирования тонкого нанокомпозитного слоя на поверхности диоксида кремния при отжиге в вакууме. Проведенные исследования диоксида кремния после высокотемпературного отжига в вакууме позволяют утверждать, что в приповерхностном слое действительно формируется область с дефицитом кислорода, обладающая высокой интенсивностью люминесценции, а также наблюдалась люминесценция, связанная с нанокластерами кремния.



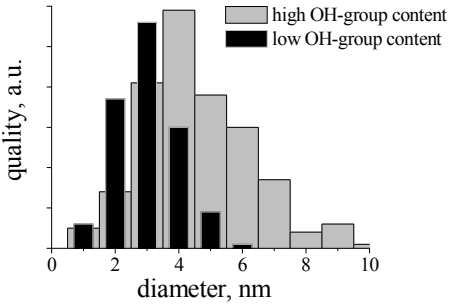


Рис. 1. Изображение нанокристаллов кремния полученное методом ПЭМ (светлопольное изображение) и распределение по размерам нанокластеров кремния, сформированных под воздействием электронного пучка в пленках диоксида кремния с высоким и низким содержанием ОН-групп.

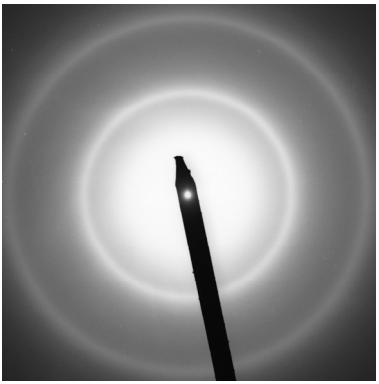


Рис.2 Микродиффракция нанокристаллов кремния в аморфном диоксиде кремния.

Свойства наноразмерного порошкообразного кремния: размерный фактор трансформации

Смирнов Д.И. [1)], ***Герасименко Н.Н.*** [1)]

rmta@miee.ru
[1)]Национальный исследовательский университет «МИЭТ», Москва, Зеленоград, Россия

В настоящее время нанопорошки кремния представляют большой интерес для науки и техники. Многочисленные литературные источники свидетельствуют о том, что при переходе к нанометровым размерам активно изменяются физико-химические свойства материалов [1]. Это позволяет использовать нанопорошки в чистом и комбинированном виде для создания новых материалов с уникальными свойствами. При переходе частиц к размерам порядка нескольких нанометров проявляется квантово-размерный эффект, что представляет большой интерес для микроэлектроники и нанофотоники.

В представленном докладе обсуждаются результаты исследования пороговых эффектов трансформации структурных, механических, электрофизических, оптических свойств нанодисперсных порошков кремния, полученных в реакции термического диспропорционирования монооксида кремния [2]. Данные исследования поставлены с целью исследования свойств, а также отработки технологического цикла получения нанопорошков с заданными характеристиками.

Одним из наиболее важных вопросов развития технологии производства нанопорошков и других наноматериалов является проблема исследования их ключевых параметров. При этом следует иметь в виду, что большинство случаев измерения параметров сводится к измерению размерных характеристик, например, размеров кристаллитов, что делается с помощью известных методов: просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии, атомно-силовой микроскопии и т.д.

Перспективным направлением в подходах к изучению и классификации наноматериалов следует считать то обстоятельство, что размерные параметры нанообъектов зачастую напрямую связаны с кардинальным изменением многих свойств (например, механических, оптических и др.) и имеют, как правило, выраженный пороговый характер. В частности, электронные свойства наночастиц кремния напрямую связаны с возникновением эффекта размерного квантования; кроме того, их механические свойства подчиняются закону Холла-Петча до достижения определенного наноразмерного порога. В отдельных случаях это обстоятельство можно учитывать в наиболее затруднительных случаях измерения параметров путем определения перехода через пороговый размерный параметр.

С вышерассмотренных позиций порошки нанодисперсного кремния, приготовленные на технологической базе предприятия ОАО «НИИ ОСЧМ» (Москва, Зеленоград), изучены методами порошковой дифрактометрии, малоуглового рассеяния рентгеновского излучения, просвечивающей электронной микроскопии, низкотемпературной фотолюминесценции. Полученные наночастицы имеют размеры менее 10 нм, проявляют особые свойства по отношению к пластичности и окислению, а также обладают высокой интенсивностью фотолюминесценции при комнатной температуре в видимом диапазоне спектра, что позволяет рассматривать их как квантово-размерные объекты и использовать в перспективных приборных структурах наноэлектроники и фотовольтаики.

Литература

1. Н.Н. Герасименко, Ю.Н. Пархоменко. *Кремний – материал наноэлектроники*. (М., Техносфера, 2007), с. 352.
2. Б.Г. Грибов, К.В. Зиновьев, О.Н. Калашник , Н.Н. Герасименко и др. *Структура и фазовый состав монооксида кремния*. Изв. вузов. Электроника, **4(90)**, 3–8 (2011).

Кремниевые квантово-размерные источники света, формируемые в гетероструктурах Si/SiO_2 облучением тяжелыми ионами высоких энергий

Качурин Г.А.[1)], Черкова С.Г.[1)], Марин Д.В.[1,2)], Володин В.А.[1,2)], Черков А.Г.[1,2)], Антоненко А.Х.[1)], Камаев Г.Н.[1)], Скуратов В.А.[3)]

cherkova@isp.nsc.ru
[1)]Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН, Новосибирск, Россия
[2)]Новосибирский государственный университет, Новосибирск, Россия
[3)]Объединенный институт ядерных исследований, Дубна, Россия

Способность квантово-размерных нанокристаллов Si (нк-Si) интенсивно излучать в видимом и ИК диапазонах открывает возможность интегрировать оптоэлектронные устройства в стандартные кремниевые микросхемы. Этим объясняется большой интерес к методам формирования и модификации нк-Si. Обычно нк-Si формируются при отжиге слоев SiO_2, содержащих избыточный кремний. Однако такой метод приводит к сильному разбросу нк-Si по размерам и не позволяет независимо контролировать их концентрацию и размеры. Для преодоления указанной трудности было предложено отжигать многослойные гетероструктуры Si/SiO_2 нанометровых толщин. Подобный способ позволяет задавать размеры нк-Si путем изменения толщины нанослоев кремния. В то же время с уменьшением толщины кремниевых слоев температура их кристаллизации существенно возрастает. Поэтому актуальным становится поиск методов, стимулирующих синтез нк-Si. В данной работе исследовалось действие быстрых тяжелых ионов на многослойные гетероструктуры Si/SiO2. Торможение таких ионов происходит почти полностью за счет ионизации, в результате чего в треках нанометровых радиусов достигаются уровни ионизации ~10^{21} $см^{-3}$ и температуры ~5000 K за времена 10^{-13} - 10^{-11} с. Таким образом, синтез могут стимулировать как ионизация, так и нагрев.

Шесть пар слоев аморфный-Si/SiO_2 с толщинами 7-8 нм и 10-15 нм, соответственно, наносились на подложки из монокристаллического Si. Слои облучались ионами Xe с энергией 167 МэВ в интервале доз 10^{12} - 10^{14} $см^{-2}$. Их ионизационные потери составляли ~14.5 кэВ/нм, а ядерные ~5 эВ/нм. До и после облучений применяли 30-минутные отжиги при температурах 800-1100 ^oC. Свойства образцов контролировались по спектрам фотолюминесценции (ФЛ), оптического поглощения, рамановского рассеяния и с помощью высокоразрешающей электронной микроскопии на поперечных срезах.

Облучение ионами Xe приводило к следующим эффектам. По данным микроскопии границы между слоями Si и SiO_2 становились размытыми. В ряде случаев микроскопия вместо сплошных слоев выявляла темные выделения размерами 1-3 нм. В некоторых из них наблюдались кристаллические плоскости. Оптическое поглощение свидетельствовало о нарушении сетки SiO_2, - полоса 1090 $см^{-1}$, характерная для совершенного окисла, ослаблялась, а поглощение в области 1040 $см^{-1}$, приписываемое дефектному SiO_2, усиливалось. До отжигов ФЛ была очень слабой, с максимумом в районе ~500 нм, что характерно для различных некристаллических нановыделений Si в окисле. Уже после отжига 800 ^oC по данным оптического поглощения было заметно восстановление структуры SiO_2, однако ФЛ оставалась слабой. Ее рост начинался при температурах выше 900 ^oC, особенно ФЛ возрастала после отжига 1100 ^oC со смещением максимума излучения к 800 нм. Такая ФЛ типична для нк-Si. Самое важное заключается в том, что интенсивность ФЛ увеличивалась с ростом дозы облучения (см. Рис.). В то же время рамановское рассеяние показало уменьшение доли аморфного кремния в структурах с ростом дозы ионов Xe. В работе сделан вывод, что облучение ионами высоких энергий стимулирует образование светоизлучающих нк-Si. Обсуждаются механизмы воздействия быстрых тяжелых ионов на формирование нк-Si в многослойных структурах.

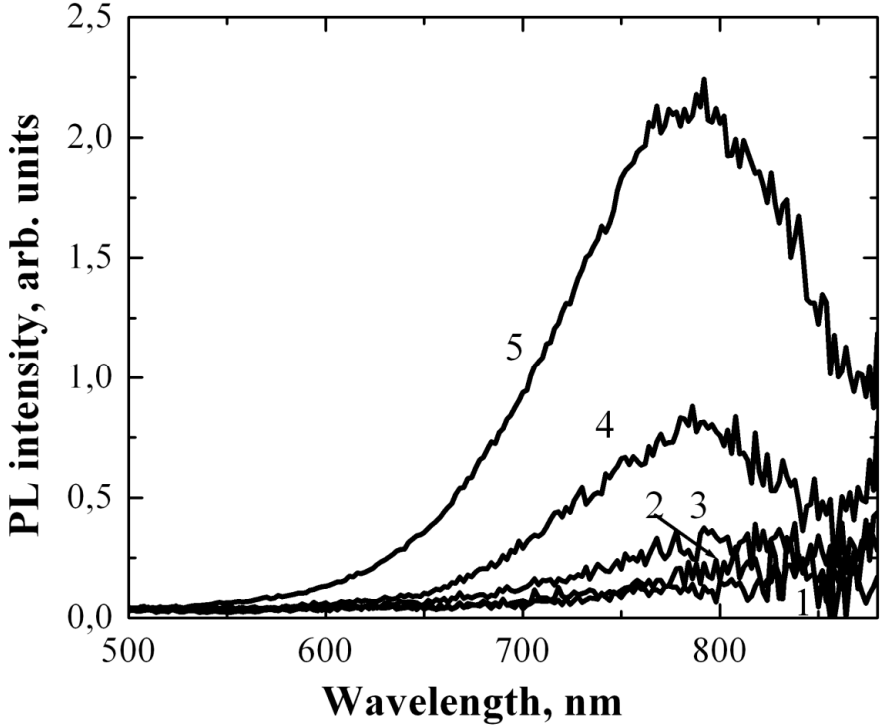


Рис. 1. Спектры ФЛ до (1) и после облучения ионами Xe дозами, 10^{12} см$^{-2}$: 2 – 1, 3 – 3, 4 – 10, 5 – 30. Отожжены при 1100 ^{o}C.

Устные доклады, секция 3

Кристаллы и пленки Si, SiGe и Ge: технологии получения и свойства поликристаллических, мультикристаллических, монокристаллических, аморфных и пористых материалов

Влияние температуры роста пленок Ge_xSi_{1-x} на критическую толщину 2D - 3D перехода в процессе МЛЭ

Никифоров А.И. [1)], ***Тимофеев В.А.*** [1)], ***Тийс С.А.*** [1)], ***Гутаковский А.К.*** [1)], ***Пчеляков О.П.*** [1)]

nikif@isp.nsc.ru
[1)]ФГБУН Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН, Новосибирск, Россия

Решение проблемы «инженерии» электронной структуры систем с квантовыми точками, заключается в помещении квантовых точек внутрь или поверх двумерной потенциальной ямы. Такая потенциальная яма представляет собой тонкий сплошной слой твердого раствора Ge_xSi_{1-x}, изменение состава и толщины которого позволяет управлять энергетической структурой системы квантовая точка – квантовая яма [1]. Помимо модификации спектра носителей заряда в квантовой точке возникают дополнительные внутризонные переходы носителей зарядов с уровней квантовой точки в двумерные подзоны твердого раствора. Сочетание слоев Ge_xSi_{1-x} и квантовых точек Ge позволило распространить чувствительность такой гетероструктуры до среднего ИК диапазона [2].

Анализ изменения морфологии поверхности твердого раствора Ge_xSi_{1-x} проводился методом дифракции быстрых электронов на отражение in situ при молекулярно-лучевой эпитаксии. Путем анализа изменений интенсивности и формы рефлексов картин ДБЭ, в процессе роста пленки твёрдого раствора, фиксировались морфологические переходы в слое: от двумерного к трехмерному росту (2D-3D) [3]. Исследование роста тонких пленок Ge_xSi_{1-x} осуществлялось в достаточно широком диапазоне изменения x (процентное содержание Ge) при толщинах 2D-3D перехода заведомо меньших толщин, соответствующих пластической релаксации и ввода дислокаций несоответствия.

По результатам анализа построена экспериментальная зависимость критической толщины 2D-3D перехода для слоя Ge_xSi_{1-x} от температуры подложки для различных составов (рис.1). Теоретические зависимости критических толщин от состава, отражающих появление дислокаций несоответствия, для температур подложки 550°C (Dodson и Tsao) и 750°C (Matthews и Blakesley) [5] отличаются в большую сторону по величине от наших экспериментальных данных. Это связано с там, что пластическая релаксация наступает значительно позже появления островкового роста. Кривая критической толщины морфологического 2D-3D перехода от содержания Ge в слое Ge_xSi_{1-x} имеет нелинейную зависимость с выходом на насыщение при приближении к 100% Ge. Наблюдаемая нелинейность, уменьшающаяся в сторону больших x, объясняется нарастанием энергии упругих напряжений в слое твердого раствора.

Существенное влияние температуры роста на критическую толщину может быть объяснено сильным изменением шероховатости поверхности в момент перехода. Однако метод ДБЭ не фиксирует появление трехмерных объектов, однако по данным СТМ шероховатость поверхности увеличивается в несколько раз (рис.2). Различная шероховатость поверхности может обеспечить различную степень упругой релаксации, изменяя тем самым значение критической толщины 2D-3D перехода.

Показано, что наличие подстилающего слоя твердого раствора изменяет плотность и размеры квантовых точек Ge на его поверхности.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 12-02-00427.

Литература

1. Zhensheng Tao et al., Appl. Surf. Sci. 255, 3548–3551 (2009).
2. A.I.Yakimov et al., Semicond Sci Tech, 26, 085018 (2011).
3. O.P. Pchelyakov, V.A. Markov, A.I. Nikiforov, and L.V. Sokolov, TSF 306, 299 (1997).
4. K. Brunner, Rep. Prog. Phys. 65, 27-72 (2002).

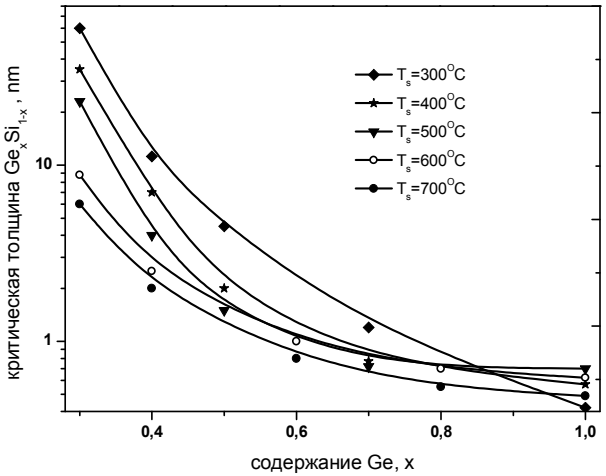


Рис. 1. Зависимость критической толщины 2D-3D перехода пленки Ge_xSi_{1-x} от температуры роста для различнго содержания Ge в твердом растворе.

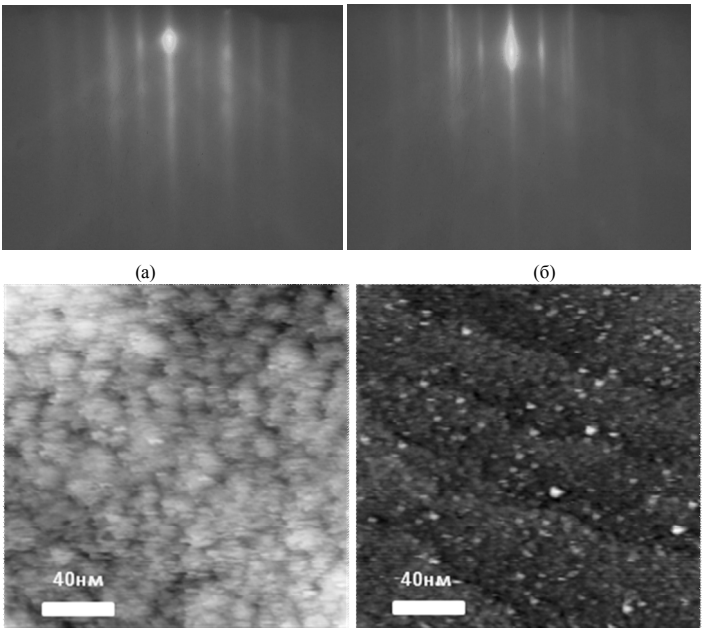


Рис. 1.Картина ДБЭ (верх) и СТМ (низ) от поверхности твердого раствора $Ge_{0.3}Si_{0.7}$ толщиной 5 нм при различных температурах роста: а – T_s=300°C, rm_s=0.6 нм, б - T_s=700°C, rms=0.14 нм.

Investigation of crystalline quality and stress in germanium stripes fabricated by rapid melt growth process

Perova T.S. [1)], ***Zainal N.*** [2)], ***Adley D.*** [1)], ***Mitchell S.J.N.*** [2)], ***McNeill D.W.*** [2)], ***Bain M.F.*** [2)], ***Armstrong B.M.*** [2)], ***Baine P.T.*** [2)]

perovat@tcd.ie
[1)]Department of Electronic and Electrical Engineering, Trinity College Dublin, Dublin 2, Ireland
[2)]Northern Ireland Semiconductor Research Centre, Queen's University of Belfast, Belfast, BT9 5AH, UK

Solid-state structures can be produced by using low cost thin-film deposition techniques combined with the Rapid Melt Growth (RMG) process. High-quality single crystal thin-films of Germanium (Ge) produced by RMG can provide a Ge-On-Insulator (GeOI) structure [1,2]. In this work, two techniques have been used for deposition of Ge, namely Physical Vapour Deposition (PVD) and Chemical Vapour Deposition (CVD). The process parameters were varied for optimising the Ge crystalline structure as well as to verify the lateral growth of GeOI. These parameters include Ge thickness, crucible materials (SiO_2, HfO_2), anneal temperature and substrate (Si and sapphire).

In the RMG process a micro-crucible holding is used for the molten germanium. In case of PVD Ge deposition the crucible is formed on the surface of an oxidized Si wafer with the Ge contacting the Si in a seed window (Fig. 1a). The Ge is patterned into stripes (see Fig.1b) and covered with a capping layer to form the micro-crucible. Rapid thermal annealing (RTA) is applied to heat the Ge above its melting point for a few seconds to improve the crystal quality (Fig. 2a). After annealing, the Ge cools and crystallizes starting from the Si seed and continuing laterally along the crucible. The crucible can become strained due to the Ge balling phenomenon and so the capping layer was reinforced using a polycrystalline Si layer [2,3]. This is essential to minimize Ge balling and delamination. The quality of Ge crystalline structure is examined by micro-Raman spectroscopy with SEM, FIB and TEM used for imaging. The only difference for samples with CVD Ge is the deposition of a thin Si layer (~3 nm) on top of SiO_2/Si substrate before growing Ge.

Micro-Raman line-mapping across (Fig. 2b) and along the Ge stripes were performed in order to investigate the influence of seed window and the uniformity of crystalline quality of Ge stripes. Raman results demonstrate that thin-film Ge deposited by PVD provides better quality in comparison with CVD. The longitudinal-optical Ge-Ge peak in Raman spectrum is shifted from the expected 300.2 cm^{-1} position due to tensile stress resulting from the thermal expansion differences of the materials. The importance of Si in the RMG process is confirmed by the fact that Ge films on sapphire substrates yielded polycrystalline structure. Ge films fabricated at high temperature (980 ^oC) show Ge-Ge Raman peak with linewidth of 3.3 cm^{-1} indicating good crystalline quality, comparable to bulk Ge (3.2 cm^{-1}), and thus demonstrating the potential to produce low cost high quality Ge films.

N.Z. thanks the financial support from Ministry of Higher Education Malaysia. D.A. acknowledges the financial support from IRCSET (Ireland) Postgraduate Award.

References:

1. M. Miyao, K. Toko, T. Tanaka and T. Sadoh, *App. Phys. Lett*. **95,** 022115 (2009).
2. N. Zainal, S. J. N. Mitchell, D. W. McNeill, M. F. Bain, B. M. Armstrong, P. T. Baine, D. Adley and T. S. Perova, *ECS Trans.* (2012) in press.
3. N. Zainal, S. J. N. Mitchell, D. W. McNeill, M. F. Bain, B. M. Armstrong, P. T. Baine, D. Adley and T. S. Perova, *UK Semicond. Conference*, (2011).

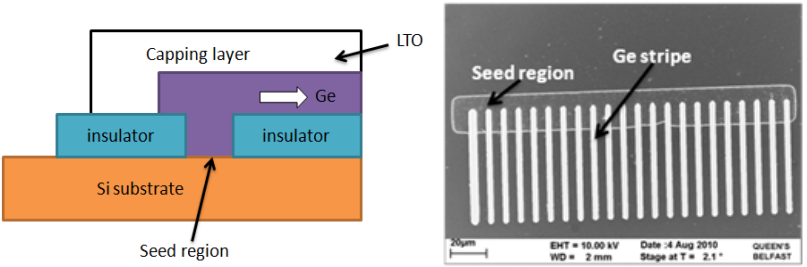


Fig. 1. (a) Schematic diagram of RMG process with low temperature oxide (LTO) as a capping layer. (b) Micrograph of Ge stripes before annealing.

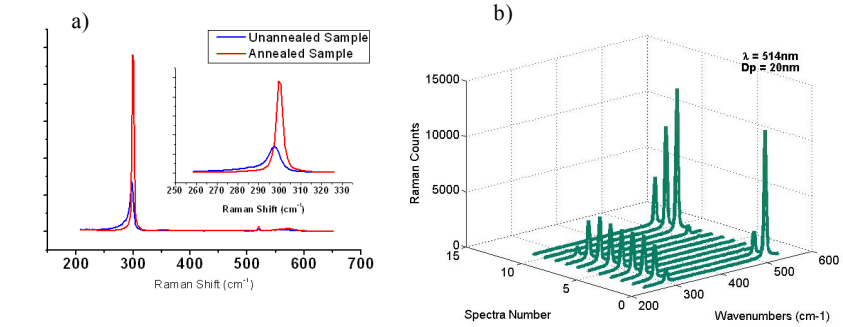


Fig. 2. (a) Raman spectra of Ge stripes demonstrating that the crystallinity of stripes greatly improved by annealing. b) Three-dimensional plot of Raman line-mapping experiment performed across the Ge stripe.

Создание и модификация Si и Ge нанокристаллов в SiO_2 ионами высоких энергий

***Антонова И.В.*[1)], *Скуратов В.А.*[2)] *Balberg I.*[3)]**

antonova@isp.nsc.ru
[1)]Институт физики полупроводников, Новосибирск, Россия
[2)]Объединенный институт ядерных исследований, Дубна, Россия
[3)]The Racah Institute of Physics, Hebrew University, Jerusalem, Israel

Одна из развивающихся областей нанотехнологии, где ожидается успешный выход на приложения, связана с полупроводниковыми нанокристаллами. Особые надежды возлагаются на такое использование диэлектрических слоев с полупроводниковыми нанокристаллами, как светоизлучающие системы на основе кремния, лазеры с подстраиваемой длинной волны, элементы памяти, солнечные элементы, приборы пониженной размерности, и для широкого спектра биотехнологий. Наиболее перспективными считаются пространственно упорядоченные массивы квантовых точек в полупроводниковых или диэлектрических матрицах, вызывая особый интерес к методам создания таких систем и к изучению их электронных и оптических свойств. Нанокристаллы Si и Ge отличаются друг от друга по нескольким параметрам. Германиевые нанокристаллы создают более глубокую квантовую яму в SiO_2, что увеличивает ее заселенность. Из-за меньшей эффективной массы носителей заряда и большей диэлектрической постоянной боровский радиус в германии существенно больше, чем в кремнии. Это обеспечивает более сильные эффекты, связанные с квантовыми ограничениями носителей. В результате массивы германиевых нанокристаллов являются предпочтительными для исследования или использования квантово-размерных эффектов по сравнению с кремниевыми. Но в системе Ge: SiO_2 существуют такие проблемы, как высокие механические напряжения. Большая разница в коэффициентах термического расширения, большая постоянная решетки германия, в результате наличие напряжений, а после их релаксации, дефектов и/или аморфных включений вместо нанокристаллов – характерные особенности таких слоев.

Идея использовать неперекрывающиеся треки тяжелых ионов высоких энергий ($E \geq 1$ МэВ/нуклон) для создания нанокристаллических систем становится все более и более привлекательными среди других методов наноструктурирования. Нами было показано, что потоки тяжелых быстрых ионов могут эффективно использоваться не только для создания, но и для модификации Si нанокристаллов [1]. В результате облучение может приводить к увеличению концентрации нанокристаллов, интенсивности связанной с ними фотолюминесценции, к проявлению низкоразмерных свойств. Был предложен новый подход для формирования вертикально упорядоченных массивов нанокристаллов.

Переход к слоям Ge:SiO_2 с варьируемым избыточным содержанием германия, показал, что облучение ионами высоких энергий приводит к формированию мелких нанокристаллов (~2-5 нм) в зависимости от содержания германия. Без облучения в таких слоях формируются только аморфные включения. Отжиг облученных слоев при температуре ~600^{o}C, когда имеет место формирование нанокристаллов и без облучения, приводит к созданию более мелких нанокристаллов, и в большей концентрации. Нужно отметить, что и для кремния также было обнаружено уменьшение размеров нанокристаллов при облучении, но оно составляло всего 15%, тогда как в случае германия при аналогичных режимах облучения размеры нанокристаллов в облученных слоях уменьшились в два раза.

Эти и другие эффекты, связанные с влиянием облучения на нанокристаллы Si и Ge обсуждаются в работе.

Благодарности Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 11-02-92477.

Литература

1. И.В.Антонова, и др., ФТП, **44** 501 (2010).

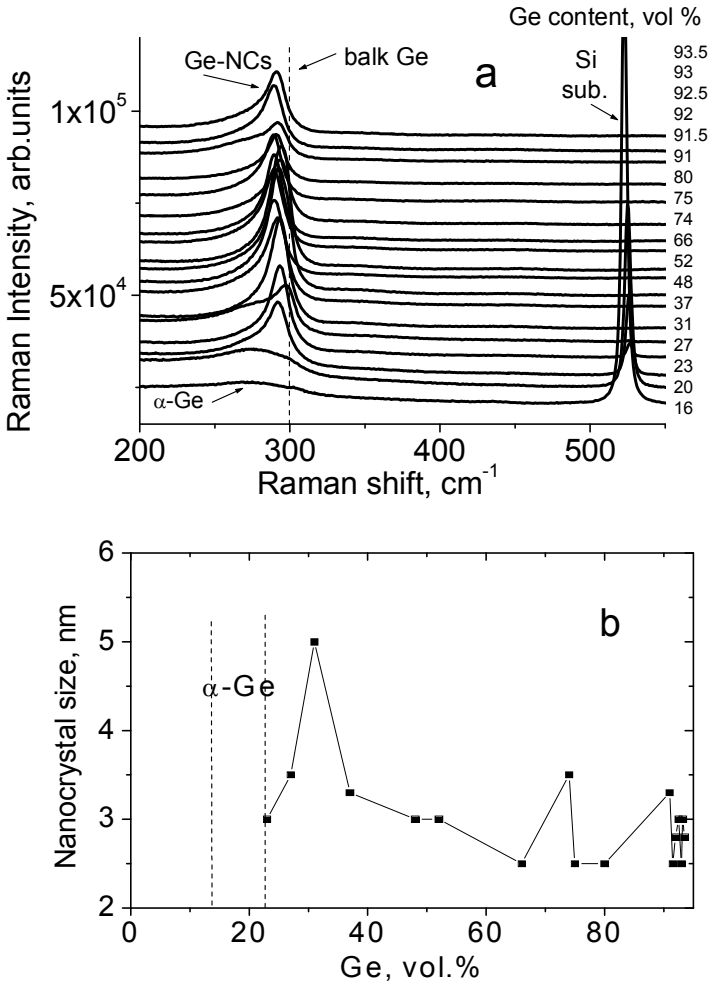


Рис. 1. (a) Спектры комбинационного рассеяния, измеренные для образца Ge:SiO_2 с варьируемым составом германия, облученного ионами Xe (470 МэВ, 10^{12} $см^{-2}$) и отожженного при 500°C 20 мин. В аналогичном необлученном образце нанокристаллов Ge не обнаружено. (b) Размер нанокристаллов Ge,, определенный из сдвига максимума пика, связанного с нанокристаллами, в спектрах комбинационного рассеяния (a), в зависимости от состава слоя.

Управление формой фронта кристаллизации и темпом роста слитка кремния в вариантах метода Бриджмена

Антонов П.В. [1)], ***Бердников В.С.*** [1)]

berdnikov@itp.nsc.ru
[1)]Институт теплофизики им. С.С. Кутателадзе СО РАН, Новосибирск, Россия

Одной из основных задач при выращивании однородных слитков кремния является создание условий, гарантирующих зарождение единственного кристалла в центральной части дна тигля и его дальнейшее разрастание в режиме с плоским фронтом кристаллизации. Технологическая практика показывает, что выполнение этих условий обеспечивает наиболее однородное радиально-азимутальное распределение электрофизических свойств слитка. Ранее проведенные исследования влияния начального перегрева расплава, скорости опускания тигля и продольного градиента температуры на внешней стороне стенок тиглей с различной формой дна показали, что эти параметры необходимо регулировать в процессе роста слитка. Дополнительным способом управления конвективным теплообменом в расплаве и, таким образом, влияния на форму фронта и темп роста кристалла является равномерное или реверсивное вращение тигля.

Численно исследована гидродинамика расплава кремния в режимах термогравитационной и гравитационно-центробежной конвекции и сопряженный конвективный теплообмен в системе тигель-расплав-газ в процессе равномерного опускания тигля с расплавом из изотермической перегретой верхней части печи в нижнюю холодную зону с линейно падающей температурой. Режимы вращения тигля менялись. Изучено влияние сопряженного конвективного теплообмена на локальную форму фронта кристаллизации и скорость роста слитка. Задача решена в сопряженной нестационарной постановке с учетом теплоты фазового перехода. Использован метод конечных элементов. Конечные элементы – треугольники. Показано, что с помощью равномерного или реверсивного вращения тигля можно управлять пространственной формой и интенсивностью конвективного течения в расплаве и таким образом влиять на поле температуры в расплаве и, следовательно, на форму фронта кристаллизации.

При включении равномерного вращения тигля и с ростом угловой скорости течение становится пространственно более сложным, но менее интенсивным. Поэтому с ростом скорости вращения тигля фронт становится все более выпуклым в расплав в приосевой области тигля, приближаясь по форме к фронту кристаллизации, полученному в режиме теплопроводности. При реверсивном вращении тигля при сменах направления вращения происходит периодическая перестройка течения. Можно подобрать сочетание угловой скорости вращения и периода переброса направления вращения, при котором происходит выполаживание фронта кристаллизации в центральной области тигля по сравнению с режимом равномерного вращения при аналогичных угловых скоростях. Т.о. становится ясно, что на начальной стадии роста кристалла предпочтительным является режим гравитационно-центробежной конвекции или практически режим твердотельного вращения (что наблюдается при критических значениях скорости вращения), тогда как на последующих стадиях процесса предпочтителен режим термогравитационной конвекции или режим гравитационно-центробежной конвекции с низкой скоростью вращения или реверсивным вращением.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке РФФИ (грант 09-08-01245а) и СО РАН (интеграционный проект № 34-2009).

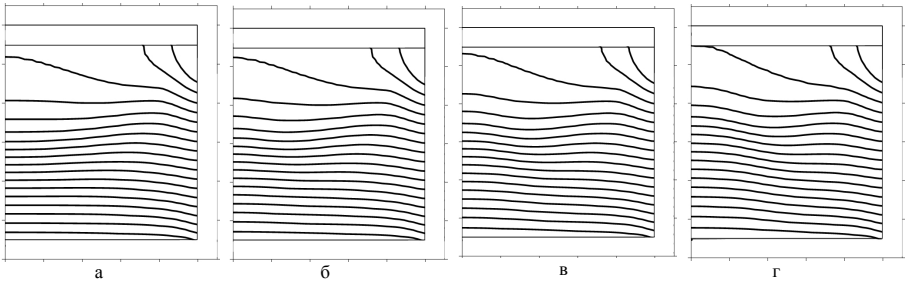


Рис. 1: Эволюция формы фронта кристаллизации для режима термогравитационной конвекции (а) и гравитационно-центробежной конвекции при равномерном вращении тигля со скоростями 0.25 об/мин (б), 0.5 об/мин (в) и 1 об/мин (г). Двум соседним положения фронта соответствует промежуток времени Δt=10 мин.

О сырьевых ограничениях развития солнечной энергетики в 2012-2020 г.г.

Наумов А.В. [1)], ***Плеханов С.И.*** [1)]

info@npp-kvant.ru
[1)]ОАО «НПП КВАНТ», г. Москва

В 2009 г. производство солнечных элементов составило 7.4 ГВт, в 2010 г. - 16.4 ГВт, в 2011 г –26.5-29.4 ГВт. Существуют различные сценарии дальнейшего развития солнечной энергетики, как по абсолютным значениям мощностей вводимых солнечных элементов (СЭ), так и по типам СЭ (Рис.1,2) [1,2]. Предпринята попытка определить насколько надежна сырьевая база различных типов СЭ для решения различных задач роста, и каковы сырьевые ограничения того или иного сценария. Проводится анализ вариантов развития до 2020 г, а также исследование сырьевых аспектов развития солнечной энергетики, как c-Si, так и тонкопленочные СЭ на Si, CdTe, CIGS, GaAs/Ge Определены лимитирующие элементы для каждого типа СЭ, потребности в сырьевых материалах для выпуска СЭ различных типов. Приведена оценка возможных диапазонов роста СЭ на основе Si, CdTe, CIS/CIGS , а также A_3B_5/Ge на период до 2020 г., исходя из распространенности элементов в земной коре; возможностей добывающих и потребляющих отраслей; тенденций развития др. потребляющих отраслей.

Сделаны выводы о реалистичности различных сценариев развития фотовольтаики, исходя из сырьевых ограничений. Установлено, что реализация некоторых сценариев развития маловероятна в указанные сроки.

Литература

1. «Обзор рынка солнечных фотоэлементов на не-кремниевой основе и материалов для их производства в мире»// Инфомайн, М., 2011г.,120 с.
2. D. Schreiber ”Solar PV markets and Industry Today and Tomorrow Global Vision”// 2011 // www. eupd-research.com

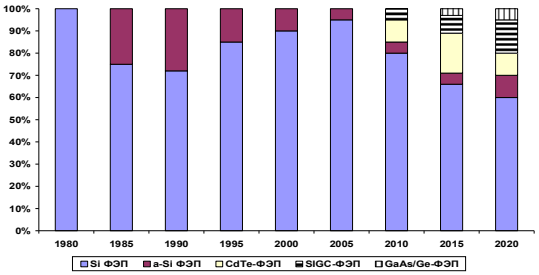


Рис. 1. Развитие СЭ по типам ФЭП (1980-2020 гг)

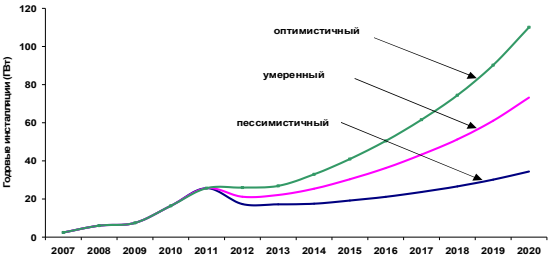


Рис.2 Различные сценарии развития СЭ

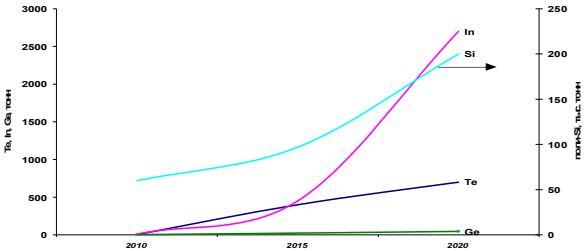


Рис.3 Потребность в базовых материалах для СЭ до 2020 г.(для умеренного сценария)

Свойства субмикронных и наноразмерных слоев Si в системах $SiO_2/Si/SiO_2$ и нанопроволочных структур на их основе

Наумова О.В. [1)], ***Фомин Б.И.*** [1)], ***Кулубаева Э.Г.*** [1)], ***Попов В.П.*** [1)]

naumova@isp.nsc.ru
[1)]Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН, Новосибирск, Россия

Наиболее перспективным элементом современной наноэлектроники являются нанопроволочные транзисторы. Основной технологией их интегрального производства считается наноструктурирование слоев монокристаллического кремния на изоляторе. Электрические свойства приборов на основе таких слоев будут определяться набором факторов: свойствами исходного материала, способами формирования субмикронных и нанометровых слоев Si, способами структурирования нанослоев Si, состояниями на границах раздела Si/SiO_2, свойствами диэлектриков и др. Из-за наличия двух границ раздела Si/SiO_2 и ограничений по толщине Si возникает ряд методических проблем при характеризации обедняемых слоев кремния. Особенно остро этот вопрос стоит при использовании нанослоев Si со свободной поверхностью (с естественным слоем SiO_2 на Si), когда состояние поверхности является неконтролируемым.

В данной работе приводятся результаты систематических исследований электрических свойств структур $SiO_2/Si/SiO_2$ (с субмикронными и нанометровыми слоями Si) и условий их характеризации в зависимости от 1) свойств исходного материала Si (Чохральского или зонной плавки), 2) состояния открытой поверхности, 3) управляемого состояния поверхности, а также модификации структурных и электрических свойств систем 1) при переходе к нанометровым слоям Si (при термо-окислительных обработках), 2) наноструктурировании, и 3) имплантации примеси (бора и фосфора).

Субмикронные слои Si были получены методом их переноса, индуцированного водородом, на термически окисленную подложку (скрытый SiO_2). Переход к нанометровым слоям осуществлялся циклом последовательных операций – термическое окисление при 900-1000°С– удаление жертвенного окисла в HF, наноструктурирование - с использованием электронной литографии и газового травления. Использовались также различные режимы формирования слоев SiO_2 на поверхности Si и способы химической обработки для стабилизации зарядового состояния открытой поверхности. Зависимости подвижности носителей заряда от их избытка или напряженности электрического поля в индуцированных вблизи границ раздела каналах проводимости были использованы в качестве основного (комплексного) параметра структур, отражающих как свойства самого Si, так и границ раздела. Проведенные исследования (в частности, измеренные температурные зависимости подвижности носителей заряда) позволили 1) определить доминирующий механизм рассеяния носителей заряда при варьировании вышеперечисленных факторов, 2) понять связь между формируемыми структурными дефектами и электрическими свойствами систем, 3) определить способы увеличения подвижности носителей заряда в наноповолочных структурах.

Работа выполнена при поддержке гранта.

Оптические свойства структурно-совершенных монокристаллических пластин кремния

***Дашевский М.Я.*[1)], *Фонин М.В.*[1)], *Воронова. М.И.*[1)], *Козлова Н.С.*[1)], *Мычко Е.О.*[1)], *Сименел Н.А.*[1)]**

m_dashevsky@mail.ru
[1)]Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего профессионального образования -«Национальный исследовательский технологический университет „МИСиС“»

В работах (1-3), установлено, что в бездислокационных пластинах кремния, ориентированных по плоскости (100), наблюдается смещение края фундаментальной полосы пропускания в область более коротких длин волн, при этом величина смещения увеличивается при уменьшении толщины пластины; высказано предположение, что это явление связано с увеличением ширины запрещенной зоны.

В настоящей работе исследованы тонкие монокристаллические пластины кремния, ориентированные по плоскостям (100) и (111), толщина которых изменялась от 200 мкм до 80 мкм; структурное совершенство пластин оценивали с помощью рентгеновских кривых качания.

Установлено, что начиная с толщины пластины 150 мкм. происходит смещение края фундаментальной полосы пропускания в область более коротких длин волн, при этом более интенсивно край полосы пропускания смещается в пластинах, ориентированных по (111).

Обсуждается возможный механизм установленного явления.

Литература

1. Дашевский М.Я, Пархоменко Ю.Н, Дадонов А.М, Минькова О.В. В сб. «Тезисы докладов Конференции «Кремний-2007»; М. :МИСиС, 2007г., стр. 43.
2. Дашевский М.Я., Пархоменко Ю.Н., Дадонов А.М., Минькова О.В., Воронова М.И., Сидоров А.С., Козлова Н.С., Панарин Ю.Н., Сименел Н.А., Аксенов Т.Ф. В сб. «Тезисы докладов Конференции «Кремний-2010». Н.Новгород, из-во Нижегородского Университета. 2010г., стр.44.
3. Дашевский М.Я., Пархоменко Ю.Н., Дадонов А.М., Минькова О.В., Воронова, Козлова Н.С., Сименел Н.А., Кугаенко О.М., Мавланкулова И.А. В сб. «Тезисы докладов Конференции «Кремний-2011».Москва, НИТУ «МИСиС», 2011г. стр.92.

Устные доклады, секция 4

Приборные структуры на основе кремния для микро-, опто-, солнечной и силовой электроники, микромеханики и других применений

Солнечные элементы с зарядовой подкачкой: теоретические перспективы и технологические аспекты применения

Гусев В.А.[1)], Старков В. В.[2)], Тетерский А.В.[2)]

starka@iptm.ru
[1)]Севастопольский национальный технический университет. Ул. Университетская, 33, г. Севастополь, Украина
[2)]Учреждение Российской академии наук Институт проблем технологии микроэлектроники и особочистых материалов РАН. ул. Институтская, 6, ИПТМ РАН, г.Черноголовка, Московская область, Россия

Стоимость и КПД фотопреобразователей (ФЭП) в значительной мере определяются свойствами полупроводникового материала и технологией его изготовления. За полвека развития технологии солнечных ФЭП были исследованы десятки различных полупроводниковых материалов. Эти исследования и результаты опытной эксплуатации показали, что основным кандидатом на широко масштабное применение в гелиоэнергетике является кремний. В настоящее время около 90 % производимых в мире солнечных элементов изготавливается из монокристаллического, поликристаллического (мультикремний) и аморфного кремния. Целью настоящей работы является повышение эффективности ФЭП за счет уменьшения времени разделения и коллектирования фотогенерированных носителей заряда в традиционной кремниевой структуре n^+-p-p^+ типа, достигаемая формированием в базовой области так называемых «зарядовых насосов» [1] рис. 1.

В работе проведен анализ инерционности процессов разделения и коллектирования фотогенерированных носителей заряда в традиционной структуре кремниевых солнечных элементов с зарядовыми насосами в виде локальных областей противоположного типа проводимости в базе с плавающим потенциалом. Предложена эквивалентная схема замещения в виде многоэмиттерного биполярного транзистора. Представлены результаты экспериментальных исследований влияния зарядовых насосов на световую вольтамперную характеристику ФЭП [2]. Рассмотрены технологические аспекты формирования структуры ФЭП с зарядовыми насосами.

Литература

1. В.А. Гусев, *Фотопреобразователи на основе зарядовых насосов.* Вестник СевНТУ: сб. научн. тр. Вып. 114. Серия: информатика, электроника, связь. *(Севастополь. Украина, 2011)* с. 199-203.
2. Гусев В.А., Старков В.В., Шоферистов С.Е.**,** *Повышение эффективности фотопреобразователей с зарядовыми насосами.* Вестник СевНТУ: сб. научн. тр. Серия: информатика, электроника, связь. *(Севастополь. Украина, 2012)*, в печати.

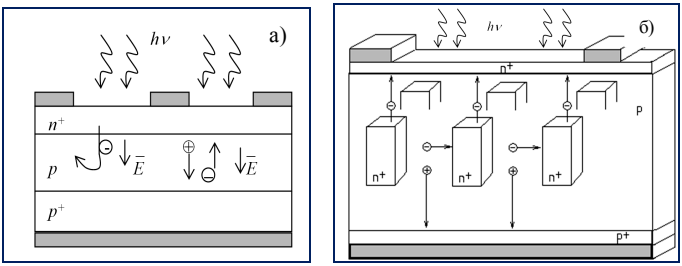


Рис. 1. Поперечная структура ФЭП. а) структура традиционно выпускаемых ФЭП с тонкой базовой областью, б) Структура ФЭП со встроенными зарядовыми насосами.

Пространственно-неоднородный режим субнаносекундного лавинного переключения высоковольтных кремниевых диодов

Родин П.Б. [1)], ***Минарский А.М.*** [2)], ***Грехов И.В.*** [1)]

rodin@mail.ioffe.ru
[1)]ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия
[2)]АФТУ РАН, Санкт-Петербург, Россия

Эффект задержанного лавинного переключения высоковольтных диодных структур состоит в переходе структуры из блокирующего в проводящее состояние за время, на порядок меньшее времени пролета носителя через базу (менее 100 ps), при напряжении переключения примерно вдвое превосходящем напряжение стационарного лавинного пробоя [1]. Несмотря на неоднократные попытки численного моделирования этого процесса (например, [2-6]), количественное согласие с экспериментом до сих пор отсутствует. В настоящем сообщении показано, что такое согласие может быть достигнуто, если предположить, что лавинный пробой происходит только на части площади структуры. Моделирование осуществлено в рамках диффузионно-дрейфовой модели, дополненной уравнениями Пуассона и Кирхгофа [5], с учетом термополевой ионизации глубоких технологических дефектов, обеспечивающей затравочные носители для запуска ударной ионизации в обедненной структуре [7].

На первой стадии процесса переключения в структуре возбуждается волна ударной ионизации TRAPATT-типа, скорость которой в несколько раз превышает насыщенную дрейфовую скорость. Емкость пассивной части структуры препятствует падению напряжения на структуре, в результате чего на этапе пробега фронта напряжение остается практически постоянным. В этом состоит первое принципиальное отличие однородного и неоднородного режимов. Вторая стадия переключения начинается, когда пробег волны завершает формирование проводящего канала. В момент исчезновения ОПЗ напряженность электрического поля в проводящем канале возрастает до $2...3\cdot10^5$ V/cm, что приводит к ударно-ионизационному пробою канала. Именно на этом этапе, а не на этапе пробега волны ионизации, формируется быстрый высоковольтный перепад напряжения: за время около 50 ps напряжение падает от нескольких киловольт до нескольких сот вольт. Таким образом, актуальное время переключения по уровню перепада напряжения 0.1-0.9 не связано со скоростью пробега фронта ионизации. Ударно-ионизационный пробой проводящего канала – это второе принципиальное отличие неоднородного режима от однородного. Пассивная часть структуры на этом этапе играет роль «форсирующей» емкости, разрядка которой через плазменный канал увеличивает плотность тока и обеспечивает интенсивную ударную ионизацию. Отношение $K \equiv S/S_a$ полной площади структуры S к площади активной части S_a представляет собой параметр модели. Хорошее согласие с экспериментом [1] достигается в интервале значений K : 5...40.

Литература

1. И.В. Грехов, А.Ф. Кардо-Сысоев, Письма в ЖТФ, **5**(15), 950 (1979).
2. Ю.Д. Биленко, М.Е. Левинштейн, М.В. Попова, В.С. Юферев. ФТП, **17**(10), 1812 (1983).
3. А.Ф. Кардо-Сысоев, М.В. Попова, ФТП, **30**(5), 803 (1996).
4. F.J. Focia et al. IEEE Trans. Plasma. Sci., **25**(2), 138 (1997).
5. P. Rodin, U.Ebert, W. Hundsdorfer, I. Grekhov. J. Appl. Phys., **92**(4), 1971 (2002).
6. И.В. Грехов, П.Б. Родин. Письма в ЖТФ, **37**(18), 17 (2011).
7. E.V. Astrova, V.B. Voronkov, V.A. Kozlov, A.A. Lebedev. Semicond. Sci. Technol., **13**(5), 488 (1988).

Особенности технологии изготовления МЭМС для оптического считывания выходных сигналов

***Золотарев В.И.*[1)], *Рудаков Г.А.*[2)]**

rudakov_g@mail.ru
[1)]Национальный исследовательский университет «МИЭТ», Москва, Зеленоград, Россия
[2)]НПК «Технологический центр», Москва, Зеленоград, Россия

Большинство технологических процессов создания микроэлектромеханических систем (МЭМС) заимствованы из технологии изготовления кремниевых интегральных схем (ИС), тем не менее, между этими технологиями имеются существенные различия. Такие типичные процессы изготовления кремниевых ИС как осаждение слоев поликристаллического кремния, диэлектрических и металлических слоев, их травление претерпевают существенные изменения из-за конечных требований к получаемым слоям и условиям проведения операций в случае их применения в МЭМС-технологиях.

Для МЭМС-применений характерны толщины функциональных и «жертвенных» слоев от 0.1 мкм до 5 мкм и более, а в случае ИС эти величины не превышают 1 мкм. Осаждаемые слои должны иметь малые остаточные механические напряжения, а совместное использование диэлектрических слоев, в частности, полиамидных и металлических пленок требует применения процессов осаждения при пониженных температурах. Для высвобождения подвижных механических частей необходимы процессы травления диэлектрических, кремниевых или полиамидных слоев, обладающие высокой селективностью к материалам структуры, высокой проникающей способностью и исключающие эффекты «залипания»; такими свойствами обладают процессы газофазного травления оксидов кремния в парах HF или кремния в XeF_2.

В работе представлены результаты исследования и оптимизации отдельных элементов технологии изготовления термочувствительной микрооптомеханической структуры (МОМС). На рис.1 приведен один из вариантов структур, полученных с применением данной технологии.

Структура содержит нитридную мембрану с полуотражающим слоем, подвешенную на биморфных консолях из нитрида кремния и алюминия, закрепленных на кремниевой подложке. В качестве жертвенного слоя использован специально разработанный слой оксида кремния, полученный низкотемпературным PECVD осаждением, который имеет высокую скорость травления и обеспечивает его быстрое удаление в последующих процессах травления.

При удалении жертвенного слоя применение жидкостных способов травления оказалось малоэффективным в силу малой селективности к металлам, используемым в элементах конструкции ОЭМС, а также прилипания и разрушения подвижных консолей и мембран при последующих операциях отмывки и сушки. Процесс травление слоев оксида кремния в смеси паров HF/CH_3COOH на установке газофазного травления PRIMAXX CET обеспечивает высокую селективность к материалу мембраны и к металлическим элементам конструкции, отсутствие эффектов прилипания и разрушения мембран.

При оптимизации технологий формирования нитрида, оксида кремния и технологии газофазного травления жертвенного слоя получена селективность травления Si_3N_4/SiO_2 до 1/200. Совокупность технологической и конструктивной оптимизации конструкции позволили реализовать матричные МОМС с числом ячеек 32x32 и шагом 50x50 мкм.

Работа выполнена в Национальном исследовательском университете «МИЭТ» при поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации, Государственный контракт № 16.426.11.0045.

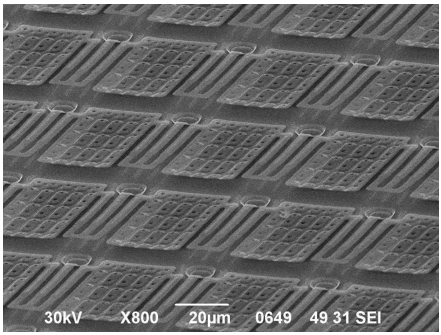


Рис. 1. Микрофотография фрагмента матричной МОМС для оптического считывания.

Компьютерное моделирование в производстве силовых тиристоров

***Матюхин С.И.*[1)], *Писарев А.А.*[2)] , *Ставцев А.В.*[2)]**

a.pisarev@proton-electrotex.com
[1)]Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Государственный университет — учебно-научно-производственный комплекс», Орёл, Россия
[2)]Закрытое акционерное общество «Протон-Электротекс», Орёл, Россия

При производстве силовых полупроводниковых приборов во внимание должны быть приняты многие жёсткие и конкретные требования. Для обеспечения этих требований необходимо развитие гибкой системы производства. Важными вопросами являются обеспечение производства необходимыми материалами и получение характеристик приборов, отвечающих специальным требованиям заказчика [1].

Для обеспечения производства необходимыми материалами в ЗАО «Протон-Электротекс» используется система учёта и планирования производства ERP (Enterprise Resource Planning) [2]. Однако открытым остаётся вопрос обеспечения необходимых электрических, тепловых, механических и надежностных характеристик.

Важное место в этом вопросе занимает компьютерное моделирование, которое в наши дни успешно применяется на практике при проектировании силовых полупроводниковых приборов [3]. В настоящей работе методы компьютерного моделирования использовались для совершенствования конструкции силовых тиристоров.

Можно говорить о нескольких разных подходах к компьютерному моделированию тиристора, при которых используются следующие модели: 1) двухмерная модель, искажающая топологию металлизированных электродов, которая не позволяет учитывать технологическую шунтировку, 2) квазитрёхмерная модель с последующей трансляцией шунтов вокруг оси симметрии прибора, которая позволяет задавать правильную геометрию металлизированных электродов, но не позволяет учитывать технологическую шунтировку и 3) квазитрёхмерная модель, включающая один шунт. Пример модели участка тиристора, включающего один шунт, приведён на рисунке 1. В этом случае шунт такой структуры является локальным управляющим электродом, через который возможно осуществлять включение тиристора. Однако исследование влияния геометрии управляющего электрода и регенеративной области на динамические характеристики прибора является невозможным.

В работе представлена трёхмерная модель тиристора. Структурная схема моделирования в среде Sentaurus TCAD изображена на рисунке 2.

Основные преимущества этой модели:

- модель создана при помощи скрипта на языке Scheme, что позволяет гибко изменять технологические особенности изготовления;
- в модели без искажений учтены топологии технологической шунтировки и металлизированных электродов, что позволяет исследовать их влияние на динамические характеристики;
- модель позволяет получать распределения физических величин в объёме полупроводниковой структуры, что даёт возможность изучения процессов, протекающих в ней при работе, а также исследовать влияние размерных эффектов.

Литература

1. A.V.Stavtsev, A.M.Surma. Bodo’s Power Systems, **2**, 26 (2012).
2. P.A.Semenov. Bodo’s Power Systems, **7**, 38 (2011).
3. С.И.Матюхин, А.А.Писарев, А.В.Ставцев. Информационные системы и технологии, **1**, 46 (2011)

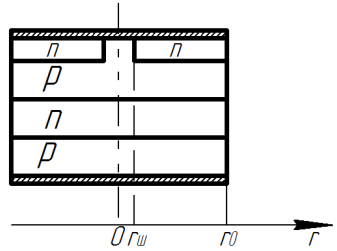


Рис. 1. Область структуры радиусом r_0, включающая шунт радиусом $r_ш$.

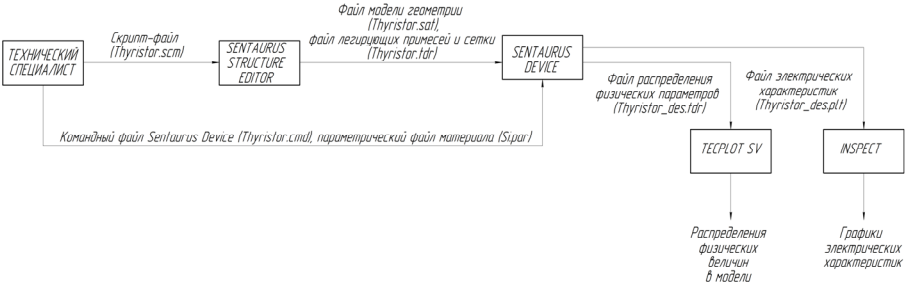


Рис. 2. Структурная схема компьютерного моделирования в среде Sentaurus TCAD.

Устные доклады, секция 5

Другие твердотельные структуры на подложках кремния для нано- и оптоэлектроники, спинтроники и фотоники

Проектирование и оптические свойства микрорезонатора на основе макропористого кремния

***Ли Г.В.*[1)], *Астрова Е. В.*[1)], *Толмачев В.А.*[1)], *Жарова Ю.А.*[1)], *Дьяков С. А.*[2)], *Перова Т.С.*[2)], *Балдычева А.В.*[2)], *Гиппиус Н. А.*[3)], *Тиходеев С.Г.*[3)]**

GalyaFedulova@mail.ioffe.ru
[1)]Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, 194021 Санкт-Петербург, Россия
[2)]Dept. of Electronic and Electrical Engineering, Trinity College Dublin, Dublin 2, Ireland
[3)]Институт общей физики им. А.М. Прохорова РАН, Вавилова 38, 119991 Москва, Россия.

Метод фотоэлектрохимического травления (ФЭХТ) кремния [1] перспективен для создания фотонных кристаллов (ФК) и получения структур на их основе. Возможность ФЭХТ получать в одном процессе поры и щели с высоким аспектным отношением глубины к диаметру $l/d > 100$ [2,3] позволяет изготавливать различные функциональные элементы микрофотоники. В данной работе мы детально рассматриваем особенности получения данным методом микро резонатора (МР), основанного на 2D ФК структуре с щелевым дефектом. Период треугольной решетки ФК составляет a = 3,75 мкм, что позволяет регистрировать первую фотонную запрещенную зону (1 ФЗЗ) в спектральном диапазоне 650 $см^{-1}$ – 1450 $см^{-1}$ с помощью Фурье спектрометра, оснащенного ИК микроскопом. Выбор такой структуры связан с тем, что на ее основе можно изготовить электроуправляемый МР путем введения в щелевой дефект нематического жидкого кристалла.

Метод ФЭХТ чувствителен к нарушению периодичности рисунка из-за перераспределения плотности тока травления и возникающего при этом изменения размеров и формы пор и щелей [3], что существенно влияет на оптические характеристики ФК. Расчет модельной структуры МР проводился методом матрицы рассеяния [4]. Рассеяние, возникающее из-за наличия шероховатости стенок щелей и пор, учитывалось путем использования комплексного показателя преломления кремния n=3.42+ki. Изготовлены структуры МР, состоящие из 10 рядов пор, располагающихся вдоль направления Г-К решетки ФК, со щелевым дефектом в центре (рис.1) и исследованы их оптические характеристики. Проведено сравнение экспериментальных спектров с расчетными (рис.2). На спектре отражения в 1 ФЗЗ на месте резонаторной моды хорошо виден провал, имеющий низкую добротность. Анализ полученных спектров показывает, что этот провал связан с поверхностным состоянием типа Таммовского, обусловленного наличием слоя кремния на границе с воздухом w [5]. Он перекрывается с резонаторной модой и приводит к снижению добротности результирующего состояния. Исследована зависимость спектрального положения поверхностной моды от w. Установлено, что при $w \leq 0.55a$ поверхностная мода не попадает в 1 ФЗЗ. Исходя из фитинга экспериментальных спектров и потерь в структуре делаются оценки мнимой части комплексного показателя преломления k. Анализируется влияние рассеяния на амплитуду поверхностного и дефектного пиков и формулируются условия, которые необходимо соблюдать при проектировании и изготовлении МР методом ФЭХТ кремния.

Работа выполнена при поддержке гранта ведущих научных школ НШ-3008.2012.2

Литература

1. V.Lehmann, H.Föll. J. Electrochem. Soc. **137**, 653 (1990).
2. R.B.Wehrspohn, S.L.Schweizer, V.Sandoghdar. Phys. Stat. Sol. (a) **204**, 3708 (2007)
3. E.V.Astrova, G.V.Fedulova, Yu.A.Zharova Solid State Phenomena Vols. **178-179**, 459 (2011)
4. D. M. Whittaker, I. S. Culshaw. Phys. Rev. B **60** (24), 2610 (1999).
5. N. Malkova, C. Z. Ning. J. Phys.: Condens. Matter **19,** 056004 (2007).

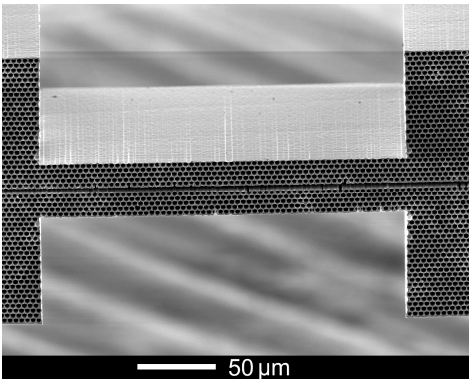


Рис. 1. SEM изображение кремниевого микрорезонатора со щелевым дефектом, симметрично встроенным в треугольную решетку из 10 рядов пор с периодом a=3,75 мкм

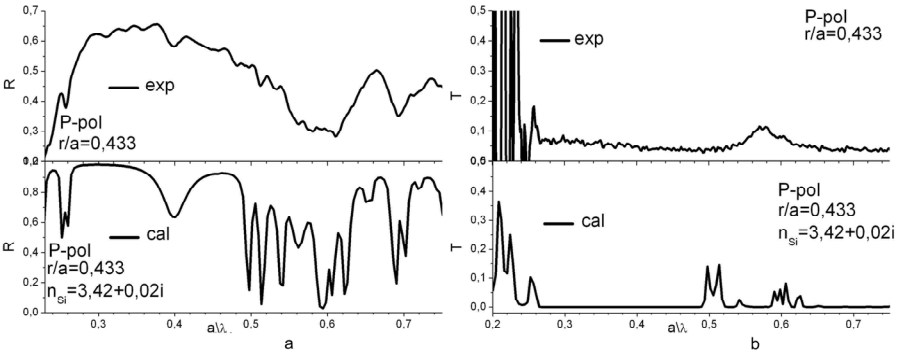


Рис. 2. Экспериментальный и расчетный спектры отражения (a) и пропускания (b) структуры МР для света p-поляризации. Параметры для расчета: Г-М ориентация, a=3,75 мкм, фактор заполнения r/a=0.433, где r – радиус пор, величина предслоя на краю структуры w=0.679a, в середине образца w*=0.549a, показатель преломления кремния n=3.42+0.02i.

Зависимость деформационного состояния пленок GaAs на вицинальных подложках Si(001) от способа формирования первых монослоев

***Василенко А.П.*[1)], Колесников А.В.[1)], Лошкарев И.Д.[1)], Труханов Е.М.[1)], Путято М.А.[1)], Семягин Б.Р.[1)], Преображенский В.В.[1)]**

vap@isp.nsc.ru
[1)]Институт физики полупроводников СО РАН, Новосибирск, Россия

Обнаружен эффект зависимости деформационного состояния пленок GaAs толщиной 1мкм, выращенных МЛЭ на вицинальных подложках Si(001)-6° от способа зарождения первых монослоев. Различие способов зарождения заключается в том, что послойная эпитаксия начиналась в одном случае с осаждения As на поверхность Si, а в другом с замещения атомами As верхнего монослоя кремния.

В авторском коллективе разработана рентген-дифрактометрическая методика характеризации деформационного состояния эпитаксиальных гетеросистем на вицинальных подложках [1]. Деформации пленки рассматриваются независимо в двух взаимно перпендикулярных сечениях. В каждом из сечений определяются аксиальные рентгеновские деформации $\varepsilon_{\perp}$ и $\varepsilon_{||}$, а также для описания сдвиговых деформаций вводятся два угла (γ_1, γ_2).

Анализ сдвиговых углов γ_1, и γ_2 показал, что в большинстве случаев поворот решетки пленки больше, чем ее **сдвиговая деформация**. Это характерно для пленок с релаксацией около 100%. Кроме этого, при замещении подслоя кремния мышьяком величина **сдвиговой** компоненты деформации решетки GaAs в среднем больше чем при осаждении As.

Самое яркое различие между образцами с разным способом зарождения заключается в том, что направление преимущественного поворота решетки пленки меняет знак. При мышьяковом зарождении без замещения отклонение от сингулярной ориентации в GaAs уменьшается, а при замещении кремния мышьяком - увеличивается. Величина поворота кристалла пленки относительно подложки составляет от 700 до 1700 угл. сек.

Причины такой явной зависимости деформационного состояния пленки GaAs от способа зарождения, по-видимому, следует искать в конфигурации межатомных связей на границе раздела и ее влиянии на процесс зарождения дислокаций несоответствия при начальной стадии релаксации. Индикатором конфигурации межатомных связей в процессе роста служит поверхностная структура, регистрируемая с помощью дифракции быстрых электронов.

На вицинальных подложках Si при отжиге одноатомные ступени объединяются в двухатомные (террасы высотой в два атомных слоя). В этом случае на всех террасах ориентация димеров Si относительно их краев одинаковая: вдоль ступеней [2]. В зависимости от того, замещается или нет кремний мышьяком в начале роста, регистрируется разная ориентация димеров As на поверхности, и ячейка поверхностной структуры (2×4) ориентирется либо перпендикулярно, либо вдоль ступеней [3]. Такое поведение поверхностной структуры свидетельствует о различной ориентации связей As-Si по отношению к оси отклонения подложки.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 10-02-00902-а и Интеграционного междисциплинарного проекта СО РАН №72.

Литература

1. А.В. Колесников и др., Известия РАН, серия физическая, т.75, №5 стр. 652–655 (2011).
2. R.D. Bringans et al, Phys. Rev. B 34, 7447 (1986).
3. R.D. Bringans, D.K. Biegelsen, and L.-E. Swartz, Phys. Rev. B 44, 3054 (1991).

Electrical properties of Gd-implanted SnO_2 films

Ksenevich V.K. [1)], ***Odzhaev V.B.*** [1)], ***Shvarkov S.*** [2)], ***Reuter D.*** [2)], ***Wieck A.D.*** [2)]

ksenevich@bsu.by
[1)]Physics Department, Belarusian State University, Minsk, Belarus
[2)]Department of Physics and Astronomy, Bochum Ruhr-University, Bochum, Germany

Tin dioxide is an excellent material, because of its metal-like conductivity, excellent optical transparency, and high chemical stability. Therefore tin dioxide thin films have been widely used as transparent electrodes in LEDs [1], liquid crystal displays [2], solar cells [3] etc. Room temperature ferromagnetism (RTFM) was recently induced in SnO_2 by means of transition metal doping (Co, Mn, Fe etc.) [4]. This makes possible the new potential application of SnO_2 in the emerging field of spintronics. Besides that, doped and undoped tin dioxide films can be considered as a model system for studying metal-insulator transition and quantum corrections to conductivity [5]. We report here electrical properties of polycrystalline SnO_2 films implanted with Gd^{3+} ions.

Thin SnO_2 films were fabricated by means of gas transport of tin chloride vapor [as a result of the heating of the tin chloride hydrate ($SnCl_2 \cdot 2H_2O$)] on the substrates either Si/SiO_2 or polycrystalline Al_2O_3 with previously deposited Sn-containing polymer networks [6]. Than samples were implanted by Gd^{3+} ions with a dose in the range $1.5 \cdot 10^{13}$-10^{15} cm^{-2}. The dependencies of the samples' resistance on temperature were measured in the range 4.2-300 K in He close-cycled refrigerator.

The temperature dependencies of the resistance for SnO_2 films implanted by Gd^{3+} ions represented typical behavior for disordered systems in the vicinity of metal-insulator transition. The negative temperature coefficient of the resistance ($dR/dT<0$) in the whole investigated temperature range (4.2-300 K) with coefficient $R(4.2\ K)/R(300\ K) < 2$ was observed for samples implanted with different doses. It was found that in the low temperature range (up to T~12-60 K for samples implanted with different doses) temperature dependence of the resistance follows behavior inherent for 2D disordered systems: $1/R \sim LnT$ [7]. Crossover to the behavior typical for 3D disordered materials was observed as the temperature increases.

The work was supported by the Belarusian Republic Foundation for Fundamental Research (grant F11F-007). V. K. would like to acknowledge DAAD for financial support and Prof. A. D. Wieck for hospitality.

References

1. J.-H. Oh, T.-Y. Seong, H.-G. Hong, K.-K. Kim, S.-W. Yoon, and J.-P. Ahn, J. Electroceram. (2011) 27, 109.
2. K. Y. Kim, E. R. Kim, K. Y. Han, K. H. Nam, and D. W. Ihm, Jpn. J. Appl. Phys. (2002) 41, 237.
3. S. Ferrere, A. Zaban, B.A. Gsegg, J. Phys. Chem. B (1997) 101, 4490.
4. S. B. Ogale, R. J. Choudhary, J. P. Buban, S. E. Lofland, S. R. Shinde, S. N. Kale, V. N. Kulkarni, J. Higgins, C. Lanci, J. R. Simpson, N. D. Browning, S. Das Sarma, H. D. Drew, R. L. Greene, and T. Venkatesan, Phys. Rev. Lett. (2003) 91, 077205.
5. T. Serin, A. Yildiz, N. Serin, N. Yildirim, F. Ozyurt, and M. Kasap, J. Electron. Mater. (2010) 39, 1152.
6. I. A. Bashmakov, T. A. Dauzhenka, V. K. Ksenevich, Proceedings of IV International Conference: Actual Problems of Solid State Physics, 20-23 October, 2009, Minsk, Belarus, (2009) 2, 43.
7. P. Lee, T.V. Ramakrishnan, Rev. Mod. Phys. (1985) 57, 287.

Спектромикроскопические исследования массивов субмикронных столбиков никеля в матрице SiO_2

***Турищев С.Ю.*[1)], *Паринова Е.В.*[1)], *Овсянников Р.Ю.*[2)], *Федотова Ю.А.*[3)], *Мазаник А.В.*[4)], *Федотов А.К.*[4)]**

parinova@phys.vsu.ru
[1)]Воронежский государственный университет, г. Воронеж, Россия
[2)]Гельмогльц центр - Берлин, г. Берлин, Германия
[3)]Национальный Центр физики частиц и высоких энергий, г. Минск, Беларусь
[4)]Белорусский государственный университет, г. Минск, Беларусь

Массивы столбиков никеля, сформированных трекинговым методом, исследовались методом спин-разрешенной фотоэмиссионной электронной микроскопии (SPEEM - Spin resolved Photoemission Electron Microscopy) с использованием высокоинтенсивного синхротронного излучения накопительного кольца BESSY II Гельмгольц центра - Берлин. Метод SPEEM позволяет получить информацию о морфологии, магнитной структуре и электронном строении в предельно малых полях зрения микроскопа. Данные SPEEM были получены путем регистрации электронного выхода в области ближней тонкой структуры $L_{2,3}$ края рентгеновского поглощения никеля (XANES - X-ray Absorption Near Edge Structure) с использованием синхротронного излучения круговой поляризации. Измерения проводились при комнатной температуре, аппаратурное уширение при регистрации XANES спектров составило ~ 0.1 эВ.

Показано формирование столбиков со средним диаметром ~ 500 нм. Столбики формируются как единично, так и группами, от трех до свыше пятнадцати, образуя островки размером, не превышающие 7 мкм, в которых, тем не менее, представляется возможным выделить отдельные столбики с тем же диаметром ~ 500 нм. Неединичные столбики соединены перегородкой, длиной 300 нм, шириной менее 50 нм.

Интегрально, XANES спектр, зарегистрированный вблизи $L_{2,3}$ края поглощения никеля, позволяет говорить о максимальном вкладе металлического никеля в состав поверхности столбиков. Зарегистрированы Ni $L_{2,3}$ спектры XANES с участков диаметром ~ 50 нм при максимальном удалении от сформированного столбика, с единичного столбика, с области, содержащей свыше десятка столбиков, сгруппированных в островок. Показано, что поверхность, незанятая столбиками (поверхность матрицы оксида кремния), содержит в небольших количествах остаточные загрязнения, включающие оксиды никеля, тогда как сформированные столбики представляют собой металлический никель. Спектры, полученные из участков, диаметром ~ 50 нм, с шагом между участками в 50 нм, как в отдалении от столбика, так и в его центре, позволяют говорить о наличии переходной области ~ 20-50 нм вблизи столбика, содержащей, вероятнее всего, как металлический никель, так и его нарушенные оксиды. Соединительная перегородка также представляет собой металлический никель, тем не менее, эффективность выхода электронов из перегородки выше в полтора раза. Распределение остаточной намагниченности как в поле зрения 10 мкм, так и в единичном столбике, в целом свойственно металлическому никелю, тем не менее, в области перегородки оно нулевое.

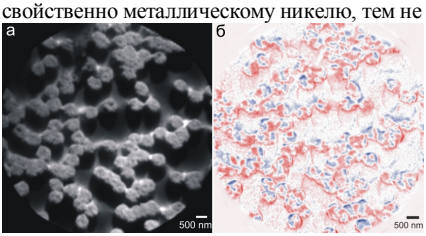


Рис. 1. Морфология (а) сформированных столбиков никеля в матрице SiO_2 совместно с распределением остаточной намагниченности (б).

Водородный мониторинг для исследований и технологического контроля кремния и структур на его основе

Полянский А.М. [1)], ***Полянский В.А.*** [2)], ***Яковлев Ю.А.*** [2)]

info@electronbeamtech.com
[1)]ООО «Научно-производственный комплекс Электронные и Пучковые Технологии», Санкт-Петербург, Россия
[2)]Институт Проблем Машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия

Водород в небольших количествах всегда содержится в кремнии. Создание структур на основе кремния приводит к существенному увеличению начальных концентраций водорода.

Взаимодействие водорода с кремнием и наноструктурами на его основе характеризуется несколькими значениями энергий связей.

Для абсолютного определения содержания водорода в чистом кремнии и в структурах на его основе нами был использован промышленный масс-спектрометрический анализатор водорода АВ-1, применяемый в металлургии. Разработаны методики определения содержания водорода в пластинах чистого кремния, в пленках на кремниевой подложке, а также распределение водорода по энергиям связи.

Применение этих методик к различным видам кремния и наноструктурным материалам показывает, что по результатам анализа содержания водорода можно судить о наличии дефектов структуры и об их количестве.

В частности, в некоторых пластинах из монокристаллического кремния обнаружены значительные содержания водорода (порядка 1 ppm при средних величинах 0,1 ppm). В случае металлов (например, чистый алюминий) это свидетельствует о наличии пор. Порообразование в результате высоких концентраций водорода хорошо изучено и является основой «Smart cut» технологии производства микросхем. Таким образом, водородный мониторинг дает возможность объективного выходного контроля качества кремниевых матриц.

Исследования, проведенные с наноматериалами, показывают аномально большие содержания водорода (тысячи ppm) в тонких пленках на кремниевой подложке. Чувствительность наших методик позволяет проводить измерения с образцами плёнок, имеющими массу порядка 3 мкг.

Обнаружена связь между динамикой выделения водорода в процессе анализа и наличием дефектов структуры, как в монокристаллическом кремнии, так и в плёнках на его поверхности.

В докладе приводятся результаты водородного мониторинга монокристаллического кремния, поликристаллического кремния, образцов с искусственно созданными в них дефектами структуры, аморфного кремния, аморфного углерода, наноплатины, наноалмазов. Исследованы причины расслоений интерфейсов и разрушения тонких плёнок на поверхности монокристаллического кремния при термомеханическом воздействии на них.

Главным преимуществом водородного мониторинга является представительность такого исследования. В процессе такого исследования оцениваются свойства от 10^{12} до 10^{22} наноструктур. Длительность исследования составляет от 15 минут до двух-трех часов. Такой подход оказывается самым быстрым, так как существующие микроскопические методы исследуют значительно меньшие выборки. Применение водородного мониторинга, как в исследованиях, так и в технологической цепочке производства кремния и структур на его основе, обеспечивают представительный и объективный контроль качества.

Математическое моделирование наноразмерных электронных структур с заданными свойствами

***Абгарян К.К.*[1)], *Михеев С.Ю.*[2)], *Харченко В.А.*[3)]**

kristal83@mail.ru
[1)]Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Вычислительный центр им. А.А. Дородницына Российской академии наук, Москва, Россия
[2)]Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет)
[3)]ОАО НТЦ РЭБ

Одним из приоритетных направлений при разработке инновационных радиоэлектронных средств гражданской и военной техники является создание новых наноразмерных электронных структур с уникальными физико–механическими свойствами для твердотельной СВЧ–электроники.

Использование предсказательного математического моделирования в сочетании с применением качественно новых технологий изготовления позволяет выращивать в лабораторных условиях смоделированные наноразмерные электронные структуры с заданными параметрами и прогнозируемыми свойствами.

В данной работе представлен общий подход к решению задачи получения перспективных материалов для СВЧ–электроники с прогнозируемыми свойствами. Применяется комплексный подход, который основан с одной стороны на предсказательном многомасштабном математическом моделировании, базирующемся на детальном изучении наноразмерных структур на атомистическом уровне и с другой стороны на сопоставлении экспериментальных и теоретических данных и уточнении математической модели исходя из полученных результатов. Кроме того, в ходе выполнения работ по математическому моделированию и экспериментальному получению конкретных наноразмерных электронных структур, а именно InN\Si (GaN\Si) была разработана технология модифицированного магнетронного напыления тонких пленок на монокристаллические подложки. Данная технология сочетает экономическую эффективность и высокую производительность. С ее помощью в лабораторных условиях были выращены стабильные структуры GaN и InN на кремнии. Математическое моделирование выращенных структур, осуществленное с помощью разработанной компьютерной модели наноразмерной электронной структуры, позволило определить наиболее стабильные позиции расположения атомов в интерфейсах InN/Si и GaN/Si а так же оценить величину энергии адгезии, характерную для этих структур.

Литература

1. Абгарян К.К., Хачатуров В.Р., Компьютерное моделирование устойчивых структур кристаллических материалов. Ж. вычисл.матем. и матем. физ., 2009. Т. 49. № 8. С. 1517-1530.
2. Абгарян К.К., Бажанов Д.И., Мутигуллин И.В. Применение высокопроизводительных вычислений для исследования электронных и структурных свойств тонких пленок InN и GaN на подложке кремния (111)// Вестник Московского авиационного института, 2010, Т. 19, № 6 , С. 163-166.
3. Абгарян К.К., Бажанов Д.И., Михеев С.Ю., Мутигуллин И.В., Рыжов Ю.А.Компьютерное моделирование и экспериментальное исследование кристаллического строения и электронных свойств нанопленок InN/Si и GaN/Si // Изв. РАН, серия Физическая. 2012, (в печати).

Устные доклады, секция 6

Диагностика кремния и приборных структур на его основе

Characterization of Si-SiGe Heterostrucrures using Dynamic Secondary Ion Mass Spectrometry and Atom Probe Tomography

Merkulov A.V. [1)], ***Ber B.Ya.*** [2,3)]

merkulov@cameca.com
[1)]CAMECA SAS, 29 Quai des Grésillons, 92622, Gennevilliers, Cedex, France
[2)]A.F. Ioffe Physical-Technical Institute, 194021, Saint Petersburg, the Russian Federation,
[3)]The Center of Multi-User Equipment "Material Science and Characterization for Advanced Technologies", 26 Polytechnicheskaya St., Saint Petersburg, the Russian Federation

Dynamic Secondary Ion Mass Spectrometry (D-SIMS) is a mature surface analysis technique. By now D-SIMS is used for over 40 years. Its development was manly fueled by semiconductor industry, where it is one of the key characterization tool for R&D, for monitoring of technological processes during production (at-line D-SIMS), and for failure analysis.

SIMS can be used to measure all elements and their isotopes in the Periodic Table. In the field of the physics of semiconductor devices D-SIMS analysis is one of the most important surface analysis techniques. Its importance is motivated by its trace sensitivity down to ppb levels, that makes possible to measure intentional and unintentional doping, as well as by its capability of accurate in-depth profiling of multilayered heterostructures and ultra-shallow implanted structures with nanometer depth resolution.. Valuable information about two-dimensional distribution of elements can be obtained by SIMS imaging. SIMS in-depth profiling and imaging may be combined to yield a three-dimensional SIMS chemical map of materials and heterostructures.

In this presentation basic phenomenon of SIMS process is described, and the issue of SIMS quantification is addressed. The technique of in-depth SIMS analysis is discussed, its strengths and limitations are considered focusing on the challenge of accurate analysis of near-surface and interface regions.

Elemental distribution near the surface or in depth located interfaces can be revealed by aim of the atom probe tomography technique (APT) which is considered as the only technique offering both 3D imaging and chemical composition measurements at the atomic scale for all elements. In the last few years, the major technical breakthrough has been the introduction of the short wavelength (UV) laser pulsing mode making possible the analysis of low conductivity materials (semiconductors and ceramics). This technique is still in development; however, some qualitative and quantitative results for comparison with matured D-SIMS technique results are already available.

The case studies shown illustrate the application of D-SIMS at low impact energy and ATP as complementary techniques to the in-depth characterization of modern Si-SiGe heterostructures and structures with ultra-shallow junctions. Fundamental and instrumental effects limiting the depth resolution, the sensitivity and the accuracy are discussed.

The information of state-of-the art instrumentation for D-SIMS and ATP analysis of semiconductor nano-scaled heterostructures is presented.

Измерение профилей мелкозалегающих примесей в кремнии методом РОР с нанометровым разрешением

Комаров Ф.Ф. [1)], ***Камышан А.С.*** [1)], ***Пилько В.В.*** [1)], ***Гришин П.А.*** [1)]

KomarovF@bsu.by
[1)]Научно-исследовательское учреждение «Институт прикладных физических проблем им. А.Н. Севченко» Белорусского государственного университета, Минск, Беларусь

Разработан и изготовлен спектрометр, предназначенный для количественного анализа содержания и распределения по глубине примесных атомов в приповерхностных слоях кристаллов и тонких пленок методом регистрации энергетических спектров ионов, испытавших резерфордовское рассеяние на углы более π/2 электростатическим анализатором энергии ионов (ЭСА) [1].

Разрешение метода RBS по глубине в тонких приповерхностных слоях толщиной ≈100 нм определяется, кроме геометрии рассеяния и шероховатости поверхности, еще главным образом, энергетическим разрешением спектрометра и величиной удельных энергетических потерь анализирующего пучка в исследуемой мишени. В случае ионов гелия оптимальной является энергия около 1 МэВ, где расположен максимум интегральной кривой удельных потерь (электронных + ядерных), тогда как для протонов, используемых в ЭСА, максимум располагается в области $E_0 < 100$ кэВ. В то же время весьма сложно на практике корректно регистрировать протоны с энергией менее 100 кэВ, т.к. амплитуда сигнала становится сравнимой с шумом спектрометра, кроме того, резко уменьшается доступная глубина анализа и диапазон регистрируемых элементов. Поэтому нами использовались пучки протонов с энергиями 210–240 кэВ. В связи с этим представлялось интересным сравнить результаты экспериментов, проведенных с использованием ЭСА, с результатами, полученными спектрометром RBS с полупроводниковым детектором с применением пучка He^+ ($E_0 = 1{,}0$ МэВ). Измерения проводились для неотожженных и отожженных при температуре 1050 °С образцов кремния, легированных ионами мышьяка с энергией 32 кэВ и дозой 10^{15} см$^{-2}$.

Для неотожженных образцов в обоих случаях получены практически симметричные сигналы, которые хорошо аппроксимируются гауссианой. Для отожженных образцов в случае измерения спектрометром с полупроводниковым детектором в геометрии скользящего пучка (угол падения 60º) расчетная концентрация атомов мышьяка в приповерхностном максимуме значительно меньше и профиль «растянут» в глубину. Кроме того, в этом случае для отожженного образца для угла падения, близкого к нормальному, были сняты спектры в «осевом» (режим каналирования) и «случайном» направлениях.

Разрешение по глубине ухудшается почти в 2 раза по сравнению с предыдущим случаем, и сигнал от As на «случайном» спектре практически симметричен. Однако представляется интересным, что на осевом спектре проявляется пик вблизи поверхности образца, что свидетельствует о повышенной концентрации межузельных атомов As в этой области.

Литература

1. А.С. Камышан и др. *Приборы и методы измерений*, Минск, БНТУ, **1**, 17 (2010)

Моделирование физических свойств нанокристаллического и аморфного кремния на основании исследования доменов и пор методом МУРР

Бойко М.Е. [1)], ***Бобыль А.В.*** [1)], ***Бойко А.М.*** [1)], ***Шарков М.Д.*** [1)], ***Теруков Е.И.*** [1)]

m.e.boiko@mail.ioffe.ru
[1)]ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН, СПб, Россия

Малоугловое рассеяние рентгеновских лучей (МУРР) может быть использовано как для исследования поликристаллических материалов, так и для характеризации несовершенства кристаллов, в частности, доменов и флуктуаций плотности при травлении у кремниевых пластин для фотоэлектрических солнечных элементов [1].

С помощью методики МУРР проводились наблюдения динамики роста доменов в кристалле в процессе образования нанокристаллического (μc-Si) и аморфного (α-Si) кремния. На основе данных МУРР были определены 3D параметры столбчатых призм на поверхности μc-Si солнечных батарей [2] и предложены кристаллическая модель распределения пор и кластерно-кристаллическая модель распределения доменов в μc-Si. В то же время результаты анализа слоев α-Si характерны для распределения кристаллитов по газовой модели с вариациями плотности.

Показано, что в образцах μc-Si домены имеют форму вытянутых вдоль нормали к поверхности колонн длиной около 700 нм и толщиной 20-60 нм, в образцах α-Si – сферических частиц до 40-60 нм в диаметре. Сформулировано предположение о том, что в α-Si домены внутри слоя образуют нерегулярную сеть. Анализ данных МУРР для образцов μc-Si в т.н. диапазоне Порода показал, что геометрия структуры пленок аналогична геометрии цепочек из кластеров или отдельных атомов.

Работа проводились при поддержке ГК 16.526.12.6017, и ГК 16.516.11.6053

Литература

1. V.V. Volkov, V.I. Lebedeva, I.V. Petrova, A.V. Bobyl, S.G. Konnikov, V.I. Roldughin, J. van Erkel, G.F. Tereshchenko. Advances in Colloid and Interface Science, **164**, 144 (2011).
2. M. Boiko, A. Boiko. Key Engineering Materials, **437**, 641 (2010).

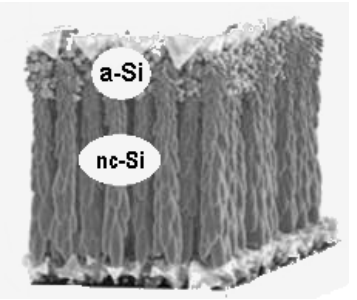


Рис. 1. Модель структуры α-Si/μc-Si.

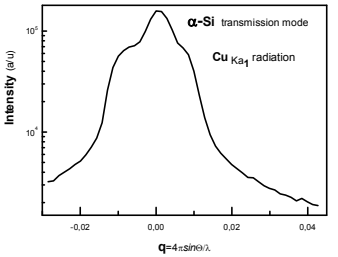


Рис. 2. Спектр МУРР в режиме «на прохождение», характерный для α-Si/μc-Si.

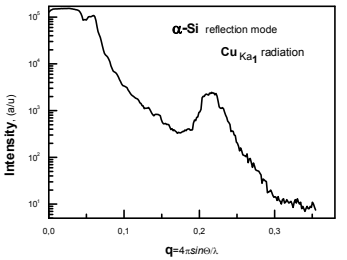


Рис. 3. Спектр МУРР в режиме «на отражение», характерный для α-Si/μc-Si.

Роль дислокаций несоответствия при образовании малоугловых границ в гетеросистемах с несингулярными ориентациями

Колесников А.В. [1)], ***Труханов Е.М.*** [1)], ***Ильин А.С.*** [1)], ***Лошкарев И.Д.*** [1)]

kolesn@isp.nsc.ru
[1)]Институт Физики Полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН, Новосибирск.

В современной экспериментальной и технологической практике все чаще используются подложки с несингулярными ориентациями границы раздела. Например, использование подложек, специально отклоненных на угол несколько градусов от плоскости (001), позволяет существенно снизить вероятность образования антифазных границ при росте соединений A_3B_5 на подложках Si. Однако в гетеросистемах с вициальными ориентациями (001) возникают дополнительные искажения кристаллической решетки пленки: ее разворот и сдвиговая деформация.

Нами развита [1] методика определения структурных параметров эпитаксиальных слоев по данным рентгеновской дифрактометрии, позволяющая анализировать триклинные искажения, которые возникают в гетеросистемах с несингулярными ориентациями. В работе исследовались пленки Ge_xSi_{1-x} на подложках Si двух видов вициальных ориентаций (001), полученных отклонениями от сингулярной в результате поворотов вокруг направлений <110> и <010>.

Зарегистрированы углы взаимного разворота кристаллических решеток дислокационной пленки Ge_xSi_{1-x} и подложки Si. В псевдоморфных образцах имеет место сдвиговая деформация кристаллической решетки пленки, связанная со ступенчатым строением гетерограницы. В дополнение к известному в литературе явлению разворота решетки пленки на вициальных границах [2, 3] нами установлено нарушение тетрагональной симметрии решетки пленки.

При введении дислокаций несоответствия наблюдается прямая зависимость величины разворота кристаллической решетки пленки относительно подложки от несоответствия и степени пластической релаксации, т.е. от плотности дислокаций несоответствия. Ось разворота совпадает с линией отклонения вициальной ориентации от сингулярной. Максимальное значение угла разворота 1675" зарегистрировано для образца Ge_xSi_{1-x}/Si (1 1 13) с составом x=0.27 и степенью релаксации 81 %. Сдвиговые деформации при этом по величине меньше, чем в нерелаксированных образцах и не превышают 100". Это можно объяснить накоплением в гетерогранице дислокаций несоответствия, принадлежащих одному семейству [4-5] и создающих аналог малоугловой границы. В работе анализируются различные варианты сеток дислокаций несоответствия, создающих малоугловые границы.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 12-02-01128-а и Интеграционного междисциплинарного проекта СОРАН №72.

Литература

1. А.В. Колесников и др. Известия РАН, серия физическая, **75, №5** с.652 (2011).
2. H. Nagai. J. Appl. Phys. **45,** 3789 (1974).
3. P. Auvray et al. Appl. Surf. Sci. **50,** 109 (1991).
4. E.M. Trukhanov and A.V. Kolesnikov. Applied Surface Science **123/124,** 669 (1998).
5. Е.М. Труханов. "Поверхность" **1,** 43 (2010).

Тонкая структура рентгеновских волновых полей в кристаллах кремния с локализованными наноразмерными деформациями

Суворов Э.В. [1)], ***Смирнова И.А.*** [1)]

suvorov@issp.ac.ru
[1)]Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия

Изучение рассеяния рентгеновских лучей на неоднородностях кристаллической решетки, связанных с дефектами, представляет интерес по нескольким причинам. Во-первых, он связан с фундаментальной проблемой – развитие динамической теории рассеяния для случаев реального кристалла. Во-вторых, знания особенностей дифракции позволяют качественно, а в ряде случаев и количественно, анализировать рентгеновский дифракционный контраст дефектов кристаллической решетки [1-4]. В качестве дефектов с неоднородными локализованными деформациями в представленной работе использовались единичные прямолинейные дислокации разных типов в монокристаллах кремния.

Анализ изображения дислокаций в методах рентгеновской секционной топографии показывает, что механизмы образования изображения сильно зависят от величины градиента функции локальных разориентаций отражающих плоскостей. В областях, где функция локальных разориентаций меняется достаточно медленно на расстояниях экстинкционной длины, рентгеновское волновое поле успевает подстраиваться под изменяющуюся решетку, возникает изгиб и смещение траекторий блоховских волн. Этот механизм формирования динамического изображения был описан в работе [5].

Совершенно другие факторы начинают работать в локальных областях, где кристаллическая решетка выходит за пределы области отражения. Здесь формируется прямое изображение дислокации. Локальные области кристаллической решетки, находящиеся в отражающем положении, и области, вышедшие за пределы брэгговского отражения, условно можно разделить псевдограницей. Тогда на такой границе должно возникать рассеяние, очень похожее на эффект Бормана-Лемана. Следовательно, здесь наиболее ярко будет проявляться механизм межветвевого рассеяния (interbranch scattering). Как было показано в работах [6-8], это явление вносит наибольший вклад в формирование дифракционного изображения локальных переходных областей, где решетка выходит из отражающего положения.

Ниже рассмотрены два примера секционного изображения дислокаций в монокристаллах кремния. Первый случай (см. рис.1.) – прямолинейная дислокация перпендикулярна поверхности кристалла. Здесь отчетливо показаны действия двух, обозначенных выше, механизмов рассеяния – фокусировки траекторий волновых полей и каналирования. Второй пример (см. рис.2.) иллюстрирует взаимодействие упругого поля дефекта с рентгеновскими волновыми полями, в результате чего образуется сложное изображение дислокации.

Литература

1. A. Authier. Dynamical Theory of X-Ray Diffraction. (Oxford, Science Publications, 2001) p. 734.
2. D.K. Bowen, D.K. Bowen, B.K. Tanner. High Resolution X-Ray Diffractometry and Topography, (London, Taylor & Francis Group, 1998) p. 273.
3. L.V. Azaroff. X-rays diffraction (New York, McGraw-Hill Book Company, 1974) p. 617.
4. П. Хирш, и др. Электронная микроскопия тонких кристаллов (М. Мир, 1968) с. 574.
5. E.V. Suvorov и др. Phys. Stat. Sol., (a) 26(1), 385 (1974).
6. Э.В. Суворов, И.А. Смирнова. ФТТ. 52(12), 2325 (2010).
7. Э.В. Суворов, И.А. Смирнова. ФТТ. 52(2), 241 (2010).
8. И.Л. Шульпина, Э.В. Суворов. Известия РАН. Серия физическая, 74(11), 1547 (2010)

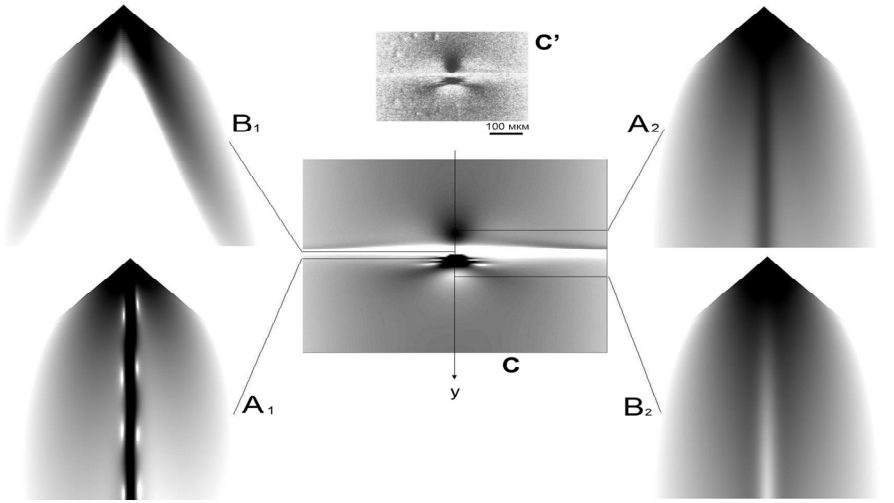


Рис. 1. Секционное изображение краевой дислокации в монокристалле кремния. Прямолинейная дислокация перпендикулярна поверхности кристаллической пластины. Фрагменты A,B – результаты моделирования рентгеновского волнового поля внутри треугольника рассеяния на разных расстояниях от оси дислокации, C, C' — рассчитанная и экспериментальная секционные топограммы. Треугольники рассеяния наглядно показывают, как происходит фокусировка и расфокусировка волновых полей в разных участках поля локальных разориентаций решетки.

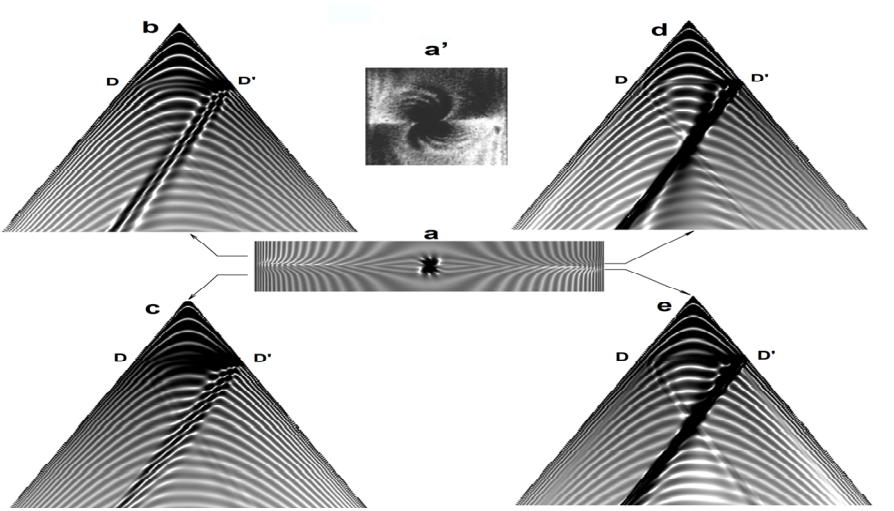


Рис. 2. Секционное изображение прямолинейной винтовой дислокации? расположенной вдоль вектора дифракции параллельно поверхности кристаллической пластины. Фрагменты a и a' – рассчитанная и экспериментальная секционные топограммы с ярко выраженной тонкой структурой прямого изображения. Фрагменты b,c,d и e – результаты моделирования рентгеновского волнового поля в треугольниках рассеяния, построенных на разных расстояниях от оси дислокации. В треугольниках рассеяния хорошо видно, как образуется тонкая структура изображения за счет межветвевого рассеяния.

Изображение дислокаций в топографии сканирования эксперимент и численное моделирование

Смирнова И.А.[1)], ***Суворов Э.В.***[1)]

irina@issp.ac.ru
[1)]Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия

Изображение дефектов в кристаллах высокого совершенства определяется двумя типами контраста: динамическим и кинематическим. Динамический контраст дефектов проявляется как картина интерференционных полос вокруг прямого изображения дефекта. На проекционных топограммах этот контраст будет размываться, так как геометрия и структура этих полос зависит от положения дефекта в палатке Бормана. Динамические интерференционные полосы очень чувствительны к степени совершенства кристалла и определяются дальними полями напряжений, вызванных дефектами.

Кинематический или экстинкционный контраст связан со значительными вариациями межплоскостного расстояния и ориентации отражающих плоскостей вблизи ядра дефекта. Кинематическое изображение переносится на выходную поверхность образца вдоль направления дифрагированной волны. Фактически кинематическое изображение и является прямым изображением искаженной области. Оно привязано к локальной области образца и, соответственно, воспроизводится на топограммах сканирования. Поэтому в первом приближении изображение дефектов должно быть связано с максимальным отклонением рассеянной волны от угла Брэгга и соответствовать розетке локальных угловых разориентаций.

В работе методом численного решения уравнений Такаги моделируются изображения дефектов в секционной и проекционной топографии. Изображение в топографии сканирования получаются суммированием секционных изображений от протяженного источника на входной поверхности кристалла. Протяженный источник, состоит из ряда независимых точечных источников. Анализируется оптимальный шаг интегрирования и суммирования. Моделирование дифракционного эксперимента позволяет построить изображения дислокации при произвольной толщине кристалла, длине волны и проследить, как формируется изображение. Сопоставление картин моделирования и экспериментальных топограмм показывают, что контраст изображения дефектов в секционной топографии на несколько порядков выше, чем в топографии сканирования. В частности, проекционное изображение краевой дислокации состоит из центральной части, которая напоминает розетку эффективных угловых разориентаций и кинематического изображения дислокационной линии, что опускается многими авторами. При увеличении толщины кристалла уменьшается угловая область отражения кристалла, что приводит к увеличению размеров изображения, при этом детали изображений сохраняются.

Исследование гетероструктур методом рентгеновской однокристальной дифрактометрии

***Лютцау А. В.*[1)], *Енишерлова К.Л.*[1)], *Темпер Э.М.*[1)], *Русак Т.Ф.*[1)]**

Enisherlova@pulsarnpp.ru
[1)]Федеральное Государственное предприятие «Научно-производственное предприятие «Пульсар»

Анализировалась возможность применения однокристального дифрактометра с использованием поликапиллярной рентгеновской оптики Кумахова для исследования полупроводниковых многослойных структур. Использование такой оптики, формирующей квазипараллельный рентгеновский пучок, позволяет снизить мощность рентгеновской трубки на два порядка (до 5-10 Вт) при сохранении высокой интенсивности рентгеновского пучка. Программное обеспечение дифрактометра позволяет снимать дифрактограммы в схеме θ−θ при повороте оси системы трубка-детектор на произвольный угол и в схеме θ−2θ при жёстко зафиксированной вертикальной оси.

Выбраны режимы съёмки в схеме θ−θ для монокристаллических эпитаксиальных КНС- и КНИ-структур, полученных методом SMART-CUT и SIMOX-процесса, в геометрии скользящего падения рентгеновского пучка. Отработана методика анализа структуры разделительного диэлектрика в КНИ-структурах путем сканирования с шагом 0,01° в угловом диапазоне, лежащем справа и слева от основного интерференционного максимума от плоскости (400) Si и включающем интерференционные максимумы всех возможных модификаций двуокиси кремния. Идентификация фаз разделительного диэлектрика проводилась по угловому положению пиков, соответствующих определенной кристаллографической модификации окисла. Снижение мощности рентгеновской трубки позволило анализировать отражение от таких тонких слоев, как разделительный диэлектрик. Было установлено, что КНИ-структуры с толщиной рабочего слоя кремния от 0,1 до 0,6 мкм, полученные от разных производителей, имеют разную структуру разделительного окисла: аморфный окисел, α-кварц, α –кристобалит (рис.1). В результате исследования КНС-структур была обнаружена зависимость совершенства структуры рабочего слоя кремния от состояния структуры нижележащего слоя окисла.

Симметричная схема измерения с использованием немонохроматического, квазипараллельного пучка рентгеновских лучей позволяет разделить соизмеримые по интенсивности интерференционные пики характеристического и тормозного излучения. Предложена методика вывода тормозного пика за границы характеристического пика.

Наличие независимого перемещения трубки и использование позиционно-чувствительного детектора позволили исследовать в КНС- структурах сильно деформированные объемы слоя кремния с кристаллографическими плоскостями, развернутыми под большим углом к основной части объема пленки, что актуально при исследовании рабочих слоев гетероструктур на скользящем пучке и невозможно в двух- и трех- кристальной дифрактометрии. Анализ КНС-структур с сублимированными слоями кремния с ориентацией (001) показал возможность получения интерференционного максимума от плоскости (113) на скользящем первичном пучке с выведением из него интерференционного максимума тормозного излучения от сапфира (рис.2) и использованием этого максимума в качестве репера при анализе положения интерференционного максимума характеристического излучения кремния.

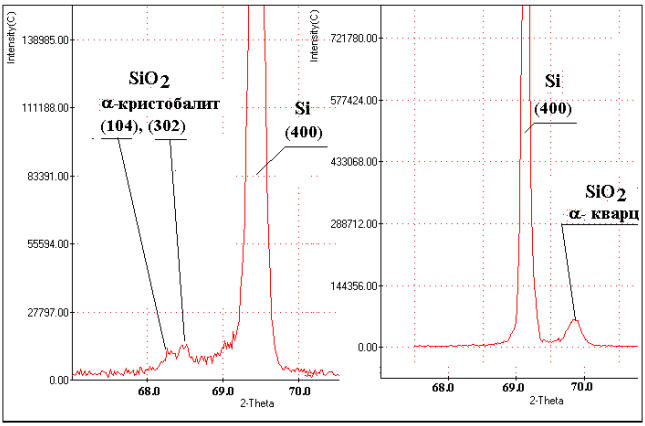


Рис. 1. Дифрактограммы КНИ-структур с различной кристаллической структурой разделительного диэлектрика – SiO_2

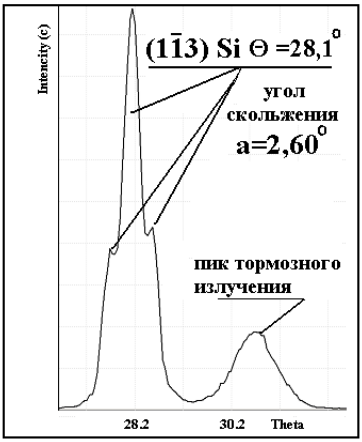


Рис.2. Дифрактограмма КНС-структуры при съёмке на скользящем пучке с выведенным пиком тормозного излучения

Диагностика технологических характеристик мощных транзисторов с помощью релаксационного импеданс-спектрометра тепловых процессов

***Васьков О.С.*[1)], *Нисс В.С.*[1)], *Кононенко В.К.*[1)], *Турцевич А.С.*[2)], *Рубцевич И.И.*[2)], *Соловьев Я.А.*[2)], *Керенцев А.Ф.*[2)]**

o_vascov@mail.ru
[1)]БНТУ, Минск, Беларусь
[2)]ОАО «ИНТЕГРАЛ», Минск, Беларусь

Способность отводить тепло от кристаллов мощных полупроводниковых приборов при существующем уровне технологии посадки кристаллов на теплоотводящее основание – один из основных сдерживающих факторов силовой электроники, так как перегрев кристалла приводит к быстрой деградации его характеристик и резкому снижению времени работы или отказу приборов. Поэтому оптимизация технологии монтажа кристаллов по тепловым параметрам, которые обеспечивают надежность изделий, актуальна.

При этом также следует учитывать экономическую составляющую производства. Так, при изготовлении мощного ДМОП транзистора КП723 используется медный сплав с высокой теплопроводностью (3,6 Вт/см·К). Требуемый профиль лент достигается механическим фрезерованием, что позволяет в процессе вырубки кадровых рамок выводных обеспечивать толщину кристаллодержателя на уровне 1,27 мм. Данная конструкция рамки приводит к высокой себестоимости одного кадра сборки, примерно 0,06 $. Для снижения себестоимости на 40 % опробован ленточный материал из более дешевого материала К-65, но с более низкой теплопроводностью 2,6 Вт/см·К и выполненного в виде монослоя меньшей толщины 1,20 мм. В этом случае изготовление рамки выводной осуществляется методом ковки, такая конструкция применима только для пассивного технологического процесса монтажа кристаллов на припой в конвейерной печи в среде водорода.

Исследование качества пассивного процесса монтажа кристаллов КП723 на припой в среде водорода при температурах 360–440 °С проведено с использованием разработанного релаксационного импеданс-спектрометра [1]. Путем определения температуры активной области приборов и анализа ее временной зависимости находится внутреннее тепловое сопротивление транзистора и его структура в виде временного спектра (зависимости от постоянных времени тепловой релаксации). Это позволяет также анализировать качество посадки кристалла на теплоотводящее основание [2, 3].

При измерениях спектры внутреннего теплового сопротивления транзисторов апроксимировались семизвенной *RC* цепью по схеме Фостера и Кауера (рис. 1). Компоненты цепи идентифицировались как элементы: *R*1 – тепловое сопротивление кристалла, *R*2 – границы кристалл–припой, *R*3 – припоя, *R*4 – границы припой–теплоотвод, *R*5 – теплоотвода, *R*6 и *R*7 – части сопротивления корпус–внешняя среда. Анализ спектров для партии транзисторов КП723 показывает, что наиболее существенный вклад в тепловое сопротивление R_{jc} вносит сопротивление *R*2, величина которого составляет порядка 50 % R_{jc}. Аномально высокое значение *R*2 связано с рассогласованием фононных подсистем по обе стороны границы полупроводник–металл и наличием пустот (рис. 2 и 3). Качество посадки кристаллов приборов контролировалось также с помощью анализа РЭМ изображений. Данные, полученные обоими методами, хорошо коррелируют между собой (рис. 2).

Литература

1. Ю.А. Бумай и др. Электроника инфо, 3, 58 (2010).
2. Yu.A. Bumai, A.S. Vaskou, V.K. Kononenko. Metrol. Measurement Systems, **17**, 39 (2010).
3. О.С. Васьков и др. Сб. тез. и программа. III Конгресс физиков Беларуси (Мн., 2011), с. 69.

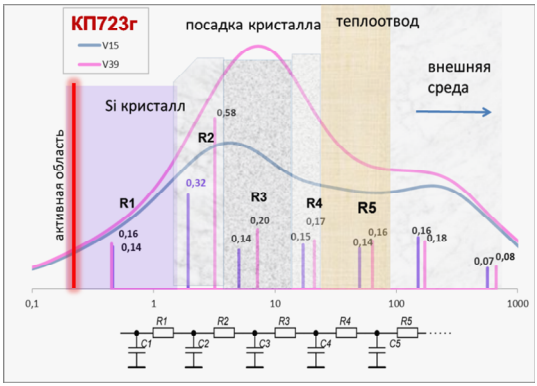


Рис. 1. Непрерывный и дискретные спектры теплового сопротивления транзисторов при разных режимах пайки.

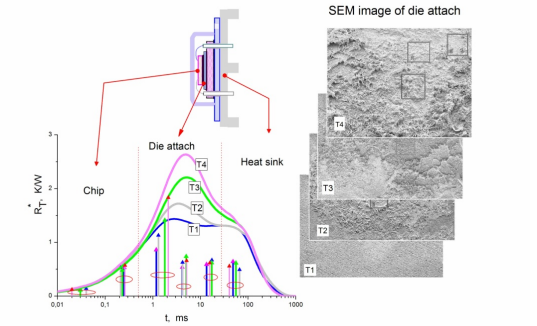


Рис. 2. Непрерывный и дискретные спектры внутреннего теплового сопротивления мощных МОП-транзисторов в соответствии с РЭМ-изображением области посадки кристаллов.

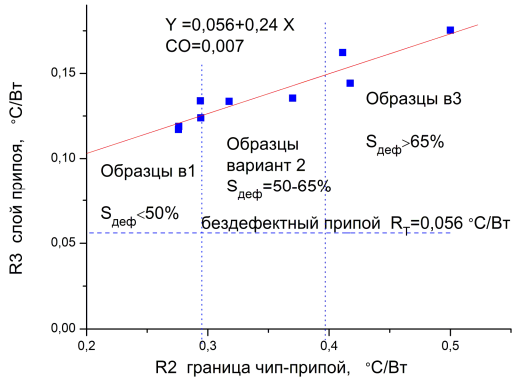


Рис. 3. Расчет площади дефектов (воздушных карманов) границы кристалл–припой из анализа компонентов спектра теплового сопротивления транзисторов КП723Г.

Влияние свойств слоя кремния на емкостные параметры МДП/КНС-структур

Горячев В.Г[1)]., Енишерлова К.Л.[1)], Темпер Э.М.[1)]

Enisherlova@pulsarnpp.ru
[1)]Федеральное Государственное предприятие «Научно-производственное предприятие «Пульсар», Москва, Россия

Исследовалось влияние особенностей слоя кремния и границы кремний-сапфир на емкостные параметры МДП-тестов, сформированных на КНС-структурах. Объектом исследования были стандартные КНС (КНС-СТ) с толщиной слоя кремния 0,3 мкм и аналогичные КНС, слой Si которых был улучшен перекристаллизацией (КНС-Пр). МДП-структуры на всех КНС изготавливались в едином технологическом цикле. C-V-характеристики измерялись в диапазоне частот от 1 кГц до 1 МГц и напряжении $U_{смещ.} = -5 \div 3В$.

В ходе исследований было выявлено сильное влияние на характер частотных емкостных зависимостей степени компенсации Si, размеров и конфигурации тестовых структур, в частности, особенности расположения металлических контактов. Кроме того, было выявлено:

- в аккумуляции для всех МДП на основе КНС характерно наличие сильной зависимости величины емкости ($C_{s\ ак}$) от частоты с уменьшением величины $C_{s\ ак}$ при возрастании частоты (рис. 1), при этом дифференциальная проводимость (Gs) мало зависит от частоты. В широком диапазоне частот наблюдается практически параллельный сдвиг зависимостей $C_{s.ак}$ (lg (f)), измеренных на КНС с различной степенью компенсации и конфигурацией тестовых структур. В частности, для КНС-Пр имеет место параллельный сдвиг зависимостей $C_{sак}$(lg(f)) с спадом величины емкости при более высоких частотах.

- в режиме обеднения для стандартных КНС-Ст величина емкости ($C_{s\ обед}$) практически не зависит от частоты. Для КНС-Пр величина емкости возрастает с уменьшением частоты (от 1 МГц до 1кГц). Для всех КНС в этом режиме величина Gs возрастает с уменьшением частоты.

Причиной появления частотно-емкостных зависимостей в режиме аккумуляции, по нашему мнению, является наличие в эпитаксиальном слое кремния КНС-структур центров, формирующих глубокие уровни в запрещенной зоне кремния и связанных с дефектами на дислокационных скоплениях в кремнии. Результаты исследования позволяют предположить наличие нескольких глубоких акцепторных уровней с разной энергией активации. Для объяснения полученных зависимостей были использованы модели, рассмотренные в работах Саха-Редди, Миллса и Бермана, описывающие влияние процессов генерации и захвата носителей на глубоких уровнях на изменение емкости в полупроводниковых структурах. На рис.2 показаны зонные диаграммы для кремния в режимах аккумуляции и обеднения. Рассмотрены два случая, когда концентрация доноров в слое кремния значительно превышает концентрацию глубоких центров (случай КНС-Пр) и когда количество центров с глубокими уровнями доминирует над легирующей примесью (КНС-Ст). В первом случае в аккумуляции при $N_д >> N_{гц}$ большая величина емкости, связанная с наличием значительного количества свободных носителей, частично шунтирует емкость суммарного заряда $N_{гц}$, что приводит к слабой частотной зависимость емкости при измерениях. В случае, когда $N_{гц} >> N_д$ (КНС-Ст) из-за малой концентрации собственных носителей, характер зависимости величины емкости от частоты Cs(f) определяется частотными свойствами процессов перезарядки глубоких центров.

В режиме обеднения частотные зависимости емкости определяются перезарядкой глубоких уровней в приграничной области кремний-сапфир. Показано, что перекристаллизация слоя кремния имплантацией может приводить к образованию центров,

вносящих глубокие уровни в запрещенную зону кремния, и к возникновению частотно-емкостной зависимости в области обеднения.

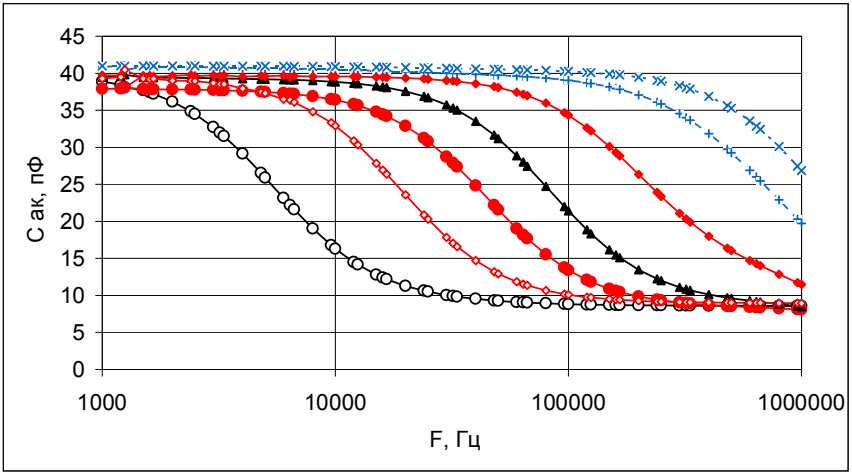


Рис. 1 Зависимости емкости в аккумуляции от частоты для МДП-тестов, сформированных на КНС-структурах: Пунктирные – КНС – Пр; остальные сплошные – КНС – Ст различной конфигурации МДП.

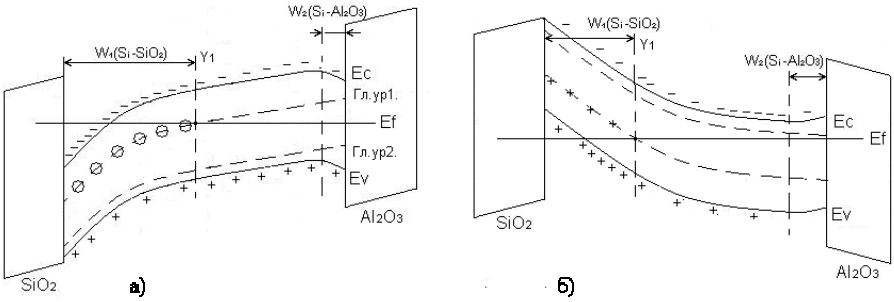


Рис 2. Зонные диаграммы для КНС-структуры в режимах аккумуляции и обеднения:
а - режим аккумуляции; б – режим обеднения.

Стендовые доклады, секция 1

Дефекты и примеси в кристаллах и пленках Si, SiGe и Ge. Модифицикация свойств материалов под влиянием термических обработок, радиационного облучения и других воздействий

Влияние электронного облучения с энергией 4 МэВ на электрические и фотоэлектрические свойства p-n переходов на основе твердого раствора Ge-Si

***Искендер-заде З.А.*[1)], *Мадатов Р.С.*[2)], *Джафарова Э.А.*[3)], *Мустафаев Ю.М.*[2)]**

zarifai@hotmail.com.
[1)]Азербайджанский Технический Университет, Баку, Азербайджан,
[2)]Институт радиационных проблем Национальной академии наук Азербайджана, AZ-114 , Баку, Азербайджан.
[3)]Институт физики Национальной академии наук Азербайджана, Баку, Азербайджан

В последние годы возрос интерес к твердым растворам Ge_xSi_{1-x} и приборам на их основе.Исследуемые на радиационную стойкость p-n переходы создавались диффузией сурьмы в монокристаллы твердых растворов Ge_xSi_{1-x} (x= 0-15 ат.% Si) p-типа, с исходной концентрацией $8 \cdot 10^{14}$ $см^{-3}$. Облучение проводилось потоками ускоренных электронов ($10^{12} \div 10^{16}$ $см^{-2}$) с энергией 4 МэВ. Исследовались ВАХ p-n переходов в режиме диода до и после облучения. При малых уровнях инжекции облучение приводит к увеличению прямого тока и уменьшению прямого падения напряжения. При высоких уровнях инжекции облучение увеличивает падение напряжения и уменьшает прямой ток. Благодаря различному поведению прямого тока и падения напряжения на различных участках ВАХ-ки облученных и необлученных p-n переходов пересекаются, а с увеличением содержания Si в Ge , напряжения, соответствующие пересечению, перемешаются в сторону высоких значений. В отличие от прямого тока , обратный ток и напряжение пробоя возрастают с увеличением интегрального потока электронов ($10^{12} \div 10^{16}$ $см^{-2}$). Наблюдаемые е изменения ВАХ облученных p-n переходов можно обяснить радиационным изменением концентрации основных носителей заряда и их временем жизни в области базы. ВФХ облученных образцов показывает,что изменение напряжения инверсии емкости в прямом направлении связано увеличением сопротивления базы из-за возникновением радиационных дефектов, концентрация которые увеличивается с ростом дозы облучения. Из величины Uинв емкости в прямом направлении (0,39-0,55 В) определены концентрации акцепторов в базе и собственных носителей ($2,96\ 10^{12} – 1,29\ 10^{11}$ $см^{-3}$) в зависимости от состава кремния.

Величина фототока максимума спектральной характеристики увеличивается с ростом концентрации Si, ΔE_g составляет 0,71 ÷ 0,96 эВ при $T_к$. Изменение величины ΔE_g от состава твердого раствора 0÷15 ат.% Si носит линейной характер, что позволяет варьируя состав твердого раствора, изготовить приемники излучения в области 1,15- 1,55 мкм. Максимум чувствительности и край фотоэффекта с понижением Т (370 – 77 К) смещаются в коротковолновую часть спектра со скоростью $4,4\ 10^{-4}$ эВ/град., и хорошо согласуются со значением ТК E_g твердого раствора Ge-Si. Облучение p-n переходов электронами низкой дозой (10^{12} $см^{-2}$) приводит к увеличнию чувствительности в коротковолновой и к уменьшению ее в длинноволновой областях спектра, что связано с созданием радиационных дефектов в области базы структуры. С увеличением дозы облучения (до 10^{16} $см^{-2}$) чувствительность структуры уменьшается в области спектра 0,4-1,7 мкм.

Совокупность полученных результатов можно объяснить, предположив, что твердый раствор Ge-Si состоит из областей, обогащенных Ge, либо Si, а граница между этими областями служит эффективным стоком для межузельных атомов, образующихся в процессе облучения. Первичные радиационные дефекты , возникающие в базе p-n перехода, взаимодействуя со структурными дефектами образуют комплексы. Эти комплексы , играя роль центров рекомбинации в облученных p-n переходах, в результате чего происходит изменения характеристик этих p-n переходов на основе Ge_xSi_{1-x} .

Effect of ultrasonic treatment on the defect structure of the Si-SiO_2 system

Kropman D.1[1)], Laas T.[2)], Dauksta E.[3)]

daniel.kropman@mail.ee
[1)]Tallinn University of technology
[2)]Tallinn University
[3)]Riga Technical University

The effect of ultrasonic treatment (UST) on the defect structure of the Si–SiO_2 system by means of electron spin resonance (ESR), metallography, MOS capacitance technique and secondary ions mass-spectroscopy (SIMS) is presented. The non-monotonous dependence of the defect densities on the US wave intensity has been observed. The influence of the UST frequency on the ESR signal intensity of the defect centres depended on the defects type and structure and may be caused by vibrational energy dissipation which are a function of defect centers type. The influence of the UST on the Si–SiO_2 interface properties depends on the oxide thickness and crystallographic orientation.The density of point defects and absorbed impurities at the Si–SiO_2 interface can be reduced and its electrical parameters improved by an appropriate choice of the UST and oxidation condition.

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

Арзуманян Г.В. [1)], ***Колпачев А.Б.*** [1)]

arzumanyan31@mail.ru, kolpachev@gmail.com
[1)]Технологический институт Федерального государственного автономного образовательного учреждения высшего профессионального образования «Южный федеральный университет» в г. Таганроге, Россия

В данной работе приведены результаты теоретических исследований локальных изменений электронного энергетического строения кремния, содержащего дефектный комплекс атом замещения титана – атом замещения кислорода (TIO– центр). Расчёты проводились в рамках теории локального функционала электронной плотности (DFT). Использовалось muffin-tin приближение теории многократного рассеяния. Учитывалось, что атомы кремния в TIO– центре не эквивалентны вследствие различия атомарного состава их ближайшего окружения. Такие рассеивающие центры в дальнейшем именуются SI(i) (i = 0–6). Наличие различаемых типов атомов в рассматриваемом центре учитывалось как на этапе вычисления плотности заряда, так и при решении задачи многократного рассеяния.

Для расчета локальных парциальных плотностей электронных состояний (ПЭС) атомов SI(i), кислорода и титана, формировался кластер их 87 атомов-рассеивателей, с центром на рассматриваемом атоме. Полученные ПЭС сравнивались с полной ПЭС атомов типа SI(0), атомов кремния удаленных на расстоянии 2,5a (a = 0,543 нм, постоянная решетки кремния) от дефектного центра. У атомов SI(i) и кислорода учитывались электронные состояния s- и p-симметрии, а у атома титана – s-, p- и d- симметрии.

Было рассмотрено два типа TIO– центров. В табл. 1 приведены расстояния от различаемых типов атомов в TIO1– центре до атомов замещения титана и кислорода. Здесь же приведены положения локальных энергетических уровней E_i, возникающих в области значений энергий соответствующей запрещенной зоне атомов SI(0). E_v – энергетическое положение потолка валентной зоны SI(0). В скобках приводится симметрия соответствующего электронного состояния. Значком «*» обозначены уровни с низкой ПЭС.

На рис. 1,а в единой энергетической шкале приведены полные ПЭС атомов SI(2) и SI(3) в сравнении с ПЭС SI(0). Здесь E_c энергетическое положение дна зоны проводимости SI(0). Похожие изменения претерпевает и ПЭС атомов SI(4) (см. табл. 1). Ранее проведенные исследования аналогичного дефектного центра, но с двумя атомами замещения титана, показали, что электронное строение запрещенной зоны атомов SI(i) практически не изменяется. Это факт позволяет предположить, что изменения ПЭС атомов SI(2), SI(3) и SI(4) в TIO1– центре связаны с присутствием в дефектном центре прежде всего атома кислорода. Результаты расчетов ПЭС d- состояний титана и p- состояние кислорода, входящих в состав TIO1– центра, приведены на рис. 1,б.

Атомами SI(5) и SI(6) в TIO1– центре, считались атомы кремния наиболее удалённые от титана (табл. 1). ПЭС этих атомов в области энергий, соответствующих запрещенной зоне SI(0), изменяется незначительно. С другой стороны атомы SI(1) являются наиболее близко расположенными к атому замещения титана (табл. 1). Но у этих атомов изменения ПЭС в запрещенной зоне так же невелики.

TIO2– центр представлял собой локальную область кремния, у которого в кристаллографической позиции (0.0; 0.0; 0.0) расположен атом замещения титана, а в (0.5; 0.5; 0.0) атом замещения кислорода. Расчеты показали, что данный вид дефекта приводит к незначительным изменениям электронного строения запрещенной зоны атомов кремния SI(i).

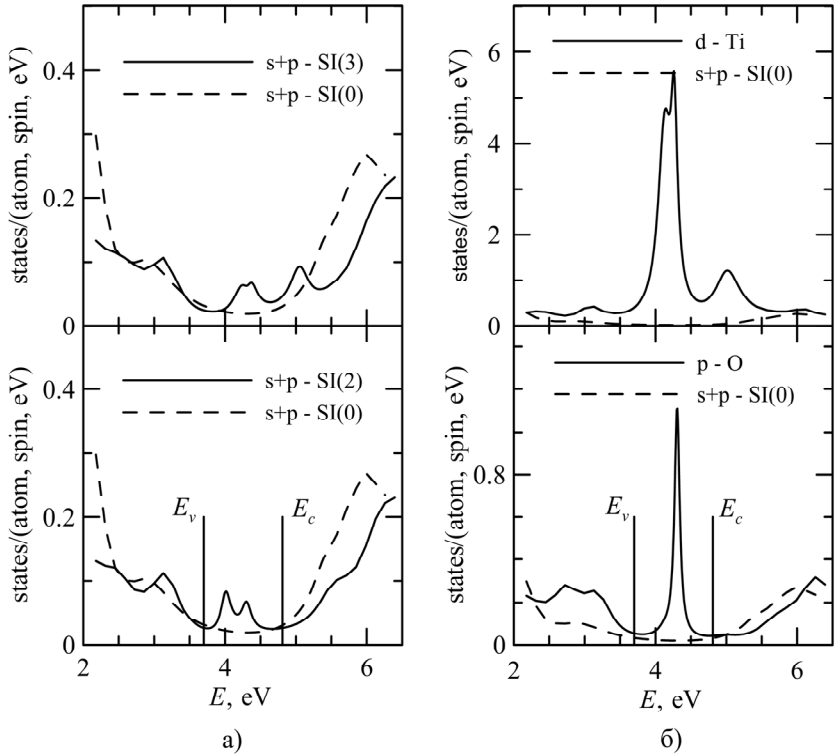


Рис. 1. Плотности электронных состояний атомов кремния, титана и кислорода в ТЮ1- центре.

№	Тип атома	Расстояние до титана, *a*	Расстояние до кислорода, *a*	E_i, эВ
1.	Ti	0.0000	0.4330	E_v + 0.561(s)* E_v + 0,439(d) E_v + 0.551(d)
2.	O	0.4330	0.0000	E_v + 0.602(s, p)
3.	Si(1)	0.4330	0.7071	E_v + 0.612(s)* E_v + 0.622(p)*
4.	Si(2)	0.7071	1.0897	E_v + 0.306(s, p) E_v + 0.592(s, p)
5.	Si(3)	0.7071	0.8292	E_v + 0.551(s) E_v + 0.663(s, p) E_v + 0.541(p)
6.	Si(4)	0.7071	0.4330	E_v + 0.541(s) E_v + 0.561(p)
7.	Si(5)	0.8292	0.7071	E_v + (0.449–0.602) (p)*
8.	Si(6)	1.0897	0.7071	E_v + 0.378(s)* E_v + 0.347(p)* E_v + 0.694(p)*

Таблица 1. Положения энергетических состояний в запрещенной зоне кремния.

Действие электрического тока на пластичность монокристаллов кремния

Велиханов А.Р. [1)]

art677@mail.ru
[1)]Институт физики им. Х.И. Амирханова Дагестанского Научного Центра учреждения РАН, Махачкала, Россия

Создание внутри объемного кристалла наносруктуры преимущественно ориентированных дислокаций, по-видимому, является новым направлением в первую очередь в области разработки новых экспериментальных методов управления связью «структура - состав - свойства» [1]. Важным фактором является понимание роли влияния таких вводимых дислокаций и других дефектов на пластические и прочностные свойства полупроводника, поскольку кремний является базовым элементом микроэлектроники. Пластичность близкая к металлической указанная [2], наступала в кремнии при температуре выше 0,6·Тпл (горячая пластическая деформация – ГПД), где Тпл – температура плавления. В новом способе деформирования воздействие теплового поля наряду с прохождением постоянного электрического тока высокой плотности 80 А/см^2 через образец (комбинированная пластическая деформация – КПД), позволяет проводить испытания при 0,5·Тпл. В качестве объекта исследования использовались образцы монокристаллов p - типа легированных бором с удельным сопротивлением ρ = 18 Ом·см в виде параллелепипедов размером 14×8×5мм^3, ребра которых совпадали с кристаллографическими направлениями [101], [100], [110] соответственно. Целью исследования являлось выяснение влияния новых способов деформирования на прочностные и пластические свойства кремния. Преимуществом КПД перед ГПД является то, что этот способ позволяет значительно снизить предел пластического течения, как по температуре, так и по приложенному механическому напряжению. Кроме того, использование при КПД направленного потока электронов в качестве управляющего параметра воздействия позволяет генерировать в монокристалле кремния более упорядоченную и однородно ориентированную дислокационную наноструктуру. Снятие теплового поля в процессе деформационного сжатия, то есть, когда через образец течет только постоянный ток (электропластическая деформация – ЭПД) приводит к повышению пластичности монокристалла, в связи с замедлением протекания диффузионных процессов. Это облегчает перемещение дислокаций через кристалл, что приводит к заметному росту величины деформации. Сохранение теплового поля приводит монокристалл кремния к понижению пластичности. Протекающие диффузионные процессы выравнивают химический состав легированного монокристалла и формируют при этом однородную упорядоченную наноструктуру. Одновременно диффузия в объеме образца вдоль дислокаций существенно ускоряется в условиях прохождения через него постоянного тока.

Дополнительные измерения показывают, что электрические свойства монокристаллов кремния до и после деформации заметно меняются. Действие постоянного тока на структуру полупроводника в условиях одноосного сжатия приводит к уменьшению его удельного сопротивления по сравнению с исходным образцом. Причем в продольном направлении, то есть в направлении оси сжатия образца удельное сопротивление уменьшается сильнее, чем в поперечном направлении.

Литература

1. J. Goelho. J. Phys.: Condens. Matter, 16, 7941 (2004).
2. С.С. Горелик, М.Я. Дашевский. Материаловедение полупроводников и диэлектриков. (М., Металлургия, 1988) с. 574.

Особенности примесного состава высокочистых кремния, германия и их летучих соединений

Волкова Е.Н. [1)], ***Лазукина О.П.*** [1)], ***Малышев К.К.*** [1)], ***Чурбанов М.Ф.*** [1)]

expo@ihps.nnov.ru
[1)]Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт химии высокочистых веществ им. Г.Г. Девятых Российской академии наук (ИХВВ РАН), Нижний Новгород, Россия

В данной работе рассматриваются особенности полного элементного примесного состава образцов высокочистых кремния, германия и их летучих соединений. Рассмотрены образцы высокочистых веществ, представленные на Постоянно действующей выставке-коллекции веществ особой чистоты: хлориды - $GeCl_4$ и $SiCl_4$ (20 образцов), неорганические гидриды - GeH_4 и SiH_4 (13 образцов); высокочистые кремний (31 образец) и германий (16 образцов), в том числе изотопнообогащенные. Установлен достигнутый уровень чистоты указанных веществ и примеси, определяющие этот уровень. Данные аналитического контроля дополнены функциями распределения примесей по концентрации, позволяющими прогнозировать полный примесный состав образцов.

Примесный состав летучих соединений характеризуется по результатам анализа на содержание химических элементов (элементная форма) и соединений с установленной молекулярной формой [1]. В [2] развит единый подход к представлению данных о примесном составе летучих соединений, учитывающий элементный состав обеих групп примесей и позволяющий оценить суммарное содержание элементов в соединении. Для каждого образца рассчитан полный элементный примесный состав, учитывающий обе формы примесей [2].

В докладе будет представлена последовательность распределения групп элементов-примесей по их концентрации в кремнии, германии и летучих соединениях этих элементов. Уровень концентрации отдельных групп примесных элементов в высокочистых веществах определяется совокупностью факторов: положением элемента-примеси в Периодической системе и его распространенностью в земной коре, химической и физической формой нахождения элемента-примеси в основном веществе, а также эффективностью применяемых методов глубокой очистки от примесных соединений, образуемых данным элементом.

Литература

1. Г.Г. Девятых, Ю.А. Карпов, Л.И. Осипова. *Выставка-коллекция веществ особой чистоты*. (М.: Наука, 2003.) 236 с.
2. О.П. Лазукина, Е.Н. Волкова, К.К. Малышев, М.Ф. Чурбанов / *Оценка степени чистоты летучих соединений по элементному составу примесей. Часть.1.* // Неорганические материалы, **44** (11), С.1402-1407 (2008)

Формирование и свойства водородосодержащих доноров в кремнии, имплантированном различными потоками низкоэнергетических протонов

Покотило Ю.М.[1)], Петух А.Н.[1)], Гиро А.В.[1)], Камышан А.С.[2)]

pokotilo@bsu.by
[1)]Белорусский государственный университет, Минск, Беларусь
[2)]Институт прикладных физических проблем им. Севченко БГУ, Минск, Беларусь

Облучение пучками протонов является перспективным физико-технологическим методом модификации электрофизических параметров кристаллов кремния [1]. Одним из наиболее интересных свойств внедренного водорода является то, что при взаимодействии его с радиационными дефектами в процессе термообработки формируются мелкие водородосодержащие доноры (H-доноры) [2-4], что позволяет создавать в приповерхностных слоях кремния низкоомные субмикронные n^+-слои. В настоящей работе исследуются свойства таких слоев в зависимости от потока облучения и условий последующей термообработки.

Исследования проводились на промышленных (Mo-Si) диодах Шоттки, где базовым слоем являлся эпитаксиальный кремний, легированный фосфором с удельным сопротивлением ρ=1,05 Ом·см и толщиной 5 мкм. Облучение ионами атомарного водорода H^+ с энергией 300 КэВ осуществлялось при комнатной температуре с планарной стороны диода через многослойный (Ag-Ni-Mo) контакт. Профили распределения концентрации электронов проводимости измерялись стандартным C-V-методом с частотой измерительного моста 1,2 МГц.

Как видно из рис.1, при дозах имплантации $\leq 1\cdot10^{14}$ $p^+/см^2$ концентрация электронов принимает значения как большие, так и меньшие исходного уровня легирования образцов. Это связано с введением при имплантации глубоких компенсирующих радиационных дефектов в достаточно большой концентрации. Однако после отжига этих дефектов начинают формироваться H-доноры, концентрация которых достигает максимума при 350 ^{0}C и при дальнейшем увеличении температуры полностью отжигаются. При большой дозе $1\cdot10^{15}$ $p^+/см^2$ радиационные дефекты пассивируются внедренным водородом и сразу после имплантации наблюдаются H-доноры другого типа, которые отжигаются при 275 ^{0}C, а затем формируются H-доноры, наблюдаемые при меньших дозах. Однако, в отличие от случая меньших доз, при отжиге 450 ^{0}C остается еще приблизительно половина более термостойких H-доноров. Таким образом, в кремнии, имплантированном протонами, формируется, по крайней мере, три типа H-доноров.

Литература

1. В.В. Козловский. Модифицирование полупроводников пучками протонов. (СПб., Наука, 2003) с. 268.
2. Y. Ohmura, Y. Zohta, M. Kanazawa. Phys. Stat. Sol. (a), **V.15**, 93 (1973).
3. Yu.V. Gorelkinskii, V.O. Sigle, Zh.S. Takibaev. Phys. Stat. Sol. (a), **V.22**, K55 (1974).
4. Ю.М. Покотило, А.Н. Петух, В.В. Литвинов. ПЖТФ, **30** (22), 70 (2004).

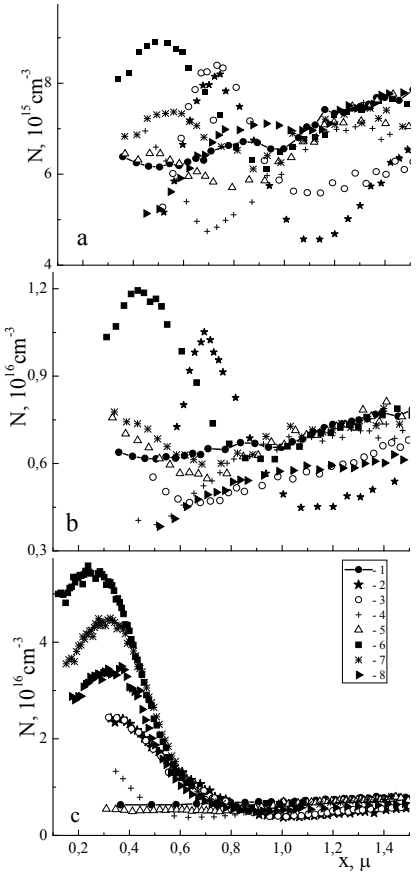


Рис. 1. Профили распределения электронов в базе диодов Шоттки, имплантированных протонами дозой $1 \cdot 10^{13}$ (a), $1 \cdot 10^{14}$ (b) и $1 \cdot 10^{15}$ (c) $p^+/см^2$ при различных режимах последующей термообработки в течение 20 мин., ^0C: 1 - исх.; 2 - после облучения; 3 - 100; 4 - 200; 5 - 275; 6 - 350; 7 - 400; 8 - 450.

Тепловые процессы при направленной кристаллизации в двухфазной среде

Горюшин Г.А.[1)]

ntk6tvch@mail.ru
[1)]Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт токов высокой частоты им. В.П. Вологдина» г.Санкт-Петербург

Важной задачей исследований в области выращивания монокристаллов, управления процессом при направленной кристаллизации, при создании глобальных моделей технологических процессов является получение данных о распределении температуры в расплаве вблизи фронта кристаллизации. Существующие теории весьма противоречивы, не дают прямого ответа на ряд практических вопросов, касающихся технологических аспектов, не вносят ясности в преобразования, происходящие на границе раздела фаз в пограничном слое [1]. Аналитическое решение уравнения теплопроводности для одномерной задачи при определенных допущениях, аналогичных при решении концентрационной задачи [2], позволяет установить следующее (приближенное) соотношение:

$$\frac{V\delta_T}{a} = \frac{Tk \quad T1}{Tж - Tк}$$

где: a –температуропроводность расплава, $T_ж$; T_1; $T_к$ – температуры расплава, пограничного слоя и кристалла.

Из этого выражения видно, что при постоянной форме изотермы кристаллизации, скорость роста (V) находится в тесной взаимосвязи с перегревом расплава (Тж-Тк), его переохлаждением у фронта кристаллизации (Тк-T_1) и величиной теплового слоя ($\delta_т$). Изменение скорости роста или температурного режима приводит к изменению величины $\delta_т$ и формы фронта кристаллизации и, как следствие, к структурным изменениям.

Концентрация примеси в кристалле характеризуется коэффициентом распределения Кэфф, зависящим от скорости роста [2]. Используя полученное соотношение для скорости, впервые устанавливается зависимость коэффициента распределения примеси от температурного режима процесса, в том числе от величины переохлаждения, необходимой для обеспечения определенного механизма роста при выбранном направлении выращивания кристалла.

Расчеты показывают, что величина теплового слоя $\delta_т$, по крайней мере, на порядок больше диффузионного слоя. Изменение температуры расплава приводит к изменению величины $\delta_т$, а выделение теплоты кристаллизации при росте кристалла в первую очередь вызывает изменение величины δ_D. Таким образом, определяющую роль в распределении примеси, видимо, играет не толщина диффузионного слоя δ_D, а отношение $\delta_D/\delta_т$.

Сохранение теплового баланса на границе раздела фаз при периодическом выделении теплоты кристаллизации в процессе роста приводит к автоматическому изменению температур (самоорганизующемуся процессу), что вызывает изменение коэффициента распределения примесей и, как следствие, приводит к возникновению полос роста.

Анализ тепловых процессов при направленной кристаллизации показывает, что передача энергии из расплава в кристалл происходит, большей частью, за счет процесса тепломассопереноса, осуществляющегося периодической кристаллизацией части расплава с последующим ее оплавлением.

Предлагаемая новая тепловая модель позволяет объяснить происходящие физические явления в пограничном слое вблизи фронта кристаллизации и дать практические

рекомендации по изменению параметров процесса при выращивании кристаллов различной ориентации.

Литература

1. Салли И.В., Фалькевич Э.С. Управление формой роста кристаллов. Киев: Наукова думка, 1989. 158с.
2. Романенко В.Н. Управление составом полупроводниковых кристаллов. М.: Металлургия. 1976, 368с.

Структурные особенности кристаллов Ge(Ga), выращенных в различных условиях тепломассопереноса

Прохоров И.А.[1)], Шульпина И.Л.[2)], Серебряков Ю.А.[1)], Захаров Б.Г.[1)]

igor.prokhorov@mail.ru
[1)]Филиал Федерального государственного бюджетного учреждения науки Института кристаллографии им. А.В. Шубникова Российской академии наук Научно-исследовательский центр "Космическое материаловедение", Калуга, Россия
[2)]Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук, Санкт-Петербург, Россия

Важность проблемы получения кристаллов с высокой однородностью свойств инициировала интенсивные исследования процессов, ответственных за формирование концентрационных и структурных неоднородностей в кристаллах. Они стали центральной частью экспериментов по росту кристаллов в условиях микрогравитации, а также по физическому моделированию условий тепломассопереноса, характерных для малой гравитации, на Земле. Неоднородности кристаллов, выявляемые различными аналитическими методами, отражают особенности тепломассопереноса вблизи фронта кристаллизации и являются основным источником информации об особенностях процесса кристаллизации и возмущающих эффектах различных внешних факторов.

В докладе обобщается опыт применения наиболее чувствительных, главным образом, рентгенотопографических методов для диагностики кристаллов, выращиваемых в различных условиях тепломассопереноса. Исследованы особенности реальной структуры кристаллов Ge(Ga), выращенных в условиях ослабленной термогравитационной конвекции по программе наземной подготовки полетных экспериментов и на борту автоматических космических аппаратов “Фотон”. Выявлен ряд специфических особенностей в распределении легирующей примеси, определяющих неоднородность кристаллов.

Для кристаллов Ge(Ga), выращенных методом БЗП в условиях микрогравитации, характерно резко неоднородное радиальное распределение примеси, обусловленное проявлением “эффекта грани”. Образование специфических пакетов полос роста в исследованных кристаллах свидетельствует о развитии нестационарной конвекции Марангони при реализованных условиях зонной перекристаллизации в невесомости [1].

Проведен анализ структурного отклика кристаллов Ge(Ga), выращенных в наземных условиях, на различные динамические возмущения расплава в процессе кристаллизации, моделирующие специфику проведения экспериментов на борту космических аппаратов. Установлено, что вариации оси роста кристалла относительно вектора силы тяжести приводят к локальным нарушениям в распределении примеси, выявляемым на плосковолновых рентгеновских топограммах в виде индивидуальных полос роста. При кристаллизации в поле торсионных вибрационных возмущений наблюдается образование мелкомасштабных примесных полос роста. Эти процессы сопровождаются формированием ряда специфических особенностей реальной структуры кристаллов, связанных с образованием малоугловых границ, полос скольжения и других неоднородностей в распределении дислокаций.

На основе проведенных исследований предложены меры по модернизации ростового оборудования, направленные на минимизацию влияния негативных факторов орбитального полёта на рост кристаллов: снижение уровня вибраций, исключение конвекции Марангони и оптимизация расположения установки относительно вектора остаточных микроускорений.

Литература

1. I.A. Prokhorov, B.G. Zakharov, A.S. Senchenkov et al. J. Cryst. Growth, 310, 4701(2008).

Проводимость разупорядоченных слоев кремния, имплантированных высокоэнергетическими ионами азота

***Казючиц Н.М.*[1)], *Явид В.Ю.*[1)], *Мельников А.А.*[2)], *Lindner J.K.N.*[3)]**

Kazuchits@bsu.by
[1)]Белорусский государственный университет, Минск, Беларусь
[2)]University of Toronto, Toronto, Ontario M5S 3G8, Canada
[3)]University of Paderborn, 33098 Paderborn, Germany

Среди актуальных задач высокоэнергетической имплантации следует выделить проблему формирования в кремнии заглубленных изолирующих и проводящих слоев, решение которой позволит создавать трехмерные ИС и увеличить степень интеграции.

В настоящей работе исследовались процесс формирования и электрические характеристики слоев кремния, разупорядоченных под действием имплантации высокоэнергетических ионов азота.

Исследовались легированные фосфором пластины кремния с удельным сопротивлением 100 Ом·см, в которые был имплантирован азота с энергией 2 МэВ. Имплантация проводилась при температурах мишени 125 – 450 К в диапазоне доз 2×10^{13} - 5×10^{17} $см^{-2}$. На облученных образцах изготавливался косой шлиф с углом около 0,5 градуса для последующих измерений распределения сопротивления растеканию вдоль поверхности шлифа.

Проведенные исследования позволили установить, что:

1. Начиная с некоторой критической дозы имплантации (меньшей, чем доза аморфизации), в окрестности проекционного пробега формируется слой с повышенной относительно окружения проводимостью. Максимум проводимости в этом слое лежит ближе к поверхности от рассчитанной проекционной длины пробега ионов азота с энергией 2 МэВ.
2. С ростом дозы имплантации электропроводность в скрытом слое растет (σ/σ_0 может достигать значения 10 и более), а сам слой и максимум проводимости в нем смещаются к поверхности кремния.
3. Зарождение и развитие слоя с повышенной проводимостью обусловлено разупорядочением кристаллической решетки и началом аморфизации кремния.
4. Общий вид профилей электрически активных дефектов и характер их связи с аморфизированными слоями кремния качественно не меняется при изменении температуры мишени в исследуемом интервале температур.

Полученные результаты коррелируют с данными работы [1], в которой с помощью метода оптического отражения изучены процессы дефектообразования в кремнии при имплантации 2 МэВ ионов азота. Показано, что при достижении критической дозы имплантации в кремнии наблюдается возникновение скрытых аморфных слоев, характеризующихся постоянным значением коэффициента отражения. Их формирование обусловлено взаимодействием точечных дефектов из соседних каскадов соударений, что приводит к дополнительной аннигиляции дефектов и отклонению дозовой зависимости от линейной.

Литература

1. Lindner J. K. N., Zuschlag R., Kaat E.H. Nucl. Instr. And Meth. **B62,** 2 **(**1992).

Люминесцентные и структурные свойства кремния, имплантированного ионами кремния

***Калядин А.Е.*[1)], *Вдовин В.И.*[2)], *Соболев Н.А.*[1)], *Шек Е.И.*[1)], *Тетельбаум Д.И.*[3)], *Селиванов А.В.*[4)]**

kalyadin@mail.ioffe.ru
[1)]Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург
[2)]Санкт-Петербургский государственный университет
[3)]Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского», Нижний Новгород
[4)] Институт физики НАНУ, Киев, Украина

Одним из наиболее перспективных типов Si светоизлучающих структур (СИС) для кремниевой оптоэлектроники являются светодиоды с обусловленной протяженными структурными дефектами дислокационной люминесценцией (ДЛ). Недавно было обнаружено, что имплантация ионов Si и последующий высокотемпературный отжиг приводят к появлению ДЛ в Si [1-3]. Важно отметить, что необходимые для появления ДЛ условия имплантации и отжигов в случае ионов Si существенно отличаются от ранее установленных условий для ио-нов других элементов. Однако, детальные исследования люминесценции и структурных де-фектов не проводились. Цель настоящей работы заключалась в исследовании люминесцент-ных и структурных свойств СИС на основе кремния, имплантированного ионами Si.

Ионы Si с энергией 100 кэВ и дозами 10^{15} - 10^{17} $см^{-2}$ имплантировались в пластины n-Si, выращенного методом бестигельной зонной плавки и Чохральского, с ориентацией поверхности (100). Постимплантационные отжиги проводились при температурах 620-1100°C в течение 8 мин. - 4 час. в различных атмосферах (хлорсодержащая атмосфера, поток аргона или кислорода). Фотолюминесценция возбуждалась твердотельным лазером с длиной волны 532 нм и измерялась при температурах 78-300 К. Структурные дефекты исследовались методом просвечивающей электронной микроскопии. Варьирование условий имплантации позволяло изменять структурные свойства имплантированных слоев, создавая скрытые аморфизованные слои или монокристаллические слои с большой плотностью протяженных дефектов. Отжиги имплантированных пластин в разных условиях сопровождались формированием люминесцентных линий разной природы. В спектрах фотолюминесценции при температуре 78 К наблюдаются линии с максимумами ~ 1.54 и ~ 1.43 мкм, соответствующие центрам дислокационной люминесценции D1 и D2, либо линии с максимумами в диапазоне 1.5-1.6 мкм, связанные с иными структурными дефектами, а также линии краевой люминесценции. В спектрах фотолюминесценции при 300 К доминируют линии краевой люминесценции, и при определенных условиях наблюдается линия люминесценции с длиной волны ~1.6 мкм, которая может представлять самостоятельный интерес для применения в кремниевой оптоэлектронике. С помощью просвечивающей электронной микроскопии наблюдались различные протяженные дефекты (краевые дислокации, петли Франка и шестидесятиградусные дислокационные петли), изучены особенности их образования и взаимодействия при различных условиях имплантации и отжига. Изучение корреляции между люминесцентными и структурными свойствами в зависимости от экспериментальных условий позволило получить дополнительную информацию о природе центров люминесценции.

Работа выполнена при частичной поддержке РФФИ (гранты № 10-02-01010 и 12-02-00980).

Литература

1. Н.А. Соболев. ФТП, 2007. **41**(5), 555 (2007).
2. M. Wzorek et al. Phys. Stat. Sol.(c), 2007. **4**, 3020 (2007).
3. T. Mchedlidze et al. Sol. State Phenomena, 2008. **131-133**, 303 (2008).

Начало пластического процесса снятия напряжений несоответствия скольжением дислокаций в плоскости границы раздела (111)

Лошкарев И.Д.[1)], *Качанова М.М.*[1)], *Труханов Е.М.*[1)], *Романюк К.Н.*[1)]

trukh@isp.nsc.ru
[1)]Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН, Новосибирск, Россия

Образование дислокационной границы раздела (ГР) в эпитаксиальной системе пленка Ge – подложка Si происходит в результате перехода сильнонапряженной псевдоморфной пленки германия (σ_H=6.8·10^9 Па) в ненапряженную. Природа формирования дислокаций несоответствия (ДН), скользящих в плоскостях, параллельных ГР (111), и ДН, скользящих под углом к ГР, принципиально различна. В первом случае они зарождаются под действием сдвиговых напряжений τ_{XZ} вблизи краев островков (примем ось 0z перпендикулярной ГР, а ось 0y – совпадающей с краем пленки). В случае ГР любой другой ориентации, например, (001), ДН формируются нормальными напряжениями $\sigma_{XX}=\sigma_{YY}$, действующими вдали от краев пленки. Такие дислокации скользят в наклонных плоскостях. Однако на ДН, скользящие параллельно ГР(111), напряжения σ_{XX} и σ_{YY} не оказывают какого-либо действия.

Цель настоящей работы – установление критической толщины пленки h_C, при которой начинается введение ДН в случае ГР (111). Рассмотрим ДН в виде полупетли, зародившейся вблизи края пленки под действием τ_{XZ}. Заменив действие края пленки тангенциальной нагрузкой S=$\sigma_H \cdot h$, приходящейся на единицу края пленки [1, 2], получим аналитическое выражение $\tau_{XZ}=-2Sx^2z/[\pi(x^2+z^2)^2]$. Полупетля ДН содержит два скользящих в противоположные стороны криволинейных участка, формирующих отрезок x=B, параллельный краю [3]. Если проинтегрировать τ_{XZ} по x от значения x=0 до x=B, то получим силу F_ε, действующую на криволинейные участки ДН. При $h=h_C$ величина F_ε равна силе линейного натяжения прямолинейного отрезка ДН [4], т.е. энергии W дислокации единичной длины [3, 5]. На основе равенства W=F_ε получаем оригинальное выражение $h_C=b(1-\nu\cos^2\alpha)[1+\ln(h_C/b)]/8\pi(1+\nu)f\sin\alpha$, где ν – коэффициент Пуассона, α – угол между вектором Бюргерса $\boldsymbol{b}$ и ДН. Формула является трансцендентной, и h_C определяется методом последовательных приближений. Она получена в результате развития подхода, представленного в [3 и 6].

В докладе приведены результаты вычислений h_C и сравнения полученных величин с экспериментальными значениями, определенными для пленки Ge на Si. Показано, что с помощью данной модели можно исследовать дислокации, скользящие как в пленке, так и в подложке параллельно ГР. ДН регистрировались методом рентгеновской топографии на прохождение (метод Бормана) и химическим структурно-чувствительным травлением, позволяющим выявлять дислокации, залегающие параллельно поверхности.

Работа выполнена при поддержке Интеграционного междисциплинарного проекта СО РАН №72, а также грантов РФФИ №10-02-00902-а и №12-02-01128-а.

Литература

1. S. Isomae. J. Appl. Phys., 52, 2782, (1981).
2. A.A. Fischer and H. Richter. J. Appl. Phys., 75, 657 (1994).
3. Е.М. Труханов и др. Электронный журнал «Фазовые переходы…» http://ptosnm.ru/, http://ptosnm.ru/_files/Moduls/catalog/items/T_catalog_items_F_download_I_668_v1.pdf (2011).
4. J.W. Matthews, A.E.J. Blakeslee, S. Mader. Thin Solid Films, 33, 253 (1976).
5. С.Л. Бабенкова и Е.М. Труханов. Поверхность, №8, 59 (1989).
6. И.Д. Лошкарев и др. Известия РАН, сер. физ., 76(3), 464 (2012).

Механизм ускоренного отжига A-центров в n-Si при высокотемпературном импульсном электронном облучении

Крайчинский А.Н.[1)], Красько Н.Н.[1)], Колосюк А.Г.[1)], Войтович В.В.[1)], Петруня Р.В.[1)], Поварчук В.Ю.[1)], Руденко Р.Н.[2)]

krasko@iop.kiev.ua
[1)]Институт физики НАН Украины, Киев, Украина
[2)]Киевский национальный университет им. Т. Шевченко, Киев, Украина

Ранее [1] нами обнаружено, что облучение кремния 1 МэВ электронами при температурах выше термического отжига VO-центров (T ≥ 300 °C) способно существенно стимулировать отжиг им же созданных VO-центров. При этом зависимость концентрации VO-центров от времени облучения имеет вид кривой с насыщением. В данной работе нами показано, что максимальная (в насыщении) концентрация VO-центров растет при увеличении интенсивности облучения, уменьшается при увеличении температуры облучения (рис. 1) и в общем случае равна

$$[VO]_{max} = \frac{\lambda_V}{s/\tau_2 + 1/\tau_1}, \qquad (1)$$

где λ_V – фактор генерации свободных вакансий, s – скважность облучения, τ_1 и τ_2 – константы отжига VO-центров во время действия облучения и только за счет температуры (между импульсами) соответственно. Ускоренный отжиг VO происходит только в процессе действия импульса электронов.

На основании теоретического анализа полученных результатов предложено механизм ускоренного отжига VO-центров, базирующегося на предположении, что при высокотемпературном облучении происходит возбуждение неравновесных электронов у высокоэнергетическую (L_1) долину зоны проводимости. При захвате VO дефектами таких электронов дефектам передается энергия, которая уменьшает энергию активации их отжига с 1,5 эВ до 0,4 эВ. При этом константа ускоренного отжига τ_1 определяется следующим выражением:

$$\frac{1}{\tau_1} = \frac{J_p}{[VO]_{max} + \frac{\sigma_n^+}{\sigma_n^0}[P]} B \exp\left(-\frac{0{,}4}{k_B T}\right), \qquad (2)$$

где J_p – интенсивность электронного облучения, $[P]$ – концентрация фосфора, σ_n^0, σ_n^+ – сечения захвата электронов из L_1 подзоны на VO-центры и фосфор соответственно; $B \approx 1{,}3\times10^2$ см$^{-1}$ – константа, значение которой получено из эксперимента.

Показано (рис. 2), что эффект ускоренного отжига наблюдается в ограниченном диапазоне температур начиная с 570 К (начало термического отжига VO). Высокотемпературная граница эффекта зависит от интенсивности облучения и растет при увеличении интенсивности облучения.

Литература

1. M. Kras'ko, A. Kraitchinskii, A. Kolosiuk ,V. Neimash, V. Voitovych, V. Makara, R. Petrunya and V. Povarchuk. Solid State Phenomena, **178-179**, 404 (2011).

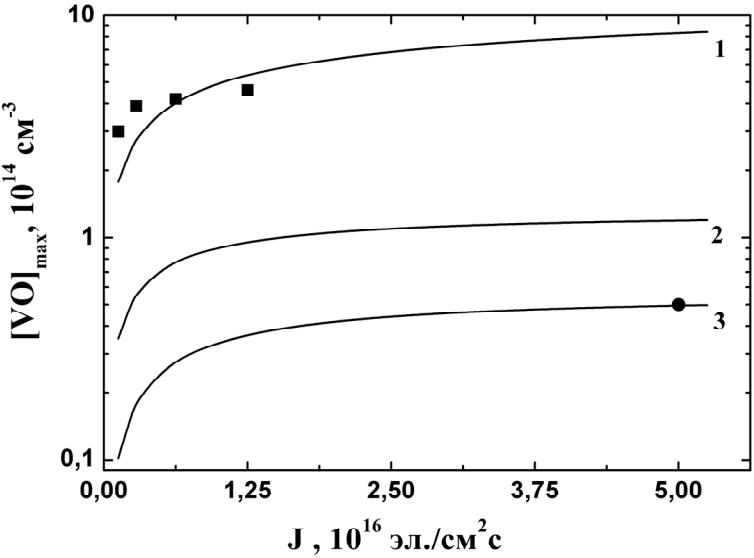


Рис. 1. Зависимость максимальной концентрации VO от интенсивности электронного облучения при: 1 – 633 K; 2 –680 K; 3 – 723 K. Точки – эксперимент; сплошные кривые – расчет по формуле (1), где $1/\tau_1$ определяется по формуле (2), а $10^3/\tau_2 = 2\times10^8\exp(-1{,}5/k_BT)$.

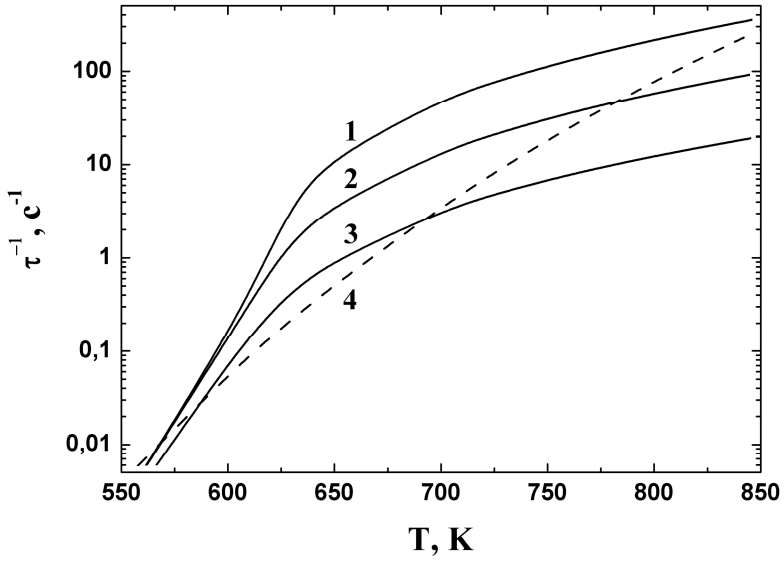


Рис. 2. Расчетные зависимости констант отжига $1/\tau_1$ (кривые 1–3) і $10^3/\tau_2$ (кривая 4) от температуры электронного облучения. Интенсивность облучения: 1 – 50; 2 – 12.5; 3 – 2.81, $\times10^{15}$ электрон/(см^{2}с). Кривые (1–3) – расчет по формуле (2); кривая 4 – $10^3/\tau_2 = 2\times10^8\exp(-1{,}5/k_BT)$.

Моделирование процессов ионной имплантации и быстрых термообработок при формировании активных областей субмикронных и нанометровых ИС на кремнии

Комаров Ф.Ф. [1)], ***Комаров А.Ф.*** [1)], ***Миронов А.М.*** [1)], ***Заяц Г.М.*** [2)], ***Макаревич Ю.В.*** [1)], ***Мискевич С.А.*** [1)]

KomarovF@bsu.by
[1)]НИИ прикладных физических проблем им. А.Н. Севченко БГУ, Минск, Беларусь
[2)]Институт математики НАН Беларуси, Минск, Беларусь

Рассматриваются физико-математические модели и численные алгоритмы, позволяющие достаточно точно моделировать современные технологические процессы, такие как низкоэнергетическая ионная имплантация и быстрая термообработка (БТО), используемые при создании элементной базы СБИС. Моделирование процесса низкоэнергетической ионной имплантации базируется на численном решении обратных кинетических (транспортных) уравнений Больцмана [1]. Численное решение данных уравнений позволило получить пространственные моменты распределения основных легирующих примесей: бора, фосфора, мышьяка, сурьмы, BF_2 и углерода при имплантации с энергиями от 500 эВ до 1 МэВ в материалы, применяемые в современной кремниевой технологии изготовления интегральных схем. Полученные пространственные моменты используются для расчета концентрационных профилей распределения имплантированных примесей в кремниевых структурах. Для построения двумерных распределений примесей в многослойных непланарных структурах применяются методы, изложенные в работах [2, 3].

Моделирование процесса БТО базируется на численном решении двумерных термодиффузионных уравнений. В соответствии с современными представлениями, диффузия примесей замещения в полупроводниках осуществляется с участием точечных дефектов — вакансий и собственных межузельных атомов кремния, которые образуют с атомами примеси подвижные примесно-вакансионные и примесно-межузельные пары. Распределения концентрации точечных дефектов в кремнии описываются нестационарными квазилинейными параболическими уравнениями.

Разработанный на основе этих моделей программный комплекс, интегрированный в систему сквозного моделирования процессов и приборов интегральной электроники Silvaco ATHENA, дает возможность использовать модели и методы расчета, альтернативные реализованным в известных программных продуктах, главным образом в решении задач с малой глубиной формируемых легированных областей. С помощью разработанного программного обеспечения было проведено моделирование различных процессов, в том числе имплантация ионов B, BF_2, P, As, Sb, C в кремниевые структуры, соответствующие типичным сильно легированным мелким активным областям элементов СБИС, и последующего быстрого термического отжига. Результаты моделирования хорошо согласуются с экспериментальными данными, полученными методами вторичной ионной масс-спектроскопии, в том числе позволяют предсказывать экспериментально наблюдаемые аномальные явления.

Литература

1. A.F. Burenkov, F.F. Komarov, M.A. Kumakhov. *Tables of Ion Implantation Spatial Distribution* (Gordon and Breach Sci. Publ., 1986) – 412 p.
2. Burenkov A.F., Kurganov A.G., Konoplyanik G.G., Surface Sciences, **8**, 52 (1989).
3. Komarov F.F. et al., Journal of Nonlinear Phenomena in Complex Systems, **13**(4), 389 (2010).

Влияние легирования мелкими донорами на спиновую релаксацию и g-фактор электронов проводимости в кремнии

***Конаков А.А.*[1)], *Ежевский А.А.*[1)], *Гусейнов Д.В.*[1)], *Сухоруков А.В.*[1)], *Попков С.А.*[1)], *Бурдов В.А.*[1)]**

konakov_anton@mail.ru
[1)]Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Н. Новгород, Россия

С момента пионерских работ по спиновой инжекции в кремний [1] – ключевой материал микроэлектроники – он привлекает внимание исследователей как перспективный материал для разработки приборов спинтроники, что связано со слабым спин-орбитальным взаимодействием, большими временами спиновой релаксации и длинами спиновой диффузии в сравнении с типичными полупроводниками A_3B_5. Основным механизмом спиновой релаксации электронов проводимости в кремнии является механизм Эллиотта [2] и Яфета [3], при котором процессы переворота спина обусловлены рассеянием электронов на фононах и статических дефектах решетки. Однако в теоретических расчетах учитывается, как правило, взаимодействие только с колебаниями решетки [4], в то время как рассеянием на примесях и других дефектах пренебрегается. Такой подход справедлив, вообще говоря, только в чистых кристаллах или при небольших концентрациях примеси. С другой стороны, в технологических приложениях используются легированные образцы кремния, в связи с чем представляется необходимым детальное рассмотрение влияния взаимодействия с примесными центрами на спиновую динамику электронов проводимости.

В работе экспериментально и теоретически исследуется спиновая релаксация и g-фактор электронов проводимости в кремнии, легированном донорами на уровне $\sim 10^{18}$ см$^{-3}$ и выше. Экспериментальные исследования кремния n-типа, допированного фосфором и литием с различными концентрациями, проводились методом электронного спинового резонанса при температурах от ~3.8 до ~300 К. Обнаружено существенное уширение резонансной кривой для исследуемых кристаллов в сравнении со слаболегированными (на уровне $\sim 10^{16}$ см$^{-3}$) образцами. Помимо влияния на скорость спиновой релаксации, легирование приводит к заметному уменьшению электронного g-фактора [5].

Теоретическое рассмотрение основано на применении формализма функции Грина для случая статического беспорядка, что позволяет единообразно рассмотреть модификацию электронного спектра и определить времена жизни спиновых возбуждений. Процедура перенормировки g-фактора производится аналогично работе [6]. Оценки показывают, что скорость спиновой релаксации, связанной с рассеянием на примесях, растет практически пропорционально их объемной плотности, и ее вклад при концентрациях $\sim 10^{18}$ см$^{-3}$ и выше становится сравнимым с вкладом от рассеяния на колебаниях решетки. Электронный g-фактор уменьшается с ростом концентрации доноров практически линейно, что качественно согласуется с экспериментальными результатами.

Работа поддержана РФФИ, Минобрнауки РФ в рамках ГК № 07.514.11.4012 и № 16.740.11.0202 и Фондом некоммерческих программ «Династия».

Литература

1. I. Appelbaum, B. Huang, D.J. Monsma. Nature, **447**, 295 (2007).
2. R.J. Elliott. Phys Rev., **96**, 266 (1954).
3. Y. Yafet. In *Solid State Physics*, ed. by F. Seitz and D. Turnbull (New York and London, Academic Press, 1963) v. 14, p. 1.
4. J.L. Cheng, M.W. Wu, J. Fabian. Phys. Rev. Lett., **104**, 016601 (2010).
5. A.A. Ezhevskii et al. AIP Conf. Proc., **1399**, 743 (2011).
6. A.A. Konakov et al. J. Phys.: Conf. Ser., **324**, 012027 (2011).

Особенности процессов рекомбинации в монокристаллах кремния, выращенных в различных средах

Жавжаров Е.Л.[1)], Критская Т.В.[2)], Матюшин В.М.[1)]

krytskaja@mail.ru
[1)]Запорожский национальный технический университет, г. Запорожье, Украина
[2)]Запорожская государственная инженерная академия, г. Запорожье, Украина

Оптимальная для конкретного полупроводникового прибора величина $\tau_{ннз}$ может быть обеспечена при получении кристаллического кремния и обусловлена как чистотой исходного сырья, так и протекающими в кристалле процессами дефектно-примесного взаимодействия. В частности, при выращивании монокристаллов кремния по методу Чохральского, достаточно эффективным приёмом повышения $\tau_{ннз}$ является использование интенсивного обдува растущего кристалла потоком аргона или гелия. Однако такой подход может привести к растрескиванию крупногабаритных монокристаллов, вследствие возникающих в них механических напряжений, и малоэффективен для монокристаллов, содержащих дислокации.

В настоящей работе исследована возможность повышения $\tau_{ннз}$ в монокристаллах, выращиваемых по методу Чохральского, за счет использования газовых сред с различной теплопроводностью. Плотность дислокаций в монокристаллах составляла $N_д \geq 2 \cdot 10^3$ см$^{-2}$. Проведен анализ структурных и электрофизических параметров монокристаллов кремния (удельное электрическое сопротивление, $\tau_{ннз}$, концентрация кислорода) в качестве среды выращивания которых использовали аргон, гелий и смесь $Ar+SiH_4$.

Установлено существенное повышение $\tau_{ннз}$ в монокристаллах, выращенных с использованием смеси аргона и моносилана, что можно объяснить закалкой центров рекомбинации, вызванной интенсивным охлаждением кристалла. Повышение теплопроводности смеси происходит за счет появления в ней атомарного водорода, образующегося вследствие разложения моносилана при температуре более 673 К. В то же время обусловленный атомарным водородом эффект повышения $\tau_{ннз}$ оказался нестабильным во времени: после выдержки монокристаллов при комнатной температуре в течение пяти-шести месяцев наблюдалось снижение параметра в несколько раз.

Повышение $\tau_{ннз}$ может быть обусловлено выходом атомарного водорода из преимущественно межузельного положения в решетке кремния и локализацией в потенциальных ямах, создаваемых дислокациями. Это приводит к «сглаживанию» потенциального рельефа, увеличению длины свободного пробега носителей L и соответственно $\tau_{ннз}$. Однако энергия связи атома водорода с дислокацией невелика, и с течением времени (при отсутствии дополнительного потока водорода) он уходит из кристалла в газовую атмосферу. При этом L и $\tau_{ннз}$ постепенно возвращаются к своему первоначальному значению.

Поведение примеси углерода в технологических процессах получения полупроводникового кремния

***Критская Т.В.*[1)], *Нагорный С.Л.*[2)], *Меркер Р.*[3)], *Скачков В.А.*[1)], *Шварцман Л.Я.*[3)]**

krytskaja@mail.ru
[1)]Запорожская государственная инженерная академия, г. Запорожье, Украина
[2)]ЧАО «Звод полупроводников» г. Запорожье, Украина
[3)]Activ Solar, г. Вена, Австрия

Современное конкурентоспособное промышленное производство кремния полупроводниковой чистоты должно обеспечиваться экологически безопасными безотходными технологиями. В их основе лежат химико-металлургические процессы, использующие рециклирование реагентов и промежуточных продуктов реакций. Однако в процессах рециклирования, к которым можно отнести конверсию $SiCl_4$, оборачиваемость кремниевого сырья в процессах получения монокристаллов и др., неизбежно происходит накопление примесей, роль которых в достижении оптимальных качественных параметров продукта является существенной и требует специальных приемов по их выведению. К числу таких нежелательных примесей относится углерод. Его содержание в кристаллическом кремнии лимитируется на уровне менее $(1…5)\cdot10^{16}$ $см^{-3}$ как технологиями электронных приборов, так и кремниевых солнечных элементов. Роль углерода в процессах взаимодействия с легирующими элементами, фоновыми примесями и дефектами в монокристаллическом кремнии до конца не установлена. Считается, что он понижает величину τ_{HH3}, участвует в образовании электрически активных комплексов и дефектов структуры, может явиться причиной высоких токов утечки, понижения пробивного напряжения р-п переходов. Углероду или его взаимодействию с примесями металлов. кислорода также приписываются многие необъяснимые явления, наблюдаемые при термообработках кремния.

Сегодня в условиях конкуренции могут выжить лишь экологически безопасные безотходные технологии. Производители кремния минимизируют содержание углерода в сырьевых продуктах, стремятся максимально ограничить его поступление на всех этапах технологии, за счет усовершенствования конструкции аппаратов, режимов процессов, использования новых видов конструкционных материалов и пр.

В настоящей работе, впервые в отечественной практике, на основании современных комплексных подходов оценён вклад различных источников поступления углерода в кремний полупроводниковой чистоты. Определено содержание углерода в исходных продуктах, идентифицированы его химические соединения и оценена их концентрация при протекании процессов синтеза трихлорсилана ($Si_{техн}$, HCl), водородного восстановления (хлорсиланы, водород) и высокотемпературного (1200…1250^0C) гидрирования $SiCl_4$.

Содержание углерода в техническом кремнии марок КР-1…КР-00 в существенной степени зависит от технологических факторов процесса карботермического восстановления и не должно превышать 0,02…0,3 $\%_{масс}$, в хлористом водороде – $(0.7…2)\cdot10^{-3}$ $\%_{мол}$, в хлорсиланах (в виде C_nH_m, C_nH_mCl) – $(0,4…3,5)\cdot10^{-3}$ $\%_{масс}$, в водороде (суммарное содержание C_nH_m) - 5 ppm.

Также проведена термодинамическая оценка основных химических реакций в системе <Si-Cl-H> и определены наиболее вероятные реакции, ответственные за переход углеродсодержащих примесей в парогазовые смеси.

Проанализирована зависимость содержания углерода в промышленных партиях поликристаллического кремния в зависимости от условий проведения процесса высокотемпературного гидрирования.

Интенсивность излучения в видимой и ИК-областях спектра в структурах n-Si-p-Si, легированных Er, Eu

Мездрогина М.М.[1)], Костина Л.С.[1)], Белякова Е.И.[1)], Кузьмин Р.В.[1)], Еременко М.В.[1)]

margaret.m@mail.ioffe.ru
[1)]ФТИ им. А.Ф. Иоффе, Санкт-Петербург, Россия

Интенсивные исследования излучения из эпитаксиальных кремниевых слоев, легированных редкоземельными элементами (RE) Er (Si<Er>) и Eu (Si<Eu>), обусловлены развитием волоконно-оптической связи, для которой требуется создание светоизлучающих приборов для ИК области спектра. Изучение особенностей спектров возбуждения фотолюминесценции (ФЛ) ионов Er и механизмов возбуждения внутрицентровых 4f переходов в эпитаксиальных Si<Er> слоях позволило выяснить особенности межзонного возбуждения ФЛ. Показано, что определяющим фактором в этом процессе является формирование достаточно больших кластеров, образованных кремнием и кислородом, размеры которых лежат в пределах от 5 нм до 50 нм. [1]

Цель данной работы заключалась в исследовании влияния концентрации введенных редкоземельных примесей (Er, Eu) на интенсивность излучения внутрицентровых 4f переходов в n-Si-p-Si – структурах. Легирование осуществлялось в едином технологическом цикле с процессом создания n-Si-p-Si – структур по технологии прямого сращивания – путем диффузии из источника, находящегося на границе сращиваемых кремниевых пластин –n-типа проводимости с удельным сопротивлением 150 Ом·см и p-типа проводимости с удельным сопротивлением 30 Ом·см и 10 Ом·см и ориентацией поверхности (111). Перед сращиванием зеркально полированные пластины подвергались стандартной отмывке и гидрофилизации с последующей промывкой в деионизованной воде с удельным сопротивлением 18 Ом·см. Приведение в контакт осуществлялось в 0.1 - 1 wt% водных растворах хлоридов ($RECl_3$) или окислов (RE_2O_3) Er и Eu. После сушки на центрифуге образцы отжигались в течение 12 часов при комнатной температуре и затем в течение 2-х часов при 1250^{o}C. Такой способ введения RE в структуру дает возможность широкого варьирования концентрации как основной легирующей примеси (RE), так и дополнительно введенных примесей-ко-допантов, что позволяет увеличить интенсивность излучения внутрицентровых переходов. Кроме того, появляется возможность варьирования интенсивности возбуждения при измерениях электролюминесценции вследствие высокого структурного качества сформированной p-n структуры.

Исследовано влияние примеси (Er), внедренной в поверхность p-Si из Er_2O_3 с поверхностной концентрацией $N_{Er} \sim 10^{18}$ см$^{-3}$ на вид спектра ФЛ (T=300 K, λ= 488 нм,W= 0.5 Вт) в длинноволновой области спектра. В спектре ФЛ имеется неоднородно - уширенная полоса излучения с тремя максимумами: λ = 1050 нм, λ = 1260 нм, λ = 1540 нм. При уменьшении концентрации бора (B) в p-Si, при той же концентрации Er наблюдается лишь один максимум с λ=1020 нм.

В спектрах ФЛ структуры n-Si-Er-p-Si, (легирование Er в процессе сращивания) наблюдается характерное для внутрицентровых переходов излучение с λ = 1540 нм с достаточно высокой интенсивностью излучения (T=77 K, λ=488 нм,W=0.5 Вт).

В структурах n-Si-Eu-p-Si (легирование Eu в процессе сращивания) наблюдается излучение в видимой области спектра ФЛ с λ=668 нм, характерное для внутрицентрового перехода Eu (T=77K).

Таким образом, показано, что предложенный способ легирования структур n-Si-p-Si, редкоземельными элементами Er, Eu дает возможность реализации интенсивного излучения в видимой и ИК-областях спектра

1. М.М. Мездрогина, Г.Н. Мосина, Е.И. Теруков, И.Н. Трапезникова, ФТП, т.35, вып.6, 714, (2001).

Структура и состав диффузионных слоев кремния, легированных эрбием

***Латухина Н.В.*[1)], *Степихова М.В.*[2)], *Дроздов М.Н.*[2)], *Сурин М.А.*[1)]**

natalat@yandex.ru
[1)]Самарский государственный университет, г. Самара, Российская Федерация
[2)]Институт физики микроструктур РАН , г. Нижний Новгород, Российская Федерация

Кремний, легированный эрбием, является перспективным материалом для создания эффективных светоизлучающих структур, легко интегрируемых в кремниевую электронику. Среди методов изготовления таких структур практически не используется такой метод, как диффузия, т.к. эффективность эрбиевой люминесценции в диффузионных структурах низка, что обычно связывают с недостаточно высокой концентрацией примеси эрбия в кремнии при диффузионном легировании [1]. В данной работе проводилось исследование структуры и состава кремния, легированного эрбием методом диффузии из нанесенного источника. Диффузия осуществлялась из оксидного слоя эрбия, созданного на поверхности пластины монокристаллического кремния n- типа проводимости. Процесс проводился на воздухе при температурах от 1050°С до 1150°С, время диффузии изменялось от 1 до 3 часов.

Концентрационные профили элементов в диффузионных слоях кремния определялись методом вторичной ионной масс-спектроскопии (ВИМС), структура поверхностного слоя – методами растровой электронной микроскопии (РЭМ). Проводились также исследования электрических и люминесцентных свойств изготовленных образцов. ИК-спектры фотолюминесценции исследуемых образцов регистрировались при температуре 77 К в диапазоне длин волн от 1 до 2 мкм, возбуждение осуществлялось Nd:YAG лазером на длине волны 532 нм. Электрические измерения включали в себя измерение вольт-емкостных характеристик и измерение поверхностного сопротивления четырехзондовым методом при последовательном контролируемом удалении с поверхности тонкого слоя кремния.

Проведенные исследования показали, что содержание эрбия на поверхности диффузионного слоя кремния составляет в среднем от $2\cdot10^{18}$ $см^{-3}$ до $3\cdot10^{17}$ $см^{-3}$. При этом эрбий распределен по поверхности неравномерно: существуют области размером в десятки микрон, где концентрация эрбия заметно превышает среднюю. В этих же областях наблюдается и повышенная концентрация кислорода. В то же время, концентрация дырок в диффузионных слоях кремния, легированных эрбием, по данным электрических измерений, составляет от $2\cdot10^{16}$ $см^{-3}$ до $5\cdot10^{17}$ $см^{-3}$. Отсюда можно сделать вывод о том, что некоторая часть ионов эрбия диффундирует по узлам кристаллической решетки кремния и проявляет себя как акцепторная примесь, а другая часть диффундирующих ионов взаимодействует с генерируемыми при высокой температуре собственными точечными дефектами – вакансиями, и кислородными термодонорами, образуя электрически нейтральные комплексы с включениями фазы оксида эрбия [2,3]. При этом в узлах кристаллической решетки находится ион Er^{1-}, а не ион Er^{3+}, чем и объясняется низкая эффективность люминесценции диффузионно легированных слоев в спектральном диапазоне от 1,5 до 1,55 мкм. Данная концепция хорошо объясняет результаты работы.

Литература

1. Соболев Н.А. ФТП, 29, 1153 (1995).
2. Ю.А.Карпов и др. // ФТП, 18, 368 (1984).
3. Н.В. Латухина и др. // Известия ВУЗов. Материалы электронной техники, 2, 13 (2009).

Электрически активные центры в кремнии, имплантированном ионами кислорода

***Лошаченко А.С.*[1)], Вывенко О.Ф.[1)], Шек Е.И.[1)], Соболев Н.А.[1)]**

antosha_ipox@mail.ru
[1)]Санкт-Петербургский государственный университет
[2)]Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург

Кремниевые светоизлучающие структуры с дислокационной люминесценцией (ДЛ) являются одним из перспективных источников света для оптической связи в сверхбольших интегральных схемах. В последнее время для создания структур с ДЛ развиваются методы ионной имплантации [1] и прямого сращивания пластин [2]. Однако, целый ряд вопросов, касающихся роли электрически активных центров в процессах излучательной и безызлучательной рекомбинации в таких структурах, остается не выясненным. В работе приводятся результаты исследования электрически активных центров в структурах кремния, изготовленных имплантацией ионов кислорода. Ионы кислорода с энергиями и дозами 0.1/ $7x10^{13}$ + 0.17/ $1x10^{14}$ + 0.28/ $1.3x10^{14}$ + 0.45/ $1.5x10^{14}$ + 0.7/ $1.7x10^{14}$ +1.05/ $1.85x10^{14}$ + 1.5/ $2x10^{14}$ МэВ/см^2 имплантировались при комнатной температуре в пластины p-Cz-Si и отжигались в хлорсодержащей атмосфере при температурах 900-1000ºС в течение 0.5-3 час.

Согласно данным вольтфарадных характеристик в имплантированном слое наблюдается уменьшение концентрации дырок, обусловленное введением дополнительных электрически активных центров, связанных с имплантацией и отжигом. Измерение спектров емкостной спектроскопии (DLTS) в широком диапазоне обратных смещений и величин заполняющих импульсов показало, что во всех спектрах образцов, отожженных при температуре свыше 900ºС, присутствуют две полосы, располагающиеся в интервалах температур 40-80 К и 150-280 К, каждая из которых состояла из нескольких DLTS-максимумов. В первом интервале удалось выявить пики, принадлежащие уровням с энергиями ионизации Р1 ~ Ev + 0.07 и Р2 ~ Ev + 0.11 эВ. Во втором интервале определены четыре пика Р4 = Ev + 0.26, Р5 = Ev + 0.40 эВ, Р6 = Ev + 0.48 и Р7~ Ev + 0.6 эВ. Также в спектрах присутствовал слабый пик (в окрестности 120 К) Р3 ~ Ev + 0.18 эВ. Анализ спектров после различных отжигов показал, что повышение времени отжига приводило к понижению концентрации центров в 2-3 раза для температуры отжига 900ºС, и незначительно для 1000ºС. Повышение температуры приводило к уменьшению концентрации почти на порядок для получасовых отжигов и в 2 раза для 3-х часовых. Центры Р1 и Р2, по всей видимости, имеют ту же природу, что и центры (SLh/STh), наблюдавшиеся в образцах, приготовленных методом прямого сращивания кремниевых пластин и деформацией [3-5]. Присутствие данных центров, связывают с дислокационной 1D-зоной вблизи валентной зоны полупроводника. Сопоставление, полученных результатов с результатами для образцов, приготовленных различными методами и содержащих различные дислокационные конфигурации, показало, что наблюдаемые уровни Р3 – Р5 хорошо согласуются и могут быть отождествлены друг с другом. Необходимо отметить, что появление данных центров обусловлено не только непосредственно дислокациями, но и примесями или различными комплексами, формирующимися вблизи протяженных дефектов.

Работа выполнена при частичной поддержке РФФИ (грант № 10-02-01010).

Литература

1. Н.А. Соболев. ФТП, 44(1), 3 (2010).
2. M. Trushin et al. Sol. State Phenomena, 156-158, 283 (2010).
3. A. Castaldini et al. Phys. Rev. Lett., 95, 076401 (2005).
4. I. Isakov et al. Journal of Physics: Conference Series, 281, 012010 (2011).
5. C. Kisielowski and E. Weber. Phys. Rev. B, 44, 1600 (1991).

Дислокационная фотолюминесценция в одноосно пластически деформированном Cz- и FZ-Si

Воробкало Ф.М.[1)], Бабич В.М.[1)], Лучкевич М.М.[1)], Цмоць В.М.[2)]

vorobkalo@isp.kiev.ua
[1)]Институт физики полупроводников им. В.Е.Лашкарева НАН Украины, Киев, Украина
[2)]Дрогобычский педагогический университет им. И.Франко, Дрогобыч, Украина

Актуальность исследований дислокационной люминесценции в Si обусловлена, по крайней мере, двумя причинами: сложностью физических процессов деформации при большом числе способов ее реализации и наличием весьма интенсивной дислокационной люминесценции, которая из-за хорошего сочетания внешней квантовой эффективности и быстродействия является одним из перспективных кандидатов для создания на ее основе светодиодов для кремниевой оптоэлектроники [1].

Проведены исследования дислокационной фотолюминесценции одноосно пластически деформированного кремния в диапазоне энергий $h\nu = 0{,}5 \div 1{,}2$ эВ при температуре T = 77 K. Базовым материалом служил бездислокационный кремний n- и p-типа, выращенный методом Чохральского (Cz-Si) и бездислокационный кремний p-типа, выращенный методом зонной плавки (FZ-Si). Концентрации мелких примесей бора в p-типе и фосфора в n-типе не превышали $1 \cdot 10^{15}$ см$^{-3}$, концентрации кислорода N_o были равны $5 \cdot 10^{15}$ см$^{-3}$ и около $1 \cdot 10^{18}$ см$^{-3}$ в FZ-Si и Cz-Si соответственно. Образцы вырезались в форме параллелепипедов размерами $10 \cdot 3 \cdot 3$ мм^3 с ориентацией <110> вдоль длинных граней. С целью уменьшения различного рода комплексообразований, в том числе дислокационно-примесного, а также уменьшения выпадения междуузельного кислорода в преципитаты одноосная пластическая деформация осуществлялась при относительно низкой температуре T=700 ^{o}C. Направление деформации <110> при скорости около 10^{-4} с$^{-1}$. Получение образцов с различной степенью деформации $\varepsilon = 0 \div 9$ % осуществлялось контролем нагрузочной кривой “давление - деформация“. Образцы до и после деформации шлифовались и травились. Фотолюминесценция возбуждалась He-Ne лазером мощностью до 12 мВт.

Спектр фотолюминесценции состоял из 4-х полос: наиболее интенсивной известной полосы D1 с максимумом в районе $0{,}790 \div 0{,}815$ эВ и 3-х малоинтенсивных перекрывающихся длинноволновых (условно назовем их D_A, D_B и D_C) с максимумами вблизи 0,53, 0,58 и 0,64 эВ соответственно (все $\pm 0{,}01$ эВ). Проведено всестороннее исследование свойств полосы D1 в Cz-Si и FZ-Si – положение ее максимума $h\nu_m$, полуширины, интенсивности I в зависимости от примесей, в том числе и кислорода, степени деформации ε, уровня возбуждения L. Зависимости $h\nu_m(\varepsilon)$ и I(L) сублинейные, характерные для донорно-акцепторной рекомбинации, зависимость $h\nu(\varepsilon)$ более сложная, с экстремумом. В зависимости от этих факторов максимальные значения $h\nu_m$ 0,815 (Cz-n-Si), 0,812 (Cz-p-Si) и 0,795 эВ (FZ-p-Si) могут быть меньше на $10 \div 15$ мэВ. Сравнение интенсивностей длинноволновых полос излучения D_A , D_B и D_C в трех типах материалов (амплитуд и нормированных к D_1 значений) указывает на то, что существенную роль в их образовании играют кислород и донорная примесь. Проведено обсуждение полученных результатов и возможных моделей рекомбинационных центров.

Литература

1. Н.А. Соболев. ФТП,**44**,3,(2010)

Дефектообразования в структуре por-SiC/Si

Муратов Р.Р. [1)], ***Чепурнов В.И.*** [1)]

Muratov163@gmail.com
[1)]Самарский государственный университет, Самара, Россия

Известно множество публикаций по исследованию возможности применения полупроводникового por-SiC в качестве чувствительного элемента химического газового датчика для систем безопасности.

Использование диффузионной технологии преобразования кремниевой фазы подложки в фазу пленки карбида кремния предполагает вариации формирования структуры por-SiC/Si: изготовление методом электролитического травления на подложках кремния слоя por-Si с последующим преобразованием структуры por-Si/моно-Si в структуру por-SiC/Si; изготовление гетероструктуры: пленка моно-SiC/подложка моно-Si и последующее преобразование пленки моно-SiC методом электролитического травления в структуру por-SiC/Si.

Первому варианту следует отдать предпочтение в силу следующих причин: кинетика процесса преобразования фазы por-Si в фазу por-SiC выше, чем фазы моно-Si в фазу SiC; процесс преобразования сопровождается точечным дефектообразованием ростовой и тепловой природы; точечные дефекты в химических полупроводниковых газовых датчиках выступают в роли активных центров хемосорбции.

В данной работе анализировались процессы наноточечного дефектообразоваия тепловой, ростовой и примесной природы. Приведенная методика позволила сделать оценку значения энтропийного и энтальпийного фактора

$$-\frac{\Delta H_{V_{Si}^{q-}}}{RT} \Rightarrow \frac{q+1}{m}\frac{\Delta H_C}{RT} - \frac{\Delta H_{SiC_2 \to SiC}}{RT}, \quad (1)$$

$$-\frac{\Delta S_{V_{Si}^{q-}}}{RT} \Rightarrow \frac{q+1}{m}\frac{\Delta S_C}{R} - \frac{\Delta S_{SiC_2 \to SiC}}{R} + q\ln q + (q+1)\ln K, \quad (2)$$

где

$$\Delta H_{SiC_2 \to SiC} = \Delta H_{SiC_2} - \Delta H_{SiC},$$

$$\Delta S_{SiC_2 \to SiC} = \Delta S_{SiC_2} - \Delta S_{SiC}.$$

Таким образом, энтальпия образования дефектов поддается определению, как и энтропийный фактор. Погрешность обусловлена тем, что в расчете используется термодинамическое равновесие на границе фазы, связанной с распадом области гомогенности SiC.

О влиянии температуры облучения на эффективность образования радиационных дефектов в кремнии n- и p-типа

Медведева И.Ф.[1)], Мурин Л.И.[2)], Литвинко А.Г.[3)], Маркевич В.П.[4)], Гусаков В.Е.[2)], Ластовский С.Б.[2)]

medvedeva@ifttp.bas-net.by
[1)]Белорусский государственный медицинский университет, г. Минск, Республика Беларусь
[2)]ГО «Научно-практический центр Национальной академии наук Беларуси по материаловедению», г. Минск, Республика Беларусь
[3)]Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Республика Беларусь
[4)]The University of Manchester, Manchester M60 1QD, United Kingdom

Процессы радиационного дефектообразования в кремнии изучены достаточно хорошо. Однако, даже для случая облучения кристаллов Si быстрыми электронами и γ-квантами ^{60}Co, ряд вопросов радиационной физики остается открытым до сих пор. Это относится и к пониманию механизмов влияния температуры облучения на эффективность введения дефектов. В частности, хорошо известно, что с повышением температуры облучения ($T_{обл}$) вакансии и междоузельные атомы (собственные и примесные) образуют все более устойчивые комплексы между собой и с примесями. Как правило, такие же комплексы образуются в процессе отжига кристаллов кремния, облученных при более низких температурах. Однако низкотемпературное облучение с последующим отжигом не равноценно облучению при более высоких температурах: эффективности введения одних и тех же радиационных дефектов (РД) в обоих случаях могут резко отличаться [1]. Настоящая работа посвящена выяснению возможных причин данного явления.

Нами исследовались промышленные кристаллы кремния *n*- и *p*-типа, полученные методом Чохральского и методом зонной плавки в вакууме, с удельным сопротивлением 2-1000 Ом·см. Образцы облучались γ-квантами ^{60}Co ($T_{обл}$ = 78 - 473 К) и быстрыми электронами (Е = 4 и 6 МэВ, $T_{обл}$ = 78 - 773 К). Изохронные отжиги проводились в интервале температур 78 – 773 К. Положение энергетических уровней РД и их концентрация определялись методами эффекта Холла и DLTS.

В результате исследований проведена идентификация основных электрически активных РД в исследуемых кристаллах. Получены зависимости эффективности их образования от температуры облучения в кристаллах Si с различным уровнем легирования и различным примесно-дефектным составом. Сделано заключение, что наблюдаемые изменения эффективности введения радиационно-индуцированных центров в области их термической устойчивости обусловлены преимущественно первичными процессами, т.е. изменением скорости генерации свободных вакансий (V) и собственных междоузельных атомов кремния (I). Установлено, что скорости генерации свободных V и I при облучении γ-квантами ^{60}Co и быстрыми электронами существенно зависят как от положения уровня Ферми в кристаллах Si, так и непосредственно от температуры облучаемых кристаллов.

Проведен теоретический анализ влияния температуры облучения на скорость формирования вторичных радиационно-индуцированных центров в Si. Показано, что увеличение скорости формирования вторичных РД с ростом $T_{обл}$ преимущественно обусловлено увеличением вероятности разделения пар Френкеля. Выполнены количественные оценки увеличения скорости формирования РД с ростом $T_{обл}$, которые согласуются с экспериментальными данными по ”горячему” облучению кристаллов Si.

Литература

1. В.В. Емцев, Т.В. Машовец. *Примеси и точечные дефекты в полупроводниках.* (М., Радио и связь, 1981) с. 248.

Магнетосопротивление облученных протонами нитевидных кристаллов $Si_{0,97}Ge_{0,03}$

Павловская Н.Т. [1)], ***Литовченко П.Г.*** [1)], ***Карпенко А.Я.*** [1)], ***Угрин Ю.О.*** [2)], ***Павловский Ю.В.*** [2)], ***Дружинин А.А.*** [3)], ***Островский И.П.*** [3)]

pavlovskyy@mail.ru
[1)]Институт ядерных исследований НАН Украины, Киев, Украина
[2)]Дрогобычский государственный педагогический университет, Дрогобыч, Украина
[3)]Национальный университет «Львовская политехника», Львов, Украина

Исследовались нитевидные кристаллы Si-Ge p-типа с удельным сопротивлением $\rho = 0{,}018$ Ом·см ($T = 300$ К) диаметром 40 ± 2 мкм и длиной 2-3 мм.

Кристаллы облучались 6 МэВ протонами дозой $1 \cdot 10^{17}$ $p^+/см^{-2}$ при 40°С. После облучения проводились измерения магнетосопротивления в магнитных полях до 8 Тл в температурном интервале от 41 до 89 К.

Известно, что в полуклассической модели магнетосопротивления оно возникает только в случае наличия в полупроводнику более одного типа свободных носителей заряда [1]. Оценим концентрации дырок и электронов в этих образцах при $T = 41$ К и $T = 89$ К. При $T = 41$ К учитывая что удельное сопротивление в отсутствии магнитного поля $\rho_0 = 90$ Ом·см, а подвижность дырок $\mu_p \approx 10^4 \ \frac{\text{см}^2}{\text{В} \cdot \text{с}}$ [2], получаем $p = \frac{1}{e\rho\mu_p} \approx 10^{13}$ $см^{-3}$.

Из зависимости собственной концентрации от температуры для кремния $\lg(np) = -3460\frac{1}{T} + 21{,}5$ получаем, что при $T = 41$ К, $n \approx 10^{-135}$ $см^{-3}$, то есть свободные электроны практически отсутствуют. При $T = 89$ К, $n \approx 10^{-48}$ $см^{-3}$, что обозначает тоже самое. Таким образом, в образцах имеется только один сорт свободных носителей заряда, что с полуклассической точки зрения свидетельствует об отсутствии магнетосопротивления. Действительно, в полях до 0,6÷0,8 Тл это так. Наличие магнетосопротивления в полях более 0,8 Тл можно объяснить тем, что параметры свободных носителей тока такие как концентрация и подвижность сами зависят от магнитного поля, а в сущности, уменьшаются с возрастанием поля. Определим, что приводит к возрастанию сопротивления с увеличением магнитного поля – уменьшение концентрации свободных носителей заряда (так называемое магнитное вымораживание), или уменьшение их подвижности. Для выяснения влияния первого фактора вычислим энергию ионизации примесных атомов в разных магнитных полях. За наклоном прямой $\ln R = f(1/T)$ (рис. 1) она составляет 0,072 еВ. Согласно литературным данным это может быть *Ga* (0,073 еВ) или *Al* (0,069 еВ), которые являются акцепторами в *Si* [1]. С графика также видно, что энергия ионизации примеси практически не зависит от магнитного поля. Это значит, что примесный уровень практически не зависит от магнитного поля, что в свою очередь говорит об независимости концентрации дырок от магнитного поля.

Таким образом, существенное магнетосопротивление при всех исследованных температурах повязано с магнитополевым уменьшением подвижности свободных носителей заряда (дырок), что и показано на рис. 2.

Литература

1. Р. Смит. *Полупроводники* (М., Мир, 1992), с. 558.
2. П.С. Киреев. *Физика полупроводников* (М., Высшая школа, 1975), с. 584.

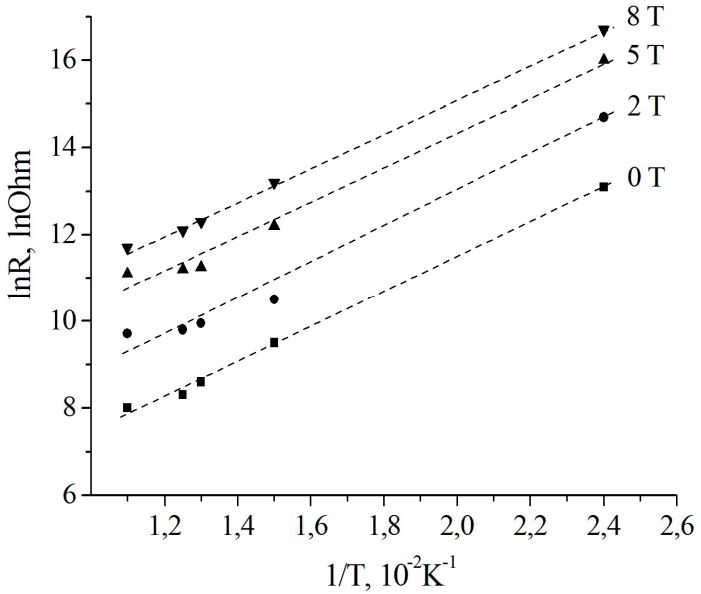


Рис. 1. Зависимость логарифма сопротивления от обратной температуры в разных магнитных полях.

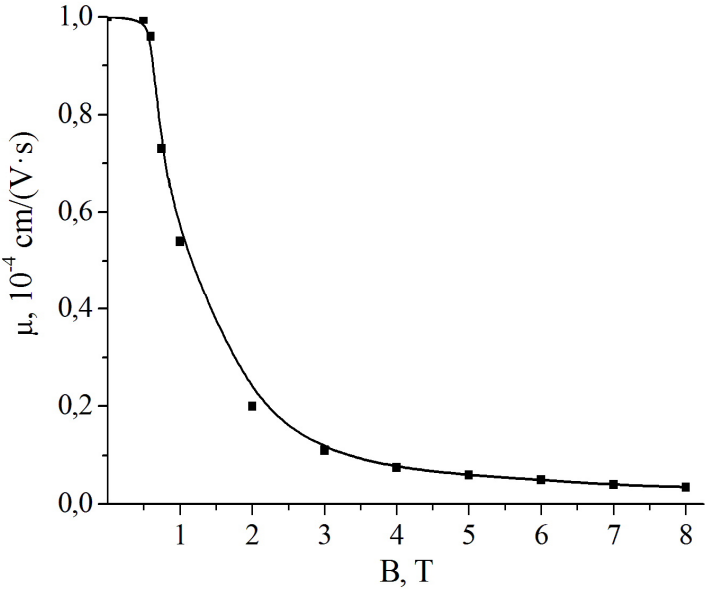


Рис. 2. Зависимость подвижности свободных носителей заряда (дырок) от магнитного поля.

Особенности взаимодействия компонентов примесей в кристаллах мультикремния, выращенных методом Бриджмена-Стокбаргера из рафинированного металлургического кремния

***Пещерова С.М.*[1)], *Павлова Л.А.*[1)], *Непомнящих А.И.*[1)]**

starasova@igc.irk.ru
[1)]Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт геохимии им. А.П. Виноградова Сибирского отделения Российской академии наук. Иркутск, Россия.

Данная статья посвящена вопросам взаимодействия примесей в кристаллах мультикремния, выращенных из металлургического рафинированного кремния вертикальным методом Бриджмена-Стокбаргера. Методом масс-спектрометрии с индуктивно-связанной плазмой (ICP-MS) проведены исследования химического состава кристаллов мультикремния, выращенных при различных скоростях (перемещения и вращения тиглей) и тепловых режимах [1,2]. Методом рентгеноспектрального зондового микроанализа (РСМА) проведены локальные исследования поверхностей образцов мультикремния [2]. Наблюдаемые дефекты и микровключения, прежде всего, свидетельствуют о нарушениях процесса кристаллизации и обуславливают электрофизические свойства мультикристаллов. А поскольку процессы образования микровключений, в свою очередь, зависят от концентраций примесей, то при сопоставлении «валового» и локального химических анализов образцов мультикремния выявлены характерные особенности процессов кластеризации примесных элементов. Статистические расчеты коэффициентов взаимодействия примесей в мультикремнии проведены с помощью кластерного анализа [3]. Области концентрационных переохлаждений, по данным микрозондового анализа, содержат многокомпонентные микровключения, в состав которых входят элементы с высокими коэффициентами взаимодействия (корреляции). При анализе R-типа фиксируется корреляционная зависимость использованных переменных, представленных в виде иерархической диаграммы (дендрограммы), переменные (химические элементы) в которой расположены по мере уменьшения их корреляционной связи, Рис. 1, а. Элементы с высокими значениями коэффициентов корреляции ($k \approx 1$) образуют многокомпонентные микровключения, Рис. 1, б. Также установлено, что образование подобных микровключений происходит вследствие концентрационного переохлаждения.

Литература

1. K.A. Kokh, V.N. Popov, A.E. Kokh, B.A. Krasin, A.I. Nepomnyaschikh. Numerical modelling of melt flows in vertical bridgman configuration affected by a rotating heat field. journal of crystal growth, 2007, 303, p.253-257.
2. И.Е. Васильева, Е.В. Шабанова, Ю.В. Сокольникова, О.А. Пройдакова, А.И. Непомнящих, И.Л. Васильев, А.Л. Финкельштейн. Комплекс методов определения примесей в мультикремнии и продуктах его производства. Аналитика и контроль, т.5, № 1, 2001, с. 24-34.
3. Л.А. Павлова, А.И. Непомнящих, С.М. Пещерова. Исследование мультикристаллов кремния методами электронной микроскопии и электронно-зондового микроанализа. Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. 2011. № 10. с. 37-41.

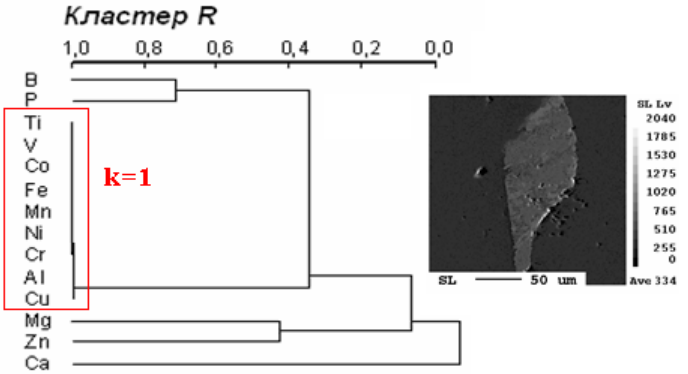


Рис. 1. Иерархическая дендрограмма элементов примесей и изображение микровключения, содержащего элементы с к=1 во вторичных электронах.

Особенности радиационного дефектообразования в сильнолегированном кремнии n-типа под действием электронного облучения при криогенных температурах

Емцев В.В.[1)], Козловский В.В.[2)], Полоскин Д.С.[1)]

dmitrii.poloskin@mail.ioffe.ru
[1)]Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, 194021 Санкт-Петербург, Россия
[2)]Санкт-Петербургский государственный политехнический университет, 195251 Санкт-Петербург, Россия

Сопоставляются результаты радиационных экспериментов на сильнолегированном кремнии n-типа проводимости при криогенных температурах и проводится анализ существующих моделей поведения первичных радиационных дефектов - пар Френкеля, представляющих собой пары «собственный межузельный атом и генетически связанная с ним вакансия».

Первая модель – *модель нестабильных пар Френкеля* - предполагает, что большинство (до 95%) генетически связанных пар Френкеля аннигилирует во время облучения n-Si быстрыми электронами при T≈4 K. В работах [1, 2] было показано, что скорость образования разделенных на компоненты пар Френкеля составляет ≈0.15 см$^{-1}$ при скорости генерации первичных дефектов, равной η_{FP}≈2.8 см$^{-1}$ для быстрых электронов с энергией 2.5 МэВ.

Вторая модель – *модель метастабильных пар Френкеля* - предполагает, что пары Френкеля образуются со скоростью η_{FP}≈2.8 см$^{-1}$, но они не обнаруживаются в облученном n-Si при электрических измерениях после облучения при T≈4 K, так как эти первичные дефекты электрически нейтральны в этих условиях [3]. В доказательство правильности второй модели приводятся данные по диффузному рассеянию рентгеновских лучей. Этим методом наблюдается наличие рассеивающих центров в большей концентрации в n-Si после электронного облучения при T≈4 K. Заметим, что низкотемпературный отжиг от T≈4 K до 78 K таких образцов, облученных при T≈4 K, приводит к уменьшению концентрации рассеивающих центров примерно на 50% и к увеличению удельного сопротивления на ≈15% [3]. Таким образом, в условиях низкотемпературного отжига метастабильные пары Френкеля в большей степени аннигилируют, чем разделяются на компоненты.

В то же время облучение n-Si быстрыми электронами при T≈78 K приводит к эффективному образованию электрически активных радиационных дефектов [4]. При этих температурах облучения изолированные вакансии становятся подвижными и взаимодействуют с мелкими донорами V группы. Следовательно, можно заключить, что в указанном температурном интервале радиус аннигиляции пар Френкеля уже достаточно мал, и наблюдается эффективное разделение пар Френкеля на изолированные компоненты.

Приведенные в настоящей работе эксперименты позволили установить, что доля разделившихся пар Френкеля в основном определяется энергией быстрых электронов и температурой облучения.

Литература

1. V.V.Emtsev et al. Physica B, **376-377**, 173 (2006).
2. В.В.Козловский, В.В.Емцев и др. ФТП, **42**, 243 (2008).
3. H.Zillgen et al. Mater.Sci.Forum, **258-263**, 503 (1997).
4. L.L.Sivo et al. Phys.Rev., **178,** 1264 (1969).

Исследование мелкого донорного центра в слоях SiGe/Si с измененным изотопным составом

Попков С.А. [1)], ***Ежевский А.А.*** [1)], ***Гусейнов Д.В.*** [1)], ***Сухоруков А.В.*** [1)], ***Шенгуров В.Г.*** [1)], ***Кузнецов О.А.*** [1)], ***Гусев А.В.*** [2)]

popkov@phys.unn.ru
[1)]Нижегородский госуниверситет им. Н.И. Лобачевского, Н. Новгород, Россия.
[2)]ИХВВ РАН, Нижний Новгород, Россия.

При выращивании гетероструктур $Si_{1-x}Ge_x/Si$ важной проблемой является получение однородных по составу и бездефектных эпитаксиальных слоев. Одним из возможных решений этой проблемы может быть создание виртуальных подложек – буферных релаксированных слоев с градиентным составом [1, 2].

Спектроскопия магнитного резонанса является чувствительным методом для исследования дефектов в таких структурах. В работе [3] было показано, что в эпитаксиальных слоях $Si_{1-x}Ge_x/Si$ с высокой концентрацией германия x~20–50% кроме линии спектра с $g_{ср}$=1.998 и ΔHpp=2 Эрст была обнаружена дополнительная анизотропная линия ЭПР ($g_{ср}$=1.994, ΔHpp=7.7 Эрст), связанная, предположительно, также как и линия с $g_{ср}$=1.998 с электронами, локализованными на фосфоре.

Полученные спектры как для образцов с релаксированными, так и нерелаксированными слоями, свидетельствовали о том, что фосфор в слое SiGe имеет преимущественно два различающихся окружением положения в решетке [3]. Линия с g-фактором ~1.998 и ее сверхтонкие компоненты (a=42 Эрст) совпадает с линией фосфора в объемном кремнии. Поэтому она относится к электрону, локализованному на атоме фосфора и имеющему преимущественно кремниевое окружение, а линия с g-фактором ~1.994 относится также к электрону, локализованному на фосфоре, но в окружении которого есть доля атомов германия. Это связывалось с тем, что в гетероструктурах $Si_{1-x}Ge_x/Si$ с высокой концентрацией германия наблюдается негомогенное распределение германия в кремнии. Более детально исследовать природу спектров можно путем изменения изотопного состава лигандных атомов кремния и германия при выращивании гетероструктур.

В настоящей работе монокристаллические слои $Si_{1-x}Ge_x/Si/Si(100)$, легированные фосфором, были выращены методами газофазной эпитаксии с использованием гидридов кремния и германия [2], а также путем сублимации кремния в среде германа, вводимого в камеру роста установки сублимационной МЛЭ. В процессе роста гетероструктур использовался кремний, как природного изотопного состава, так и моноизотопного - Si^{30}. Легирование образцов проводилось с помощью ионной имплантации дозой $\sim 2\cdot 10^{14}$см$^{-2}$ и последующим отжигом при температуре 1000^0C. Измерения спектров ЭПР проводились на спектрометре BRUKER-EMXplus–10/12 в интервале температур 3.5–200К.

В гетероструктурах, обогащенных изотопом ^{30}Si, обе линии $g_{ср}$=1.998 $g_{ср}$=1.994 наблюдались как и в слоях с природным изотопным составом, однако имели изотропный характер. Объяснением этого может быть существенное изменение в распределении остаточных деформаций в слое в результате изменения изотопического беспорядка кристалла, что согласуется с результатами работы [4].

Литература

1. S. Kreuzer, F. Bensch, R. Merkel, G. Vogg. Mater. Sci. Semicond. Proc., **8**, 143 (2005).
2. Н.В. Востоков, Ю.Н. Дроздов, З.Ф. Красильник и др. ФТТ, **47**, 44 (2005).
3. А.А. Ежевский, В.Г. Шенгуров, О.А. Кузнецов и др. Известия РАН, **76**, 230 (2012).
4. P. Becker, H.-J. Pohl, H. Riemann, and N. Abrosimov. Phys. Status Solidi B., **207**, 49 (2010).

Геттерирование расплава кремния алюминием

Соколов Е.Б.[1)], Рыгалин Б.Н.[1)], Прокофьева В.К.[1)], Яремчук А.Ф.[1)]

prokofeva_v@e-mail
[1)]Государственное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Московский государственных институт электронной техники (технический университет)» Москва, Зеленоград. Россия.

При производстве кристаллов полупроводникового кремния по методу Чохральского или способом нормальной направленной кристаллизации (multy-метод) с использованием кварцевых тиглей обычно получают слитки кремния, содержащие высокую концентрацию кислорода, достигающую (5-10)· 10^{17} ат/см^3.

Для использования кремния в производстве фотоэлектрических приборов, чтобы предотвратить образование комплексов кислорода с атомами легирующей примеси или с основой (например, B-O или Si-O), необходимо минимальное его содержание [1]. Большая концентрация подобных комплексов приводит к значительному уменьшению времени жизни неосновных носителей заряда (ННЗ), следствием чего является деградация характеристик фотоэлектрических преобразователей.

Материал с минимальным содержанием кислорода может быть получен методом бестигельной зонной плавкой, однако этот метод значительно удорожает технологию выращивания монокристаллов, а также не позволяет получать слитки большого диаметра (более 150 мм).

Снизить концентрацию кислорода и образуемых им комплексов можно, использовав технологию геттерирования расплава. В качестве геттерирующей добавки был выбран алюминий. При легировании совместно бором и алюминием (Si:B:Al) распределение удельного сопротивления по длине слитка, выращенного способом Чохральского, составило 1-2 Ом·см. При этом содержание кислорода изменялось от 1·10^{16} ат/см^3 в начале кристалла до 5·10^{17} в его конечной части. Из монокристаллов изготавливались пластины размером (125x125) мм для солнечных элементов. Измерения показали, что средний КПД таких элементов составлял ~ 17,5 %. Время жизни ННЗ в монокристалле Si, легированном бором и алюминием, составило 60 мкс в верхней части и 40 мкс – в нижней части кристалла.

Исследование эффекта первичной солнечной деградации в полученных элементах под действием интенсивного светового излучения (~1000 Вт/м^2) в течение 6 часов непрерывной засветки показало либо вообще отсутствие изменения КПД, либо эти изменения не превышали 1-3% относительно исходного значения. В то же время контрольные образцы, легированные только бором, в процессе аналогичных испытаний показали уменьшение КПД на 10-15 %.

Литература

1. Б.Н. Рыгалин, В.К. Прокофьева, Л.Н. Лысенко, И.И. Епимахов. Улучшение качества кремния. Оборонный научно-технический комплекс – прогрессу России, №2, 185-187 (2001).

Особенности процессов дефектообразования в пластинах монокристаллического кремния при различных видах геттерирующих термообработок

Янковский Ю.Н.[1)], Бринкевич Д.И.[1)], Оджаев В.Б., Просолович В.С.[1)], Васильев Ю.Б.[2)], Петлицкий А.Н.[2)], Простомолотов А.И.[3)]

prosolovich@bsu.by
[1)]Белорусский государственный университет, г. Минск, Республика Беларусь
[2)]Открытое акционерное общество «ИНТЕГРАЛ», г. Минск, Республика Беларусь
[3)]Учреждение Российской Академии Наук Институт проблем механики РАН им. А.Ю. Ишлинского, г. Москва, Российская Федерация

В последние годы в технологии изготовления современных интегральных схем наметилась тенденция увеличения длительности и температуры термических циклов. Это тормозит рост кислородных преципитатов на начальной стадии изготовления, что может повлиять на границу, при которой процесс геттерирования полностью активируется. В связи с этим весьма важным является знание того, на какой термической стадии процесса изготовления ИС кислородные преципитаты начнут геттерировать быстродиффундирующие переходные металлы. Полное геттерирование примесей Cu и Ni, специально введенных в очень высокой концентрации, достигается при плотности кислородных преципитатов 1.5-$9\cdot10^9$ деф./см^3 с радиусами меньшими 10 нм. Зародыши кислородных преципитатов, созданные по технологии MDZ [1] или путем длительных термических отжигов в печи, могут вырастать до размеров 5-10 нм уже на начальных стадиях техпроцесса изготовления КМОП и быть эффективными геттерами. Однако, условия термических обработок в технологии изготовления современных ИС могут оказаться такими, что рост кислородных преципитатов будет существенно лимитирован. Пластины, сформированные по методу MDZ существенно, упрощают данную задачу, поскольку плотность преципитатов определяется путем введения заданного количества вакансий и кластеризации кислорода в вакансиях.

В настоящей работе проведено изучение процессов формирования преципитатов кислорода и других структурных дефектов в пластинах монокристаллического кремния в процессе термообработок, используемых при изготовлении микросхем. В первой партии образцов до геттерирующих обработок проводилось формирование кислородных преципитатов с использованием в качестве первой операции высокотемпературной термообработки при 1000 ^{0}C с целью испарения кислорода из приповехностной области пластины. Параллельно исследовались пластины, прошедшие дополнительные первоначальные стадии формирования геттеров кислородных преципитатов посредством быстрого термического отжига (БТО) при 1190 ^{0}C длительностью 30 сек. в атмосфере кислорода или аргона. Установлено, что превалирующими дефектами при термообработках, не включающими в себя геттерирующие отжиги, являются дефекты упаковки. При проведении БТО происходит формирование как дефектов упаковки, так и преципитатов кислорода. При проведении высокотемпературного отжига с испарением кислорода, преобладает процесс преципитации кислорода. Результаты объясняются с учетом квазихимических реакций дефектно-примесного взаимодействия между быстродиффундирующими примесями, вакансиями и кислородными преципитатами.

Поддержано проектами РФФИ № 10-02-90004-Бел_а и БРФФИ № Ф10Р-044

Литература

1. Voronkov V.V., Falster R.: Effect of vacancies on nucleation of oxide precipitates in silicon. Materials science in semiconductor processing.**5**, 387 (2003).

Быстрый термический отжиг слоев монокристаллического кремния, имплантированного ионами бора и фосфора

Просолович В.С.[1)], Бринкевич Д.И.[1)], Янковский Ю.Н.[1)], Вабищевич Н.В.[2)], Вабищевич С.А.[2)], Простомолотов А.И.[3)]

prosolovich@bsu.by
[1)]Белорусский государственный университет, г. Минск, Республика Беларусь
[2)]Полоцкий государственный университет, г. Новополоцк, Республика Беларусь
[3)]Учреждение Российской Академии Наук Институт проблем механики РАН им. А.Ю. Ишлинского, г. Москва, Российская Федерация

Методом микроиндентирования исследовано изменение прочностных характеристик в процессе быстрой термической обработки (БТО) пластин кремния, имплантированных ионами бора и фосфора. Имплантация ионами B^+ (энергия E = 500 кэВ в пластины КЭФ4,5(100)) и P^+ (E = 1000 кэВ в пластины КДБ12(100)) дозами Ф =$5\cdot10^{12}$ – $5\cdot10^{14}$ $см^{-2}$ осуществлялась при комнатной температуре на ускорителе ионов DTL. Плотность ионного тока составляла 0,3 мкА/$см^2$. Распределение внедренных примесей, определенное методом масс-спектрометрии вторичных ионов, имело нормальных (гауссов) характер. Проецированный пробег ионов составлял ~ 1 мкм. Измерения микротвердости (H) проводились на приборе ПМТ-3. Нагрузка (P) на индентор варьировалась в пределах от 20 до 200 г. При каждом измерении на поверхность образца наносилось не менее 50 отпечатков, и проводилась обработка результатов измерений с использованием методов математической статистики. Это обеспечивало погрешность измерений микротвердости менее 2,5 % (с доверительной вероятностью 0,95). Значения коэффициента вязкости разрушения K_{1C} и эффективной энергии разрушения γ рассчитывались по средней длине радиальных трещин в углах отпечатков согласно формулам [1]

$$K_{1C} = 0{,}016\left(\frac{E}{H}\right)^{\frac{1}{2}}\frac{P}{L^{3/2}} \qquad \text{и} \qquad \gamma = \frac{K_{1C}^2}{2E}$$

где E – модуль Юнга (для кремния $1{,}5\cdot10^{11}$ Па), L – длина трещины. Погрешность измерений не превышала 8 %. Быстрый термический отжиг длительностью до 60 с выполнялся при температурах 1000 −1100 ^{0}C.

Установлено, что при использовавшихся в работе энергиях ионов B^+ и P^+ имел место эффект приповерхностного упрочнения монокристаллического кремния. В имплантированных образцах микротвердость при малых нагрузках (20-50 г) существенно возрастала (40-50 %), а при нагрузках 200 г и выше – ее изменения не превышали 3 – 5 %, что близко к погрешности измерений. Указанный эффект более выражен при внедрении ионов бора, чем при имплантации фосфора. В имплантированных образцах при малых нагрузках (20-50 г) наблюдалось уширение (в 3-4 раза) случайного распределения величин микротвердости. Это свидетельствует о формировании в процессе имплантации вблизи поверхности кремния скоплений дефектов с размерами сравнимыми с размерами отпечатка при указанных нагрузках (0,5 – 1 мкм).

При проведении быстрого термического отжига профили распределения примесей существенно не изменялись. Достижение заданных уровней легирования имело место при длительностях БТО не более 30 с. После отжига наблюдалось резкое снижение микротвердости в приповерхностной области монокристалла на глубинах до 1 мкм и увеличению трещиностойкости (росту K_{1C} и γ) при малых нагрузках. Экспериментальные результаты объяснены с учетом генерации вакансий в процессе быстрого термического отжига. Обсуждается механизм приповерхностного радиационного упрочнения кремния.

Литература

1. Ю.В. Колесников, Е.М. Морозов. *Механика контактного разрушения.* (М., Наука, 1989) с. 220.

Исследование механизмов геттерирования некоторых рекомбинационно-активных примесей в «солнечном» кремнии

***Романюк Б.Н.*[1)], *Кладько В.П.*[1)], *Литовченко В.Г.*[1)], *Мачулин В.Ф.*[1)], *Мельник В.П.*[1)], *Насека Ю.В.*[1)], *Оберемок А.С.*[1)], *Попов В.Г.*[1)], *Полищук Ю.С.*[1)]**

romb@isp.kiev.ua
[1)]Институт физики полупроводников им. В.Е. Лашкарева НАН Украины, г. Киев, Украина

Для моделирования процессов геттерирования в «солнечном» кремнии были выполнены исследования влияния внутренних преципитатов SiO_2 в Si на диффузию примесей титана и железа при геттерировании внешним слоем алюминия. Часть пластин кремния проходила двухстадийные термические обработки для формирования внутренних преципитатов SiO_2 различной плотности и размеров. В рабочую сторону пластин кремния имплантировались примеси титана или железа, а на тыльную сторону наносился слой алюминия. После этого образцы отжигались при температурах в диапазоне 500 – 1000^{o}C.

Методом масс-спектроскопии исследовались профили распределения примесей на рабочей и тыльной сторонах пластины. Методами рентгеновской дифракции, анализируя спектры диффузного рассеивания, изучалась дефектная структура приповерхностных слоев кремния после геттерирующих отжигов. Состояние кислорода в пластинах определялось по спектрам инфракрасного поглощения.

Исследована эволюция дефектов в области распределения имплантированных ионов Ti и Fe после отжигов пластин с различной концентрацией внутренних преципитатов SiO_2. Показано, что в процессе отжига образцов с примесью титана поверхностный слой обогащается вакансионными дефектами за счет образования силицида титана. Геттерерование титана происходит эффективно лишь в образцах без внутренних преципитатов SiO_2, что связано с инжекцией междуузельних точечных дефектов, которые стимулируют рост силицидных включений. В пластинах без преципитатов SiO_2 значительная часть титана геттерируется на тыльную поверхность.

Иная ситуация наблюдается в образцах, имплантированных железом. Эффективное геттерирование в этом случае имеет место только при отсутствии преципитатов SiO_2. Показано, что атомы железа захватываются преципитатами SiO_2 уже в приповерхностной области. Поверхностная область обогащается дефектами междоузельного типа.

Выполнено математическое моделирование процессов диффузии примесей при инжекции точечных дефектов и наличии внутренних центров захвата примесей. Проведено сопоставление полученных экспериментальных данных с предложенной моделью процессов геттерирования.

Особенности распространения электромагнитных возбуждений в неидеальном 1D Si/ЖК фотонном кристалле

Румянцев В.В. [1)], ***Федоров С.А.*** [1)]

rumyants@teor.fti.ac.donetsk.ua
[1)]Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины, Донецк, Украина

В настоящее время достаточно интенсивно исследуется распространение электромагнитных волн в тонких пленках и слоистых кристаллических средах, в частности, магнитных фотонных кристаллах [1] и композитных слоистых материалах на основе кремния и жидкого кристалла (ЖК) [2]. Интерес к изучению подобных объектов обусловлен, с одной стороны, потребностью электроники в различных слоистых структурах с заданными свойствами, а с другой - достижениями технологии, позволяющими создавать тонкие пленки и периодические структуры с контролируемыми характеристиками.

Большое число работ посвящено теоретическому и экспериментальному исследованию экситонных возбуждений в диэлектрических идеальных сверхрешетках. Логика дальнейшего развития теории слоистых структур требует рассмотрения более сложных систем - сверхрешеток с инородными (примесными) слоями, слоями с переменным составом и толщиной. Значительный интерес представляет исследование неидеальных сверхрешеток с произвольным числом примесных слоев, изучение зависимости поляритонного спектра от концентрации соответствующих дефектов, позволяющее расширить возможности моделирования свойств указанных систем, создавать слоистые материалы с заданными характеристиками. Распространенным методом расчета квазичастичных состояний в неупорядоченных средах является приближение виртуального кристалла (ПВК), [3]. Поляритонные спектры и соответствующие оптические характеристики неидеальных сверхрешеток удобно исследовать, используя это приближение, поскольку ПВК – простейшее приближение, которое позволяет выявлять основные особенности и трансформацию спектров элементарных возбуждений, обусловленную разупорядочением в исследуемых неидеальных кристаллах.

В данной работе рассмотрена модель неидеальной сверхрешетки – «одномерного кристалла» с двумя элементами (слоями) в элементарной ячейке: первый слой – кремний, а второй - жидкий кристалл с хаотически внедренными примесными слоями. Изучен поляритонный спектр и особенности зависимости ширины нижайшей запрещенной зоны $\Delta\omega_1 / \omega$ от концентрации $C_1^{(2)}, C_2^{(2)}$ дефектных слоев в такой системе (см. Рис. 1).

Литература

1. V.I. Belotelov, V.A. Kotov., A.K. Zvezdin. et al. Abstracts, Int. Conf. “Functional Materials”. (Cremea, Partenit, Ukraine, 2005) p. 132.
2. В.А. Толмачев. Оптика и спектроскопия, 99, 797 (2005).
3. Дж. Займан. Модели беспорядка. (М., Мир, 1982) 592 с.

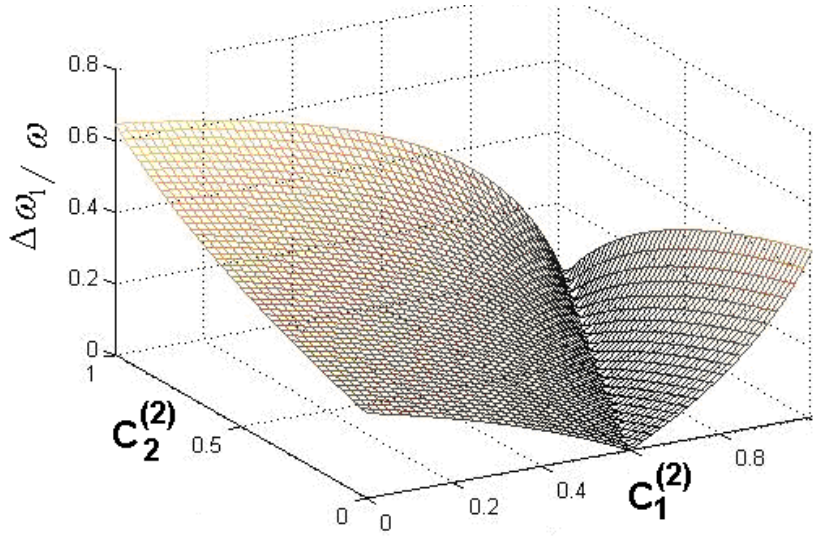


Рис. 1. Относительная ширина нижайшей запрещенной зоны $\Delta\omega_1 / \omega$ Si/ЖК сверхрешетки от концентрации примесных слоев: $\varepsilon_1^{(2)} / \varepsilon_1^{(1)} = 0.1$, $\varepsilon_2^{(2)} / \varepsilon_2^{(1)} = 0.2$; при одинаковой толщине слоев (элементов сверхрешетки) $a_1 / a_2 = 1$.

Формирование геттерирующих слоев в кремнии имплантацией ионов сурьмы

***Садовский П.К.*[1)], *Челядинский А.Р.*[1)], *Оджаев В.Б.*[1)], *Тарасик М.И.*[1)], *Турцевич А.С.*[2)], *Васильев Ю.Б.*[2)]**

sadovski@bsu.by
[1)]Белорусский государственный университет, Минск, Беларусь
[2)]ОАО «Интеграл», Минск, Беларусь

Примеси переходных металлов (Cu, Fe, Ni и др.) вносят в запрещенную зону кремния глубокие уровни и тем самым влияют на генерационно-рекомбинационные процессы [1]. Их присутствие в активных областях приборов ухудшает электрофизические параметры и снижает показатели выхода годных изделий микроэлектроники [2]. Это делает необходимым геттерирование неконтролируемых примесей в кремнии в процессе микроэлектронного производства.

Одним из наиболее эффективных геттеров в кремнии является пористый кремний. Слои пористого кремния создаются преимущественно на нерабочей стороне пластины путем имплантации ионов H^+ либо He^+ и последующих термообработок, обеспечивающих образование микрополостей, оборванные связи которых являются ловушками для атомов переходных металлов [3–4]. Для реализации способа необходимо загружать специальное оборудование для имплантации ионов водорода либо гелия.

Целью работы являлась разработка метода создания геттера в виде слоя пористого кремния путем имплантации стандартной для микроэлектронного производства примеси Sb. Предпосылкой для создания геттера в виде слоя пористого кремния является зависимость предела растворимости легирующих примесей от температуры термообработки. Из электрически активных примесей сурьма обладает наиболее низким пределом растворимости в кремнии.

Для создания геттера кремний имплантировался ионами Sb^+ с энергией 60 кэВ дозой 2·1015 $см^{-2}$. В процессе термообработки при 1000 °С в атмосфере азота в течение 15 минут сурьма частично активируется, степень электрической активации составляет 20 %. Остальная часть примеси образует включения второй фазы в виде металлической сурьмы. При последующем высокотемпературном отжиге при 1220 °С в течение 4 часов преципитаты сурьмы распадаются, атомы сурьмы диффундируют в объем кристалла, оставляя на месте преципитатов микропустоты. Степень электрической активации сурьмы составляет 100 %.

Времена жизни неравновесных носителей заряда, измеренные фазовым СВЧ методом с объемным возбуждением носителей заряда, в пластинах кремния n– и p–типа проводимости с геттерным слоем оказались в 3–4 раза выше, чем на пластинах без геттера, что свидетельствует об уменьшении в объеме кремния концентрации центров рекомбинации.

Литература

1. R. Sachdeva, A.A. Istratov, E.R. Weber. Appl. Phys. Lett. **79**, 2937 (2001).
2. S.E. Donnellya et al. Mat. Sc. Eng. B 206, 422 (2003).
3. S.M. Myers, G.A. Petersen, C.H. Seager. J. Appl. Phys. **80**, 3717 (1996).
4. C.Y. Wen, F.Spaeren. Phil Mag **87**, 5565 (2007).

Эволюция дефектов в поверхностно-барьерных структурах Bi-Si-Al

Павлык Б.В.[1)]., Слободзян Д.П.[1)], Грыпа А.С.[1)], Лыс Р.М.[1)], Кушлык М.О.[1)], Шикоряк И.А.[1)], Дидык Р.И.[1)]

slobodzyan_d@ukr.net
[1)]Львовский национальный университет имени Ивана Франко,79000 Львов, Украина

Материалы современной микроэлектроники, в том числе кремний, в процессе их получения, а также при изготовлении и эксплуатации полупроводниковых приборов поддаются воздействию различным видам внешних факторов – температура, радиация, магнитные, электрические поля и т.п. При воздействии этих факторов изменяются свойства точечных и линейных структурных дефектов кристаллов. Любое внешнее воздействие стимулирует эволюционные процессы, которые определяют переход дефектной структуры из одного в другое термо- или метастабильное состояние.

В работе нами представлены результаты исследования радиационно- и магнито-стимулированных изменений электрофизических характеристик поверхностно-барьерных структур (ПБС) Bi-Si-Al на базе кристаллов p-Si с различными удельными сопротивлениями: КДБ-24 (для солнечной энергетики), КДБ-10 (для радиоэлектроники) с использованием методики емкостной спектроскопии и атомно-силовой микроскопии.

При интерпретации полученных результатов мы учитываем, что поскольку при малых дозах облучения объёмные свойства полупроводника меняются мало, то основные изменения электрофизических характеристик ПБС обусловлены процессами, которые происходят на границе раздела и в приповерхностном слое полупроводника.

Показано, что в зависимости от дефектности структуры кремниевой подложки, воздействие радиации приводит к разной эффективности эволюции структурных дефектов, изменению зарядового состояния уже существующих дефектов в структурах на базе “солнечного” и “электронного” кремния. Это подтверждает отличия в характере изменений ВАХ и ВФХ структур на основе p-Si под действием радиации.

При интерпретации результатов по магнитному воздействии мы исходили с того, что действие магнитного поля стимулирует спин-зависимые процессы разрыва определенных химических связей в структурных дефектах с участием кислорода, водорода и бора в матрице кремния и кластерах.

Предполагается, что в сильно легированных кристаллах концентрация бора столь велика, что даже восьмисуточная экспозиция в магнитном поле не достаточна для полного завершения перестройки связей внутри определенных структурных кластеров.

Сделан анализ состояния поверхности исследуемых образцов с использованием атомно-силовой микроскопии. В приповерхностном слое кристалов КДБ-24 образуются микродефекты пирамидальной формы, которые под действием рентгеновских лучей частично изменяют свою структуру.

Высокоразрешающая рентгеновская дифрактометрия кристаллов кремния, облученных протонами

Смирнов И.С. [1)], ***Дьячкова И.Г.*** [1)], ***Новоселова Е.Г.*** [1)]

met@miem.edu.ru
[1)]Московский государственный институт электроники и математики (ТУ), Москва

В докладе приводятся результаты анализа распределения интенсивности диффузного рассеяния рентгеновских лучей в окрестности узлов обратной решетки кристаллов кремния, облученных протонами с различной энергией и дозой, в зависимости от режима термической обработки в диапазоне от 200 до 1100^{o}C. Показано, что непосредственно после облучения формируется нарушенный слой с увеличенным параметром решетки, состоящий из слабо ассоциированных радиационных дефектов междоузельного типа. В ходе термообработки происходит укрупнение дефектов. При 300^{o}C установлено присутствие двух видов дефектов с разными мощностями. Преобладающим типом микродефектов являются дефекты с отрицательным знаком дилатации. При повышении температуры отжига до 500^{o}C резко возрастает мощность микродефектов обоих типов, заметный вклад в рассеяние вносят дефекты вакансионного типа в виде скопления мелких пор размером 50-75 нм. Основными дефектами междоузельного типа являются дислокационные петли, расположенные в наклонных и {110} со средним радиусом 0,1 мкм. При увеличении температуры отжига до 1100^{o}C процесс выхода водорода завершается схлопыванием крупных пор с формированием областей, насыщенных мелкими порами и междоузельными дислокационными петлями, которые обуславливают сильно разупорядоченную структуру нарушенного слоя.

Возможности практического применения нарушенных слоев, формируемых облучением ионами водорода и последующим термическим отжигом, показаны на примере улучшения характеристик кремниевых pin-фотодиодов.

Особенности технологии ядерного (нейтронного) легирования кремния, предназначенного для СПП нового поколения, фотоприемников и детекторов излучений

***Стук А.А.*[1)], *Свистельникова Т.П.*[1)], *Олимпиев С.Л.*[1)], *Колин Н.Г.*[1)]**

stuk@karpovipc.ru
[1)]Филиал ФГУП "Научно-исследовательский физико-химический институт им.Л.Я. Карпова», г. Обнинск, Россия

Известно, что одним из фундаментальных требований к монокристаллам кремния, предназначенного для изготовления мощных силовых полупроводниковых приборов (СПП), является однородность распределения удельного электрического сопротивления (у.э.с.). Основным способом получения монокристаллического кремния с повышенной однородностью распределения у.э.с. в объеме монокристалла остается метод нейтронного легирования, при котором высокоомные очищенные заготовки кремния, выращенного методом бестигельной зонной плавки (б.з.п.), облучаются равномерно и с точной дозировкой тепловыми нейтронами в ядерном реакторе.

Достигнутые уровни однородности легирования (3-5)% и точности «введения» легирующей примеси (5-7)% с помощью ядерной реакции (n,γ) в объемных монокристаллах кремния и пластинах диаметром вплоть до 200 мм до сих пор остаются недосягаемыми при использовании традиционных методов легирования.

Ранее подчеркивалось, что преимущества ядерно-легированного кремния (ЯЛК) особенно значимы в производстве мощных силовых полупроводниковых приборов. Это подтверждается нашими основными отечественными производителями серийных СПП (ОАО «Электровыпрямитель», г.Саранск, ЗАО «Протон-электротекс», г.Орел), которые широко используют в производстве мощных тиристоров ЯЛК марок КОФ. В качестве заготовок (исходного кремния) для нейтронного легирования в последнее время, в основном, используется кремний известных зарубежных фирм (Wacker, Siltronic, Topsil, ABB, MEMC, ряда фирм Китая), что обеспечивает получение ЯЛК с предельными электрофизическими параметрами.

В докладе приводятся результаты статобработки больших партий ЯЛК, полученного на исходном кремнии зарубежных фирм, подтверждающие высокий уровень отечественной технологии ядерного (нейтронного) легирования кремния.

С помощью усовершенствованной технологии ядерного легирования, используя зарубежные заготовки кремния, получены высокоомные марки ЯЛК с у.э.с. 200-400 Ом·см с улучшенными электрофизическими параметрами (торцевой разброс у.э.с. ±(2-3)%, время жизни н.н.з. >300 мкс). Такой кремний используется для СПП нового поколения, которые составляют основу современной элементной базы энергосберегающих устройств и высоковольтной преобразовательной техники.

Отработана технология прецизионного облучения кремния малыми флюенсами тепловых нейтронов (на уровне $1\cdot10^{15}$-$1\cdot10^{16}$ н/см^2). Для этого на исследовательском ядерном реакторе ВВР-ц создана специальная облучательная установка «Алмаз-2М», на которой получены опытные образцы ЯЛК для фотоприемников (с у.э.с. 10-40 кОм·см p-типа электропроводности) и для детекторов излучений (с у.э.с. 1-10 кОм·см n-типа электропроводности). Получен положительный отзыв от ФГУП «НПО «Орион» об использовании таких марок кремния в производстве фотоприемников.

Отработана также технология ядерного легирования кремния, выращенного методом Чохральского, на номиналы у.э.с. 12-15 Ом·см n-типа электропроводности.

О возможности дефектной инженерии бездислокационных монокристаллов кремния и приборов на его основе

Таланин В.И. [1)], ***Таланин И.Е.*** [1)], ***Устименко Н.Ф.*** [1)], ***Горелов С.А.*** [1)]

v.i.talanin@mail.ru
[1)]Классический приватный университет, Запорожье, Украина

Важнейшей проблемой физики и химии кремния является описание дефектообразования в процессе роста кристалла и его технологических обработок. Решение этой проблемы даст возможность конструирования дефектной структуры бездислокационных монокристаллов кремния и приборных структур на его основе.

Недавно мы предложили диффузионную модель образования ростовых микродефектов. Эта модель рассматривает образование дефектной структуры во время охлаждения кристалла после роста [1]. В основе диффузионной модели лежит экспериментально и теоретически установленный факт отсутствия рекомбинации собственных точечных дефектов при высоких температурах. Мы показали, что размер критического зародыша преципитата минимален вблизи фронта кристаллизации и увеличивается с уменьшением температуры при охлаждении кристалла. Основным достоинством диффузионной модели является зависимость характеристик ростовых микродефектов от параметров роста кристалла (скорости роста, температурных градиентов, скорости охлаждения и диаметра). Это позволило нам создать новую методику исследования дефектной структуры бездислокационных монокристаллов кремния на основе современных информационных технологий [2]. Программный комплекс позволяет анализировать дефектную структуру бездислокационных монокристаллов кремния, выращенных методами Чохральского и бестигельной зонной плавки с диаметрами от 30 мм до 450 мм.

На основе диффузионной модели образования ростовых микродефектов нами разработана кинетическая модель образования микродефектов (определяемых нами как постростовые микродефекты) во время термической обработки кристалла. Основные выводы этой модели: а) размер критического зародыша преципитатов кислорода минимален при низкой температуре отжига и увеличивается с увеличением температуры отжига; б) с увеличением концентрации кислорода размер критического зародыша уменьшается; в) отжиги при температурах свыше 1510 К приводят к растворению вновь образованных преципитатов кислорода; г) образование преципитатов углерода существенно затруднено.

Возможность применения диффузионной модели как к кристаллам во время их роста, так и к кристаллам после термических воздействий свидетельствует об универсальности этой модели. Следовательно, можно с единых позиций анализировать образование и трансформацию дефектной структуры кремниевых кристаллов от выращивания до создания различных приборов. Такой анализ невозможен без создания как отдельных программных комплексов, так и единой информационной системы анализа развития дефектной структуры. Эти программные продукты могут быть использованы:

- для моделирования дефектной инженерии кристаллов кремния во время их роста;
- для моделирования дефектной инженерии кристаллов кремния во время изготовления приборов;
- для применения в качестве инструмента исследования процессов дефектообразования в кремнии.

Литература

1. V.I. Talanin, I.E. Talanin. Open Cond. Matt. Phys. J., 4, 8 (2011).
2. V.I. Talanin, I.E. Talanin, N.Ph. Ustimenko. J. Cryst. Proc. & Technol., 1, 13 (2011).

Акустическая модификация электропроводимости в γ-облученном кремнии

Олих Я.М. [1)]**, *Тимочко Н.Д*** [1)]

Jaroluk3@ukr.net, Tymochko@ukr.net
[1)]Институт физики полупроводников им. В.Е. Лашкарёва НАН Украины, Киев, Украина

Интерес к метастабильным дефектам (МД) с практической точки зрения обусловлен возможностью управления физическими параметрами полупроводниковых приборов за счет обратимой перестройки подобных комплексов [1], в том числе и с помощью ультразвука (УЗ) [2]. В данной работе описано результаты, полученные впервые при использовании УЗ в форме прямоугольных импульсов, что предоставляет возможность наблюдать и исследовать динамические (*in-situ)* изменения характеристик материала в процессе УЗ нагрузки. Исследовались γ-облученные образцы бездислокационного кремния, выращенного методом зонной плавки, *n*-типа проводимости *n*-Si-*Fz*:P. Для исследования кинетики акустопроводимости $\sigma_{УЗ}$ использовался импульсный УЗ режим (f_{US}=(5÷50) МГц, длительность радиоимпульсов τ_{US}=(10^{-5}÷10^{-3}) с и амплитуда V_{US} – до 20 В). Измерения концентрации n_0 и подвижности μ_0 электронов в образцах кремния проводились методом акусто-холла в температурном диапазоне (100÷300) К и постоянном магнитном поле 0,45 Тл. УЗ волна распространялась параллельно кристаллографическому направлению <110> [2]. В момент наложения УЗ импульса на фоне постоянной компоненты напряжения проводимости $U_\sigma^{\,0}$ появляется добавочный импульс акустопроводимости с амплитудой $\Delta U_\sigma^{\max}$, который характеризируется фронтами нарастания τ_i и спада τ_d (рис.1, вставка). Фронты $\Delta U_\sigma^{\max}$ при фиксированной температуре описываются экспоненциальными зависимостями. Детальные исследования $\Delta U_\sigma^{\max}$, проведенные при постоянной интенсивности УЗ в импульсе $W_{US} \approx 4\cdot10^3$Вт·м$^{-2}$ в широком температурном диапазоне (рис. 1), показали, что зависимости $\tau_i(T)$ і $\tau_d(T)$ на отдельных температурных участках термоактивированы и описываются зависимостью вида:

$$\tau_{i,d}(T) = \tau_{i,d}^{\,0} \exp(E_{i,d}^{\,m} / kT)$$

где $E_{i,d}^{\,m}$ – энергии активации соответствующих (m = 1, 2, 3) процессов, значения которых могут существенно отличаться [3]. При этом температурная зависимость амплитуды акустонаведенного сигнала проводимости $\Delta U_\sigma^{\max}(T)$ характеризуется соответствующими пиками 1, 2 и 3 (рис.2), положение которых коррелирует с температурной зависимостью DLTS для электронно-облученного кремния [4]. Каждый пик $\Delta U_\sigma^{\max}(T)$ соответствует определенному энергетическому уровню в запрещенной зоне полупроводника, а именно: при температуре 120 К – это уровень E_c-0,23 эВ (отвечает положению двухзарядного дивакансионного уровня V_2^{2-}), при 150 К – это E_c-0,32 эВ (комплекс *V*O), при 200 К – это E_c-0,42 эВ (однозарядный дивакансионный уровень V_2^-) [4].

Следовательно, впервые выявлен «многопиковый» характер температурной зависимости напряжения акустопроводимости $\Delta U_\sigma^{\max}(T)$, который свидетельствует о превалирующем вкладе в акустопроводимость образца на различных температурных участках нескольких акустоактивных центров. Механизм наблюдаемого эффекта интерпретируется как акустоиндуцированный переход метастабильного дефекта между его состояниями.

Литература

1. Б. Н. Мукашев, Х. А. Абдуллин, Ю. В. Горелкинский. УФН, **170**, 143 (2000).
2. Я. М. Олих, Н. Д. Тимочко, А. П. Долголенко. Письма в ЖТФ, **32**, 67 (2006).
3. Я. М. Олих, Н. Д. Тимочко. Письма в ЖТФ, **37**, 78 (2011).
4. P. Pellegrino et al. Phys. Rev. B, **64**, 195211-1 (2001).

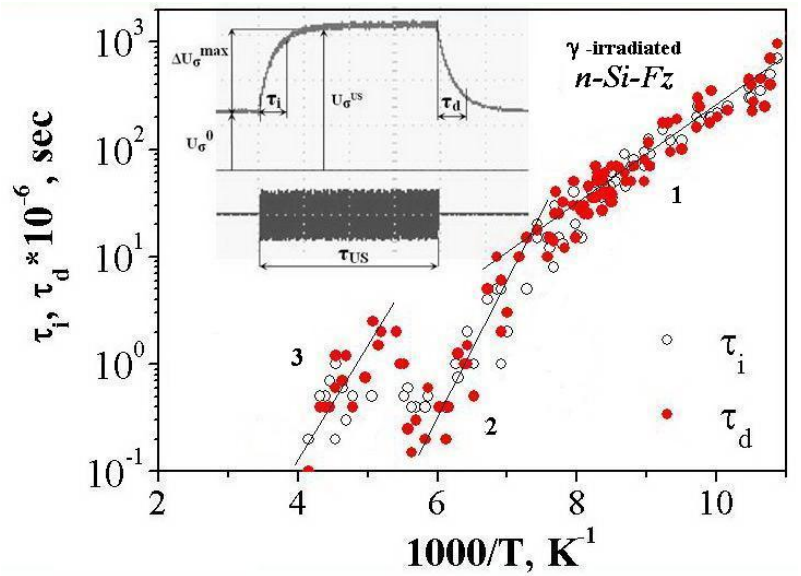


Рис. 1. Температурные зависимости времен релаксации: светлые точки – нарастание τ_i; тёмные – спад τ_d. Точки – эксперимент, линии – апроксимация. На вставке осциллограмма «импульса ΔU_σ» (сверху) и соответствующего ВЧ импульса на пьезопреобразователе (снизу).

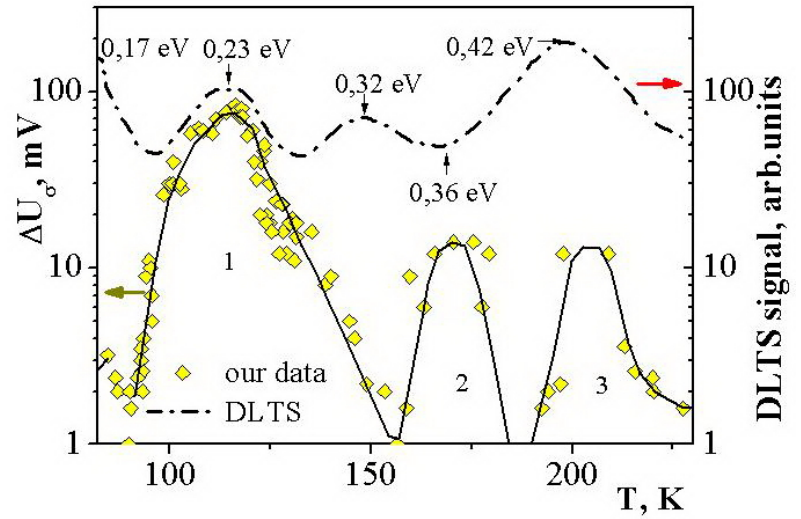


Рис. 2. Температурная зависимость амплитуды «импульса ΔU_σ» при акустическом воздействии (УЗ частота 8 МГц). Пунктирная кривая сверху – данные DLTS [4].

Кинетика отжига борсодержащих центров в кремнии, облучённом электронами

Феклисова О.В.[1), 2)], ***Ярыкин Н.А.***[1)], ***Вебер Й.***[2)]

feklisov@iptm.ru
[1)]Институт проблем технологии микроэлектроники и особочистых материалов РАН, г. Черноголовка, Россия
[2)]Технический университет Дрездена, г. Дрезден, Германия

Радиационные дефекты являются предметом многочисленных исследований на протяжении уже довольно длительного времени, однако до сих пор некоторые особенности реакций радиационных дефектов в кремнии являются предметом теоретических и экспериментальных исследований. Особое внимание к дефектам, образующимся при воздействии радиации, объясняется использованием кремниевых солнечных элементов в космосе. Частицы с высокой энергией приводят к формированию нежелательных центров рекомбинации и компенсации, которые ухудшают характеристики солнечных элементов. В частности, атомы бора, которые являются основной легирующей примесью в кристаллах кремния p-типа, входят в состав ряда радиационных дефектов. Так, доминирующие центры с уровнем E_C–0.27 эВ в кремнии p-типа, выращенном методом Чохральского и облученном электронами с высокой энергией, были идентифицированы как комплекс междоузельного бора с кислородом (B_iO_i). Именно этот дефект приводит к нежелательной конверсии типа проводимости в облученных слоях p-Si, чем и обусловлен интерес к его свойствам.

Ранее было показано, что отжиг комплекса B_iO_i происходит при температурах 150÷200^{0}C, при этом наблюдается образование центров с уровнем E_V+0.30 эВ в нижней половине запрещенной зоны [1,2]. Был предложен механизм отжига, согласно которому происходит диссоциация комплекса B_iO_i и последующий перезахват подвижных атомов B_i другими дефектами, а комплексы V-O-B, B_i-B_s, B_i-C_s рассматривались в качестве возможных кандидатов на роль центров с уровнем E_V+0.30 эВ. Однако анализ литературных данных показал, что, несмотря на близкие значения энергии активации, скорость отжига B_iO_i центров различается в вышеуказанных работах более чем на порядок. Это вызывает необходимость более тщательного изучения механизма отжига этого комплекса.

В данной работе кинетика отжига комплекса B_iO_i исследовалась в промышленных пластинах кремния, выращенных методом Чохральского с различным уровнем легирования бором и содержащих примеси кислорода и углерода с различной концентрацией. На исходных кристаллах были изготовлены p-n переходы путем диффузии фосфора, проведено облучение электронами с энергией 5 МэВ, после чего были сформированы меза-структуры для измерений методом нестационарной спектроскопии глубоких уровней (DLTS).

Проведенные нами измерения подтвердили данные о том, что отжиг комплекса B_iO_i представляет собой реакцию первого порядка. Было установлено, что скорость отжига B_iO_i центров действительно значительно варьируется от кристалла к кристаллу. Энергия активации отжига также, по-видимому, не является универсальной величиной, т.к. измеренные нами энергии (1.35÷1.41 эВ) оказались выше известных из литературы значений. Обсуждаются возможные механизмы отжига комплекса B_iO_i.

Работа финансировалась программой Erasmus Mundus Action 2 MULTIC (грант 10-1309).

Литература

1. P.M. Mooney et al. Phys. Rev. B, **15**, 3836 (1977).
2. A. Khan et al. J. Appl. Phys., **90**, 1170 (2001).

Спектры DLTS кремниевых диодов с p^+–n-переходом, облученных высокоэнергетическими ионами криптона

Поклонский Н.А.[1)], Горбачук Н.И.[1)], Шпаковский С.В.[2)], Филипеня В.А.[2)], Турцевич А.С.[2)], Шведов С.В.[2)], Во Куанг Нья[1)], Нгуен Тхи Тхань Бинь[1)], Скуратов В.А.[3)], Wieck A.[4)]

poklonski@bsu.by
[1)]Белорусский государственный университет, Минск, Беларусь
[2)]ОАО «Интеграл», Минск, Беларусь
[3)]Объединенный институт ядерных исследований, Дубна, Россия
[4)]Ruhr-Universitaet Bochum, Bochum, Germany

Облучение высокоэнергетическими тяжелыми ионами может использоваться для оптимизации параметров быстродействующих силовых диодов [1]. Однако, в отличие от облучения легкими ионами, облучение высокоэнергетическими тяжелыми ионами приводит к образованию скоплений радиационных дефектов (многовакансионных и междоузельных комплексов) [2]. Выполнение емкостных измерений, необходимых для отработки режимов облучения и отжига диодов, в случае наличия высокоомных слоев компенсированного радиационными дефектами кремния и неравномерного распределения дефектов по глубине сопряжено с трудностями в интерпретации полученных данных [3]. Целью работы являлось установление особенностей спектров DLTS кремниевых диодов, содержащих сильно дефектный слой, сформированный облучением ионами криптона с энергией 250 MeV.

Исследовались диоды, изготовленные на однородно легированном фосфором кремнии, выращенном методом безтигельной зонной плавки, с удельным сопротивлением 90 Ω×cm. Область p^+-типа создавалась ионной имплантацией бора с энергией 60 keV и дозой 5.6×10^{14} cm^{-2} с последующим отжигом дефектов и разгонкой примеси в окислительной атмосфере. Глубина залегания p^+–n-перехода составляла 12 μm, площадь — 9,43 mm^2. Толщина алюминиевого контакта к p^+-области диодов — 4,5 мкм. Диоды облучались ионами криптона (энергия E = 250 MeV, флюенс Φ = 10^8 cm^{-2}). Расстояние между рассчитанным в программе TRIM максимумом распределения первичных вакансий и p^+–n-переходом составляло 14,5 μm. Спектры DLTS регистрировались на частоте 1 MHz с помощью спектрометра СЕ-6 (НПООО “ОМНИТЕЛ”, г. Минск). Напряжение заполнения ловушек составляло U_p = 0 V, напряжение эмиссии U_e варьировалось от –1 V до –16 V. Вольт-фарадные характеристики регистрировались при напряжениях обратного смешения от 0 до –19 V, с шагом 0,1 V.

Установлено, что при температурах < 150 K на спектрах DLTS наблюдаются пики, соответствующие комплексам кислород-вакансия и дивакансиям в зарядовом состоянии –2. Показано, что вид спектров DLTS в интервале температур 150–260 K (см. рис. 1) существенно зависит от напряжения эмиссии U_e. Из данных, представленных на вставке рис. 1, следует, что при регистрации спектров DLTS граница области пространственного заряда может значительно смещаться относительно максимума распределения радиационных дефектов. В этом случае (например, при U_e = –1 V) на спектрах DLTS присутствуют два пика, появление которых, помимо точечных радиационных дефектов, может быть вызвано изменениями емкости при включении в область пространственного заряда областей компенсированного кремния (скоплений радиационных дефектов).

Литература

1. N.A. Poklonski [et al.]. Physica B, **404**(23-24), 4667 (2009).
2. M. Nastasi, J.W. Mayer. *Ion implantation and synthesis of materials*. (Berlin, Springer; 2006) p.352.
3. В.А. Новиков, В.В. Пешев. ФТП, **32**(4), 411 (1998).

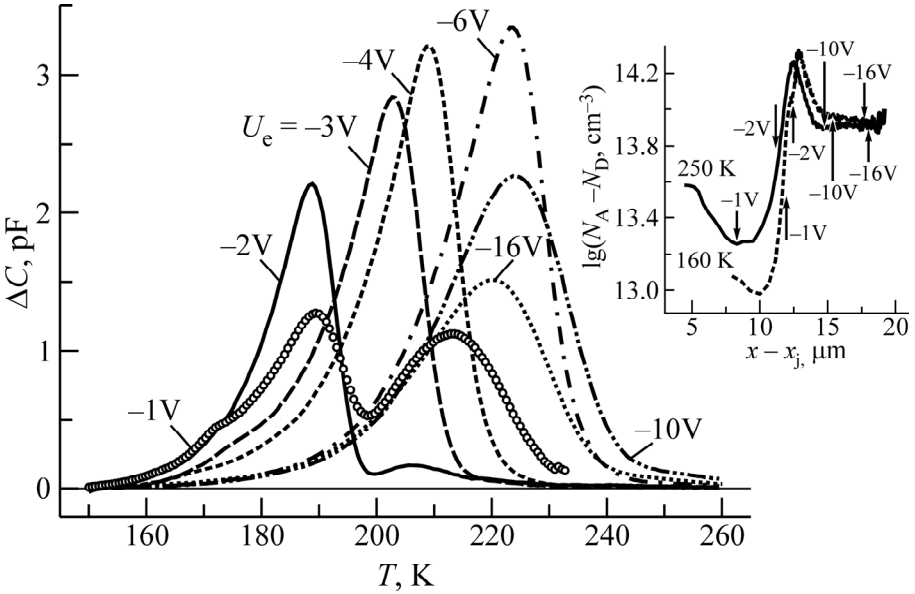


Рис. 1. Спектры DLTS диодов, облученных ионами криптона с энергией 250 MeV. Значения напряжения эмиссии U_e указаны на рисунке. Длительность импульса заполнения ловушек — 5 ms, эмиссии — 15 ms. На вставке — профили распределения логарифма разности концентраций доноров N_D и акцепторов N_A, построенные на основе вольт-фарадных характеристик, измеренных при 250 K и 160 K. Стрелками на вставке указаны границы распространения области пространственного заряда при напряжениях U_e.

Электрически активные центры, образующиеся в кремнии в процессе высокотемпературной диффузии бора и алюминия

Шек Е.И. [1)], ***Лошаченко А.С.*** [2)], ***Полоскин Д.С.*** [1)], ***Соболев Н.А.*** [1)]

shek@mail.ioffe.ru
[1)]Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург
[2)]Санкт-Петербургский государственный университет

Операция диффузии бора и алюминия в пластины кремния n-типа проводимости, выращенного методом бестигельной зонной плавки, используется для формирования глубоких p-n переходов при изготовлении высоковольтных силовых диодов и тиристоров. При проведении этого процесса на воздухе наблюдалось снижение удельного сопротивления кремния в n-базе прибора. Исследования таких образцов различными авторами с помощью методов емкостной спектроскопии привели к заключению, что уменьшение удельного сопротивления обусловлено образованием донорных центров с глубокими уровнями с энергиями ионизации E1=Ec-0.27 и E2=Ec-0.54 эВ [1-4]. Проведение диффузии в хлорсодержащей атмосфере (ХСА) позволяло снизить их концентрацию на несколько порядков [5]. Относительно природы этих дефектов существовали две точки зрения: их образование связывалось либо с введением примесных атомов [2] и, в частности, серы [4], либо с собственными точечными дефектами решетки кремния - вакансиями [1] или межузельными атомами кремния [3]. Поскольку иногда концентрации этих центров отличались, то осталось не выясненным: это два разных однозарядных центра или сосуществуют один двухзарядный центр и другой с близкой энергией ионизации. Цель настоящей работы заключалась в более детальном исследовании спектров образующихся центров и их свойств.

Исследовались p-n-p структуры, изготовленные из n-FZ-Si с удельным сопротивлением ~200 Ом·см. P-n переходы получались с помощью диффузии B и Al в пластины со шлифованной поверхностью. В качестве диффузантов использовались спиртовые растворы $Al(NO_3)_3$ и H_3BO_3. Диффузия проводились при 1250ºC в течение 40 часов на воздухе и в ХСА, которая представляла собой поток кислорода, насыщенного парами четыреххлористого углерода. После проведения диффузии сошлифовывался слой p-типа проводимости с одной стороны пластины. Образцы измерялись с помощью методов Холла и емкостной спектроскопии (DLTS, MCTS и CCDLTS).

Проведенные комплексные исследования выявили образование нового более мелкого донорного центра с энергией ионизации ~ Ec-0.165 эВ, влияющего на изменение удельного сопротивления. Проведено сравнение энергий ионизации уровней, измеренных в равновесных и неравновесных условиях. Исследован эффект Пула-Френкеля для E1 и E2 центров, а также захват свободных носителей заряда на них в области объемного заряда.

Работа выполнена при частичной поддержке РФФИ (грант № 10-02-01010).

Литература

1. S.T. Sah, S.T. Wang. J. Appl. Phys., 6, 1767 (1975).
2. Л.С. Берман., А.А. Лебедев. Емкостная спектроскопия глубоких центров в полупроводниках // Л.: Наука, с.176 (1981).
3. Ю.В. Выжигин, Н.А. Соболев, Б.Н. Грессеров, Е.И. Шек. ФТП, 25, 1324 (1991).
4. E.V. Astrova et al. Semiconductor Science and Technology, 13, 5, 488 (1998).
5. N.A. Sobolev in Semiconductor Technology: Processing and Novel Fabrication Techniques, p.131-164 (1997). Ed. M. Levinshtein and M. Shur, Wiley-Interscience, New York, USA.

Управление микротвердостью полупроводников (на примере Si) внешним электрическим полем

Явтушенко И.О. [1)], ***Орлов А.М.*** [1)]

yavigor@mail.ru
[1)]Ульяновский государственный университет, Ульяновск, Россия

В последние годы возобновился интерес к проблемам управления физическими свойствами полупроводников посредством воздействия различных внешних факторов. Данная работа посвящена исследованию изменения микротвердости (МТ) поверхностных слоев монокристаллического кремния под воздействием внешнего электрического поля.

Материалом для исследования служили бездислокационные пластины Si, выращенные по методу Чохральского в направлении [111]. Кремниевая пластина помещалась между двумя металлическими электродами, на которые подавалась постоянная разность потенциалов, с обеспечением омического контакта к нижнему электроду. Сквозь отверстие в верхнем электроде на пластину Si устанавливался шток с алмазной пирамидой ($\alpha=90^0$), которой с постоянной скоростью и нагрузкой производилось скрайбирование поверхности Si в кристаллографическом направлении [110].

Об изменении микротвердости монокристаллического кремния мы судили по ширине скрайба h (рис.1). Видно, что увеличение катодного потенциала, прикладываемого к образцу с электронным типом проводимости (отрицательная область напряжений рис.1), приводит к уменьшению скрайба, что свидетельствует об упрочнении поверхностных слоев материала. Скрайбирование при анодной поляризации полупроводника приводит к более глубокому проникновению индентора в материал, что говорит о его размягчении.

При приложении поля к полупроводнику с n типом проводимости носители тока в результате инжекции и туннелирования в приповерхностную область скапливаются в минимумах неоднородно искривленных энергетических зон, локально создавая концентрацию подвижных носителей заряда, превышающую среднюю равновесную концентрацию. Возбужденные собственные носители заряда живут в свободном состоянии различное время. Дырки быстро оказываются на локальных уровнях в запрещенной зоне, образуя в кристалле систему заряженных центров. Таким образом, различного рода заряженные дефекты, имеющиеся в кристалле (точечные, линейные), либо образующиеся в нем при скрайбировании, неминуемо испытывают сопротивление перемещению в поле данных заряженных центров. Следовательно, избыточная по сравнению с равновесной концентрация зарядов в поверхностном слое без поля и дефектная структура кристалла вызывают увеличение значения МТ этого слоя, т.е. имеет место электромеханический эффект (ЭМЭ). Тенденция увеличения твердости полупроводника при его катодной поляризации подтверждается экспериментальными данными (рис.1). В противоположность катодной поляризации n-Si положительный потенциал на кремнии приводит к образованию обедненного основными носителями заряда слоя (ОПЗ), величина которого растёт вместе с полем. Это приводит к ослаблению ковалентных связей в Si и уменьшению твердости поверхностных слоев (обратная ветка рис.1).

Интервал изменения ширины скрайба h (мкм) при одной и той же напряженности поля убывает с уменьшением удельного сопротивления полупроводника (кривая 2 на рис.1). Падение величины ЭМЭ с увеличением уровня легирования объясняется следующим образом. В полупроводнике с ростом количества неравновесных носителей заряда уменьшается время их жизни, что ведет к сокращению стационарной концентрации при данном потенциале. При обратной полярности большая концентрация примеси уменьшает подвижность ОПЗ, образованную тем же приложенным потенциалом.

Подтверждением изменения твердости полупроводника является фиксируемый спад либо рост количества сколов вдоль скрайба (увеличение хрупкости поверхностных слоев).

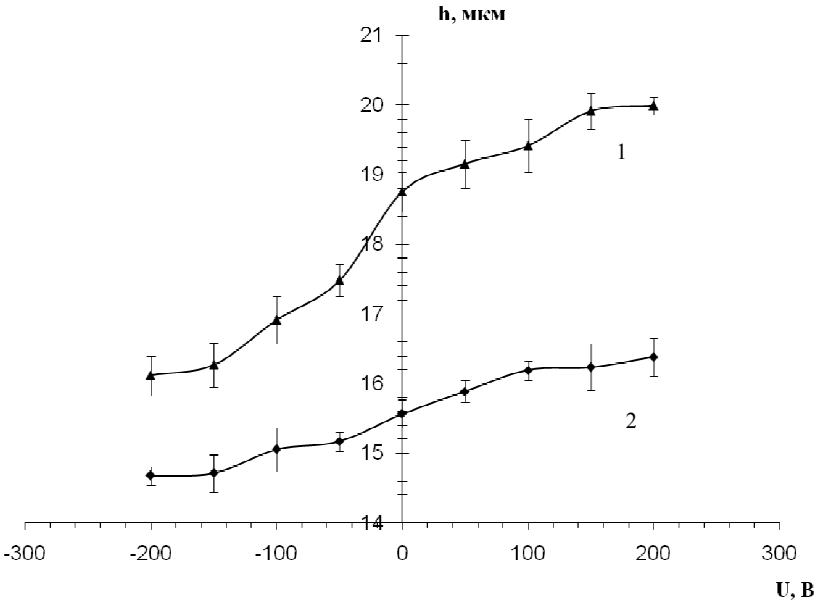


Рис. 1. Зависимость ширины скрайба h (мкм), от приложенного потенциала U (В). **1.** n – тип *ρ=27,5 - 32,5 Ом*см* **2.** n – тип *ρ=0,01 Ом*см*

Исследование глубоких уровней в кремнии, легированном эрбием

Якименко А.Н. [1)], *Соболев Н.А.* [2)], *Шек Е.И.* [2)]

yakimenko@tuexph.stu.neva.ru
[1)]Государственный политехнический университет, Санкт-Петербург, Россия
[2)]Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия

Интерес к исследованию дефектов, создающих глубокие уровни (ГУ) в кремнии, легированном атомами эрбия, в основном, определяется тем, что в подобных структурах была обнаружена температурно-независимая линия люминесценции на длине волны 1.54 мкм, лежащая в окне прозрачности оптоволоконных линий передач. Данное явление открывает возможность создания оптоэлектроники на основе кристаллического кремния.

Основным условием получения высокоэффективной эрбиевой люминесценции является высокая концентрация электрически и оптически активных центров Er в кремнии: $10^{17} \div 10^{18}$ см$^{-3}$ и выше [1-3]. Для достижения указанных выше концентраций доза имплантации Er должна составлять $10^{13} \div 10^{14}$ см$^{-2}$ и выше. Результаты по исследованию ГУ эрбия в кремнии, имеющиеся в литературе, выполнены, главным образом, при дозах не превышающих 10^{12} см$^{-2}$. При этом исследования проводились на пластинах Si с <100> ориентацией поверхности. Нами было обнаружено [1,2], что в <111> Si пластинах образуются другие структурные дефекты и электрически активные центры. Настоящая работа посвящена исследованию ГУ в пластинах с разной ориентацией.

Исследованы ГУ, образующиеся в выращенном по Чохральскому кристаллическом Si<100> и Si<111> n-типа проводимости. Было изготовлено три типа структур, различающихся ориентацией кремния, дозой имплантации эрбия и наличием соимплантанта (кислорода). В структурах типа I Si<100> легировался дозой 10^{13} см$^{-2}$ только ионами Er^+ с энергией 1.0 МэВ. В структурах типа II и III использовался Si<111>, а легирование производилось соимплантацией ионов Er^+ с энергиями 1.6 и 2.0 МэВ и O^+ с энергиями 22 и 28 кэВ. В структурах типа II дозы имплантации составили 10^{13} и 10^{14} см$^{-2}$ для ионов эрбия и кислорода, соответственно, в структурах типа III дозы были увеличены на порядок, то есть 10^{14} и 10^{15} см$^{-2}$, соответственно. Измерение электрофизических параметров образцов производилось на p-n переходах, изготовленных с помощью ионной имплантации B^+ в лицевую (со стороны эрбия) сторону пластин. Доза имплантации составляла $5 \cdot 10^{15}$ см$^{-2}$. На всех структурах измерялись вольтамперные и вольтфарадные характеристики, а также спектры DLTS (80-300 К).

Концентрация электрически активных центров составляла $(4 \cdot 10^{16} - 3 \cdot 10^{17})$ см$^{-3}$. Спектр дефектов зависел от дозы имплантации Er и ориентации кремния. В Si<100> при дозе Er 10^{13} см$^{-2}$ обнаружены ГУ E (эВ) (σ_n (см^2)): 0.52 ($3 \cdot 10^{-14}$), 0.36 ($3 \cdot 10^{-15}$), 0.29 ($1.8 \cdot 10^{-15}$), 0.20 ($5 \cdot 10^{-16}$) и 0.17 ($7 \cdot 10^{-14}$). В Si<111> при соимплантации Er^+ и O^+ с дозами 10^{13} и 10^{14} см$^{-2}$ обнаружены уровни: 0.59 ($2 \cdot 10^{-17}$), 0.59 ($8 \cdot 10^{-16}$), 0.49 ($4 \cdot 10^{-15}$), 0.28 ($5 \cdot 10^{-18}$) и 0.12 ($4 \cdot 10^{-19}$). В Si<111> при соимплантации Er^+ и O^+ с дозами 10^{14} и 10^{15} см$^{-2}$ после твердофазной перекристаллизации в спектрах DLTS наблюдался широкий "горб". Основной вклад в его формирование вносит ГУ E_C - 0.28 эВ, наблюдаемый и при меньших дозах, не приводящих к аморфизации кремния.

Работа выполнена при частичной поддержке РФФИ (грант № 10-02-01010).

Литература

1. A.M. Emel'yanov, N.A. Sobolev, A.N. Yakimenko. Appl. Phys. Lett., **72**, 1223 (1998).
2. Н.А. Соболев, А.М. Емельянов, А.Н. Якименко. Известия АН, сер. физ., **65**, 286 (2001).
3. Н.А. Соболев, А.М. Емельянов, А.Н. Якименко. ФТП, **35**, 330 (2001).

Стендовые доклады, секция 2

Наноразмерные структуры на основе кремния: технологии получения и свойства квантово-размерных структур, скрытых и напряженных слоев; их использование для твердотельной электроники

Фотостимулированная сборка наночастиц кремния из мигрирующих под действием относительно слабого лазерного излучения адатомов

Андреев В.В.[1)]

andreev_vsevolod@mail.ru
[1)]ФГБОУ ВПО «Чувашский государственный университет имени И.Н. Ульянова», Чебоксары, Россия

Высокий интерес к поверхностным явлениям, протекающим под действием лазерного излучения относительно слабой интенсивности [1-4], вызван возможностями широкого применения результатов в технологиях фотостимулированной сборки наночастиц из мигрирующих под действием оптического излучения адатомов [3, 4].

В данной работе исследована последовательная фотостимулированная сборка наночастиц кремния из мигрирующих под действием оптического излучения адатомов. Основной проблемой такой технологии является воспроизводимость самосборки элементов наноразмерных устройств с учетом возможных ошибок при укладке [5, 6]. Для разрешения таких трудностей необходимы как хорошо разработанные теоретические модели, так и однозначные методы контроля размеров и состава наночастиц на каждом этапе их сборки.

Коллективное фотостимулированное поведение частиц, адсорбированных на однородной поверхности диэлектрика, полупроводника или металла в случае двумерного распределения интенсивности падающего на поверхность оптического излучения, обладающего осевой симметрией, описывается уравнением [4]:

$$\frac{\partial N}{\partial t_1} = S_0 F - \frac{N}{\tau} + \mu \frac{\partial}{r \partial r}\left(rN \frac{\partial U}{\partial r} \right) + D \frac{\partial}{r \partial r}\left(r \frac{\partial N}{\partial r} \right). \qquad (1)$$

Здесь r - текущее радиальное расстояние; t_1 - текущее время; N - поверхностная концентрация адсорбированных частиц (атомов, молекул и т.п.); F - поток частиц из газовой фазы на поверхность; S_0 - коэффициент прилипания частиц к поверхности; τ - время пребывания частиц в адсорбированном состоянии; μ - подвижность; D - коэффициент поверхностной диффузии; U - потенциал взаимодействия между адсорбированными частицами.

В работе показано, что латеральное взаимодействие наведенных диполей приводит к поверхностной миграции адсорбированных частиц в радиальном направлении за пределы освещенного участка и образованию «кратера», либо к их миграции в освещенную область и образованию «бугра» в зависимости от внешних условий. Для различных параметров модели (1) исследована также зависимость от начальной поверхностной концентрации времени установления равновесного распределения поляризованных полем светового излучения частиц, адсорбированных на однородной поверхности диэлектрика, полупроводника или металла. Полученные результаты могут служить физической основой сборки наночастиц кремния с заданными параметрами.

Литература

1. И.Н. Абрамова и др. Письма в ЖЭТФ, **39**(4), 172 (1984).
2. А.М. Бонч-Бруевич и др. ЖЭТФ, **92**(1), 285 (1987).
3. А.М. Бонч-Бруевич и др. Оптика и спектроскопия, **95**, 830 (2003).
4. В.В. Андреев и др. Квантовая электроника, **34**, 125 (2004).
5. Р.А. Андриевский. Рос. хим. журнал, 5, 50 (2002).
6. А.Н. Латышев и др.Конденсированные среды и межфазные границы, **8**(1), 25 (2006).

Получение и исследование газочувствительных свойств нанокомпозитных структур на основе Por-SiO_2/SnO_x

***Болотов В.В.*[1)], *Росликов В.Е.*[1)], *Курдюкова Е.А.*[1)], *Чередов Д.В.*[1)], *Ивлев К.Е.*[1)], *Князев Е.В.*[1)]**

bolotov@obisp.oscsbras.ru
[1)]Омский филиал ИФП СО РАН, Омск, Россия

Целью данной работы было получение нанокомпозитных слоев на основе макропористого кремния и SnO_x для газовых микро- и наносенсоров с улучшенными характеристиками. Слои нестехиометрического диоксида олова формировались методом CVD. Для получения более развитой поверхности, оксид олова осаждался на макропористый кремний. Чтобы изолировать слой оксида олова от кремниевой подложки, перед осаждением SnO_x проводилось окисление макропористого кремния.

Для формирования композита por-SiO_2/SnO_x использовался макропористый кремний, полученный анодным травлением в растворе HF:C_3H_7NO в соотношении 1:24 при плотности тока 2,2 мА/см^2 в течение 100 минут полированных пластин монокристаллического кремния р-типа КДБ-12 (100). Для окисления стенок пор образцы подвергались термообработке в потоке кислорода при температуре 1000 ^oC в течение трех часов. Оксид олова наносился методом CVD на окисленный пористый кремний. Синтез проходил в двухзонной печи, где в одной зоне при температуре 280 ^oC испарялся двухвалентный хлорид олова $SnCl_2$*$2H_2O$. Реакционная газовая смесь переносилась потоком воздуха в другую зону печи, где располагались подложки при температуре 260 ^oC.

Исследование структуры полученного композита проводилось на растровом электронном микроскопе JEOL JSM-6610-LV. По данным РЭМ (рис. 1) после окисления наблюдается уменьшение диаметра пор в среднем на 30%, а также уменьшение глубины пор на 20%. Также по данным электронной микроскопии установлено, что пленка оксида олова распределяется равномерно как по поверхности образца, так и по поверхности пор, проникая на всю глубину.

Электрофизические исследования тестовых структур проводились путем измерения вольт-амперных характеристик (ВАХ) на LCR-Meter Agilent E4980A, и вместе с данными сканирующей микроскопии показали, что на макропористом кремнии образуется сплошная достаточно толстая пленка SiO_2 (толщиной 200 нм), которая изолирует осажденный сверху оксид олова от кремниевой подложки.

Газовая чувствительность исследовалась при экспозиции в газе NO_2 и дегазации на воздухе при комнатной температуре. При взаимодействии слоя SnO_x с малыми дозами диоксида азота, его сопротивление увеличивается (рис. 2), что обусловлено акцепторной природой молекул NO_2.

Полученные слои нанокомпозита макропористый кремний-SiO_2-SnO_x обладают высокой чувствительностью к NO_2 при комнатной температуре. Благодаря более развитой поверхности слоя оксида олова, осажденного на макропористый кремний, чувствительность нанокомпозитных структур por-SiO_2/SnO_x превышает чувствительность пленочных образцов оксида олова и составляет 37 % к 0,5 ppm NO_2.

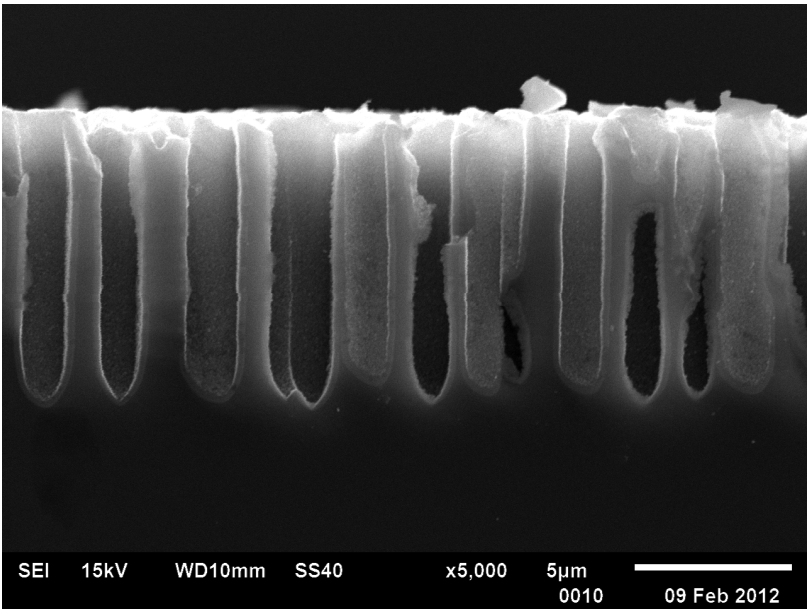


Рис. 1. РЭМ изображение Si-SiO_2-SnO_x

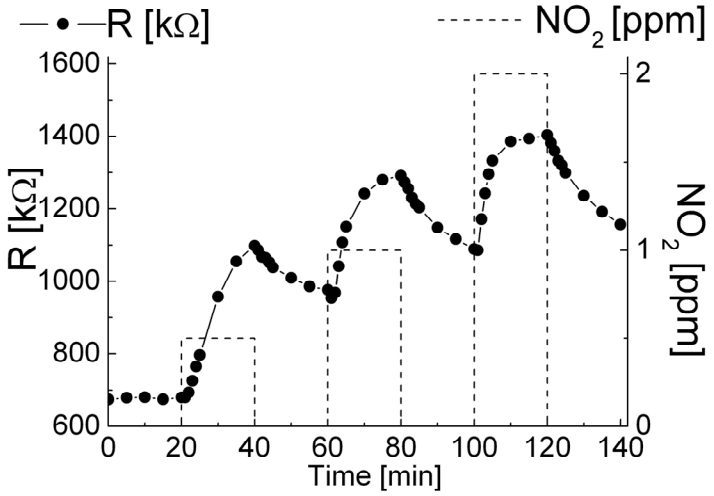


Рис. 2. Кинетика изменения сопротивления нанокомпозита Si-SiO_2-SnO_x при экспонировании в NO_2 при комнатной температуре.

Исследование механизма адсорбции NO_2 в слоях нанокомпозитов por-Si/SnO_x методами ИК- и ЭПР-спектроскопии

Болотов В.В. [1)], *Кан В.Е.* [1)], *Макушенко Р.К.* [1)], *Бирюков М.Ю.* [1)], *Ивлев К.Е.* [1)]

bolotov@obisp.oscsbras.ru
[1)]Омский филиал Института физики полупроводников им. А. В. Ржанова Сибирского отделения Российской академии наук, 644018 Омск, Россия.

Слои нанокомпозита на основе пористого кремния (ПК) и нестехиометрического диоксида олова por-Si/SnO_x обладают высокой чувствительностью к адсорбции NO_2 и перспективны для создания газовых микро- и нано-сенсоров [1]. В настоящем исследовании методами спектроскопии ИК-поглощения и ЭПР изучались структура и механизм чувствительности к адсорбции молекул NO_2 слоев нанокомпозитов por-Si/SnOx, полученных методом магнетронного напыления (МН-композит) и методом CVD (CVD-композит).

Спектры ИК-поглощения слоев МН-композита (см. рис.1а, кривая 2) близки к спектрам исходных слоев ПК (см. рис.1а, кривая 1), что вызвано малым количеством наносимого оксида олова и отсутствием взаимодействия кластеров оксида олова с кристаллитами кремния. В спектрах слоев CVD-композита (см. рис.1а, кривая 3) наблюдаются признаки сильного окисление матрицы ПК, что объясняется особенностями CVD-процесса [1].

При адсорбции молекул NO_2 в спектрах композитов (см. рис.1а, кривые 2, 3) наблюдается широкая полоса неселективного поглощения на свободных носителях (дырках). Оценки в соответствии с [2] показали, что при адсорбции NO_2 происходит рост концентрации свободных дырок на 2 порядка: в слоях ПК и МН-композита до уровня $1\cdot10^{19}$ $см^{-3}$ и до $3\cdot10^{19}$ $см^{-3}$ для CVD-композита (т.е. вплоть до уровня легирования подложки КДБ-0,005, $p=5\cdot10^{19}$ $см^{-3}$). Модель роста концентрации свободных носителей в слоях ПК при адсорбции NO_2 предполагает образовании (P_b^+-NO_2^-)-пар, что должно приводить к изменению зарядового состояния оборванных связей кремния, а, следовательно, к адекватному изменению числа ЭПР-активных $(P_b)^0$ –центров [2].

Данные ЭПР-спектроскопии качественно подтверждают результаты анализа спектров ИК-поглощения. Спектры ЭПР исследуемых образцов показывают наличие $(P_b)^0$-центров. При адсорбции NO_2 в слоях МН-композита, как и в слоях ПК, наблюдается рост концентрации $(P_b)^0$ –центров (см. рис. 2а).

Исходная концентрация $(P_b)^0$ –центров в CVD-композите на 2 порядка выше, чем в МН-композите, что вызвано сильным окислением кристаллитов кремния. При адсорбции NO_2 происходит снижение концентрации $(P_b)^0$–центров в результате взаимодействия с молекулами NO_2 (см. рис. 2б). Очевидно, данный процесс преобладает над процессом образования (P_b^+-NO_2^-)-пар.

Таким образом, данные спектроскопии ИК-поглощения и ЭПР показывают, что механизм роста концентрации свободных дырок при сорбции NO_2 слоями нанокомпозита por-Si/SnO_x идентичен процессам, протекающим в слоях ПК. Кластеры оксида олова в нанокомпозите por-Si/SnO_x играют роль эффективных центров адсорбции, а также консервации поверхности кристаллитов кремния.

Литература

1. В. В Болотов и др. ФТП, 2011, т. **45**, вып. 5, стр. 702-707.
2. Е. А. Константинова и др. ЖЭТФ, 2004, т. **126**, вып. 4(10), стр. 857 – 865.

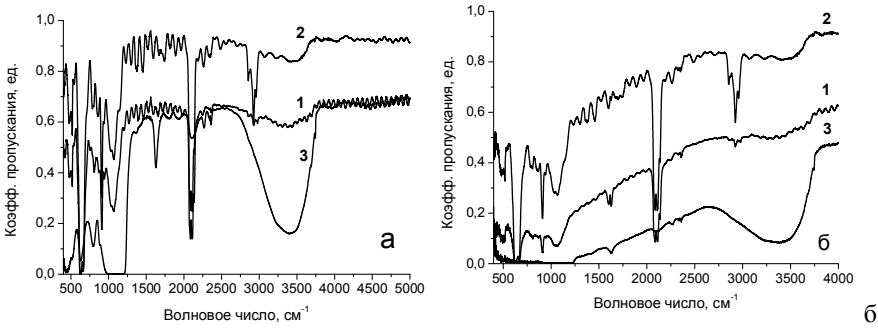


Рис. 1. Спектры ИК-поглощения: 1 - свободного слоя ПК (50 мкм); 2 - слой por-Si/SnO_x, полученный магнетронным напылением (50 мкм); 3 - слой por-Si/SnO_x, полученный методом CVD (50 мкм). а – исходные слои, б – после сорбции NO_2.

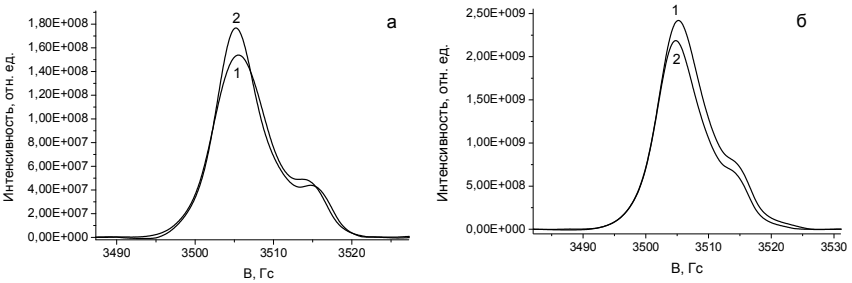


Рис. 2. Спектры ЭПР слоев нанокомпозита nc-Si/SnOx, полученных: а) магнетроным напылением; б) методом CVD. 1 – исходные слои; 2 – после сорбции NO_2.

Создание наноразмерных периодических структур методом импульсной интерференционной литографии (периодические квантоворазмерные островки, антиотражающие и нанопористые структуры, фазовые маски)

***Верёвкин Ю.К.*[1)], *Климов А.Ю.*[2)], *Филатов Д.О.*[3)], *Pessa Markus*[4)]**

verevkin@appl.sci-nnov.ru
[1)]Институт прикладной физики РАН, г.Н.Новгород, Россия
[2)]Институт физики микроструктур РАН, г.Н.Новгород, Россия
[3)]Нижегородский государственный университет им. Лобачевского, г.Н.Новгород, Россия
[4)]Optoelectronic Research Centre, Tampere University of Technology, Finland

Интерференция нескольких когерентных пучков излучения позволяет локализовать лазерную энергию в большой набор областей с размерами четверть и с периодом половину длины волны используемого излучения. При использовании УФ излучения (например, эксимерных или неодимовых лазеров с генерацией четвёртой и пятой гармоник) можно реализовать условия локализации лазерной энергии в размер ~ 60 нм с периодом около 110 нм. Мощное импульсное излучение нагревает поверхность материала до нескольких тысяч градусов, что приводит к нелинейным процессам и возникновению структур с размерами менее 60нм.

Для диагностики наноразмерных структур используются различные зондовые и электронные микроскопы, оптические интерференционные методы.

Авторами экспериментально исследован эффект самоорганизации пространственно-периодических структур на поверхности кремния, арсенида галлия и эпитаксиальных плёнках InGaAs/GaAs. . На рис.1 показано изображение с атомно-силового микроскопа (АСМ) поверхности монокристалла кремния после воздействия четырёх пучков лазерного излучения с плотностью энергии ~1,5Дж/см2. Здесь хорошо видно, что островки (подъёмы) существенно выше поверхности кремния, но они образовались внутри ямки, возникшей при нагреве излучением. Это можно объяснить тем, что нагрев поверхности привёл к диффузии материала в поле сил поверхностных напряжений, которые всегда присутствуют на монокристалле.

Ещё более ярко эффект диффузии материала проявляется на поверхности эпитаксиальной плёнки. АСМ изображение участка плёнки InGaAs/GaAs после воздействия пучков излучения с плотностью ~1Дж/см^2 показано на рис.2. Тонкая структура модификации поверхности связана с различием постоянных решёток плёнки и подложки. Были созданы структуры с размерами ~5-30нм, что в 20-60 раз меньше периода стоячей волны, который использовался в этих экспериментах. Интересно отметить, что эти размеры практически не зависят от энергии лазерного излучения при превышении порога эффекта в два раза

Для применения в солнечных элементах и других приложениях перспективно использование широкополосных антиотражающих структур. Для этих целей можно использовать одномерные или двумерные рельефные структуры на поверхности солнечных элементов. В докладе приводятся результаты создания и исследование одномерных периодических структур на поверхности кремния, которые обеспечили практически полную компенсацию отражения.

Для повышения эффективности фото и био катализа перспективно использование нанопористых структур. Пример создания таких структур на основе метода импульсной литографии обсуждается в докладе.

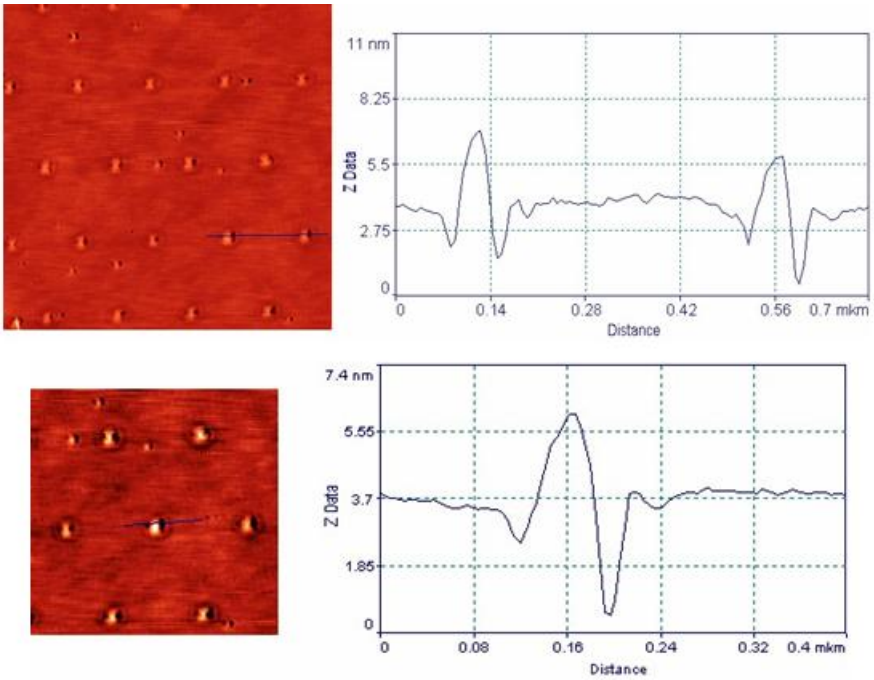


Рис.1 Изображение с атомно-силового микроскопа поверхности монокристалла кремния после воздействия четырёх пучков лазерного излучения с плотностью энергии ~1,5Дж/см^2.

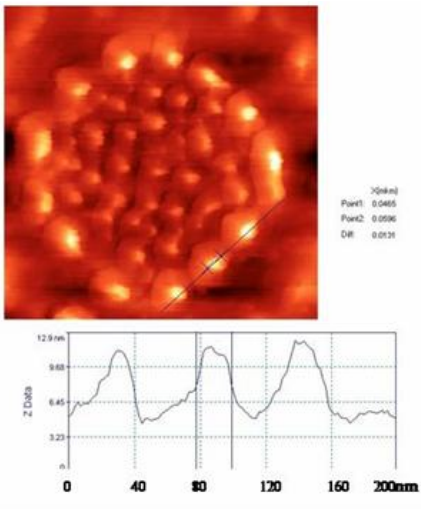


Рис.2 АСМ изображение участка плёнки InGaAs/GaAs после воздействия пучков излучения с плотностью ~1Дж/см^2

Формирование и исследование двухбарьерных туннельных структур на кремнии

Гисматулин А.А. [1)], ***Камаев Г.Н.*** [1)], ***Антоненко А.Х.*** [1)]

kamaev@isp.nsc.ru
[1)]Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН, Новосибирск, Россия

Актуальность создания одноэлектронного транзистора, равно как и неуклонные требования к снижению размеров элементов памяти в кремниевой наноэлектронике определяют научный интерес к разработке различных технологических приемов изготовления полупроводниковых структур с отрицательным дифференциальным сопротивлением (ОДС) [1-3]. В наноразмерных периодических структурах кремний/диэлектрик кроме интенсивной люминесценции были обнаружены эффекты гистерезиса ВАХ, сдвига нулевого тока и ОДС при комнатных температурах [4]. Однако, структурные перестройки в области границ раздела могут приводить к изменению электронного спектра поверхностных состояний а, следовательно, к изменениям их зарядового состояния. Наличие этих дефектов вблизи интерфейса определяет саму возможность создания низкоразмерных структур, работающих на эффекте туннелирования.

В настоящей работе на высоколегированных подложках кремния n-типа (КЭМ-0,002) и p-типа (КДБ-0,003) были изготовлены структуры, состоящие из чередующихся слоев α-Si:H и SiO_2, на установке плазмохимического осаждения с широкоаппертурным источником и индуктивным возбуждением. На подложке кремния создавался слой окисла кремния толщиной 30÷35Å путем прямой обработки в плазме кислорода. Затем проводилось осаждение пленки α-Si:H толщиной до 90 Å из моносилана. Определение толщины и оптических констант пленок в ходе плазменной обработки осуществлялось с помощью встроенного в ростовую камеру спектрального эллипсометра ЕМ-70. В дальнейшем пластины с нанесенными слоями после стандартных процессов очистки поверхности и гидрофилизации попарно соединялись в деионизованной воде и проходили многостадийные термообработки. Заключительный этап прямого сращивания проходил при 1050 ^{0}C. В результате были получены диодные структуры двух типов. *Тип 1* – туннельный диод со встроенным на границу сращивания диэлектриком SiO_2. *Тип 2* - двухбарьерные туннельные диодные структуры, образующиеся за счет встраивания на границу сращивания ультратонких слоев SiO_2 и Si (либо нанокристаллов кремния) между ними. После сращивания структуры разрезались и получали мезы площадью 5*5мм^2. На полученных структурах измерялись ВАХ при комнатной и азотной температурах.

На ВАХ обоих типов структур наблюдается гистерезис при полном цикле развертки по напряжению, присутствуют ступеньки, с ОДС на прямой ветви, свидетельствующие о наличии туннельных механизмов переноса носителей заряда (рис. 1). При температуре жидкого азота величина гистерезиса увеличивается, общий ток падает, ОДС виден в области тех же напряжений. На обратной ветви кривая ВАХ у структур типа 2 - с ярко выраженным ОДС, в отличие от структур первого типа, что позволяет сказать в пользу того, что эта структура близка к резонансно-туннельному диоду (РТД), так как у РТД ОДС проявляется как на прямой, так и обратной ВАХ. При понижении температуры до азотной участок с ОДС трансформируется в набор узких пиков (рис.2).

Литература

1. H.H. L. Esaki. Phys. Rev., **109**, 63 (1958).
2. *Tsu R., Esaki L.* // Appl. Phys. Lett. 1973. Vol. 22. N 11. P. 562-564.
3. Ioannou-Sougleridis V., Ouisse T. et al. // J. Appl. Phys. 2001. Vol. 89. N 1. P. 610-618.
4. Берашевич Ю.А., Данилюк А.Л., Борисенко В.Е. // ФТП. 2002. Т. 36. №6. С. 718-723

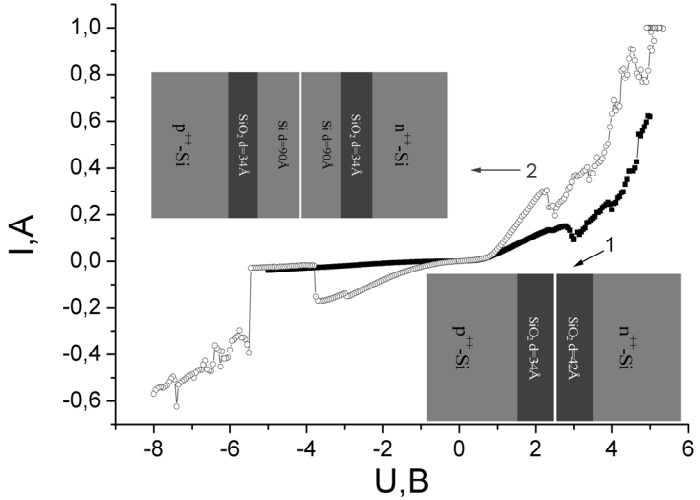


Рис. 1. ВАХ структуры n^{++}-Si/SiO_2/p^{++}-Si (1) и двухбарьерной структуры n^{++}-Si/SiO_2/Si/SiO_2/p^{++}-Si (2) при температуре измерений 300К.

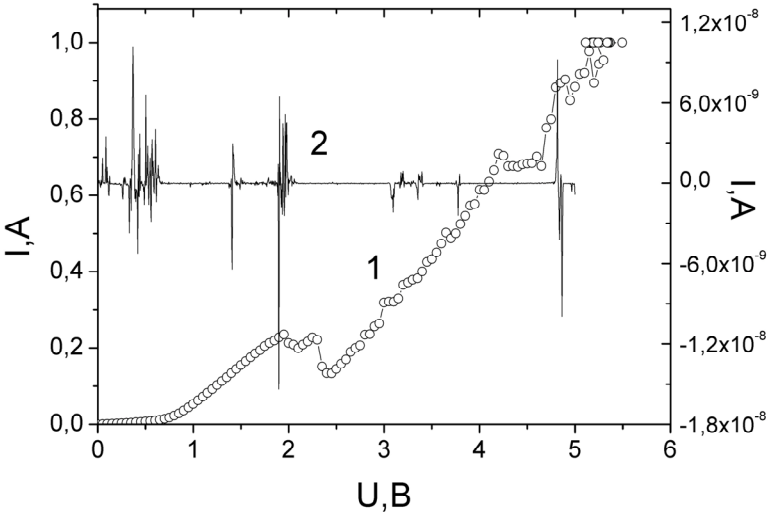


Рис. 2. ВАХ двухбарьерной структуры n^{++}-Si/SiO_2/Si/SiO_2/p^{++}-Si при комнатной (1, ось тока слева) и азотной (2, ось тока справа) температурах.

Структурные и оптические свойства систем с нанокристаллами кремния в оксиде, полученных отжигом нанопериодических структур SiO/SiO_2 и SiO/Al_2O_3

Ершов А.В.[1)], Чугров И.А.[1)], Павлов Д.А.[1)], Грачев Д.А.[1)], Бобров А.И.[1)]

ershov@phys.unn.ru
[1)]Нижегородский государственный университет им. Н.И.Лобачевского, Нижний Новгород, Россия

Упорядоченные массивы нанокристаллов кремния (НК Si) в диэлектрической матрице в недалеком будущем позволят преодолеть принципиальные ограничения в технологии кремниевых устройств таких, как энергонезависимые элементы памяти и светоизлучающие приборы, интегрированные в типовой планарный процесс [1].

В работе представлены результаты по экспериментальному получению, исследованиям структуры (методом просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения (ВР ПЭМ)) и фотолюминесценции (ФЛ) систем с массивами нановключений Si в матрице SiO_2 (или Al_2O_3). Системы были сформированы путем высокотемпературного (500-1100 ºС) отжига (ВТО) многослойных (до 60 слоев) нанопериодических (период 5-11 нм) структур (МНС) a-SiO_x/диэлектрик (x ~ 1), которые были получены испарением в вакууме. ВТО образцов проводился в атмосфере азота. Структурные исследования методом ВР ПЭМ проводились с помощью электронного микроскопа JEM2100F (JEOL). Спектры ФЛ образцов измерялись в диапазоне 350-900 нм при возбуждении азотным (337 нм) и аргоновым (488 нм) лазерами. Исследовались спектры комбинационного рассеяния света (КРС) и ИК-пропускания наноструктур.

По данным микроскопических исследований МНС a-SiO_x/SiO_2 (4 нм/3 нм) и МНС a-SiO_x/Al_2O_3 (8 нм/3 нм) не подвергнутых ВТО установлено формирование сплошных наноразмерных слоев SiO_x и SiO_2 (Al_2O_3) с соответствием реального и заданного периодов. Отжиг при 500-900 °С приводит к формированию аморфных, а при температурах отжига 1000-1100 °С ─ кристаллических наноразмерных включений кремния (с плотностью ~ $1\cdot10^{12}$ $см^{-2}$) в аморфной матрице диэлектрика с сохранением периодичности исходной МНС. Установлено, что диаметры нанокристаллов кремния, в подавляющем большинстве, не превышают толщины исходных слоев SiO_x в МНС. Посредством обработки ВР ПЭМ - изображений получены функции распределения НК Si по размерам и наиболее вероятный эквивалентный диаметр НК Si.

Формирование НК Si в МНС a-SiO_x/диэлектрик при ВТО, обнаруженные по данным ВР ПЭМ, находятся в хорошем согласии с поведением спектров ФЛ образцов, демонстрирующих после операции ВТО интенсивную размерно-зависимую световую эмиссию при комнатной температуре в области длин волн 700-900 нм. Данные спектров ИК-пропускания и КРС подтверждают эффекты фазового разделения в слоях субоксида кремния и рост нанокристаллов кремния при ВТО. Тогда как результаты ВР ПЭМ свидетельствуют о возможности управления размерами НК Si путем задания исходной толщины слоев a-SiO_x в МНС.

Литература

1. Pavesi L., Turan R. *Silicon Nanocrystals. Fundamentals, Synthesis and Applications*. (Weinheim: WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2010) 627 p..

Формирование межфазовой границы кремний-кобальт

Гомоюнова М.В. [1)]***, Гребенюк Г.С.*** [1)]***, Пронин И.И.*** [1)]

georgijmail@gmail.com
[1)]Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия

Интенсивное развитие спинтроники в последние годы вызвало большой интерес к исследованию многослойных магнитных структур типа $(Co/Si)_n$. Качество создаваемых на их основе приборов в значительной степени зависит от свойств межфазовых границ Co/Si и Si/Co. Однако если формирование интерфейса Co/Si достаточно хорошо изучено, то исследованию обратной системы внимания почти не уделялось. В настоящей работе мы впервые исследовали закономерности образования межфазовой границы Si/Co и ее магнитные свойства в условиях нанесения кремния на поликристаллическую пленку кобальта, находящуюся при комнатной температуре.

Исследование проведено методом фотоэлектронной спектроскопии высокого энергетического разрешения с применением синхротронного излучения на накопительном кольце HZB BESSY (г. Берлин) в условиях сверхвысокого вакуума (1×10^{-10} Торр). Использовался спектрометр с 200-мм полусферическим анализатором, энергетическое разрешение которого (с учетом монохроматора) составляло 100 мэВ. Основные измерения проведены при энергии 130 эВ. Магнитные свойства интерфейса анализировались in situ методом магнитного линейного дихроизма в фотоэмиссии Co 3p электронов, который дает информацию о приповерхностном слое образца толщиной ~ 1,5 нм. В качестве образцов использовались монокристаллы кремния, на поверхность которых при комнатной температуре сначала напылялись пленки кобальта толщиной 1 ÷ 3 нм, а затем пленки кремния толщиной 0,3 ÷ 2 нм. Кремний наносился малыми дозами 0,1 ÷ 0,3 нм. После каждого напыления при комнатной температуре снималась серия спектров валентных и остовных (Si 2p, Co 3p) электронов для двух противоположных направлений намагниченности образца.

Показано, что атомы кремния, поступающие на поверхность кобальта, не остаются на ней, а проникают в приповерхностную область образца и взаимодействуют с кобальтом. При этом образуется сложный интерфейс, состоящий из сверхтонких слоев силицидов кобальта разного состава (Co_3Si, Co_2Si, CoSi и $CoSi_2$). Содержание металла в силицидах убывает по направлению к поверхности. При достижении дозы напыления, равной ~ 0,4 нм, формирование интерфейса завершается. Это, по-видимому, связано с тем, что образуется достаточно толстая (~ 1,2 нм) пленка силицидов, которая препятствует дальнейшей диффузии кремния вглубь образца. На поверхности при этом начинает расти пленка аморфного кремния, о чем свидетельствуют значительные изменения спектров остовных и валентных электронов. В частности, характерный для кристаллических фаз дублет Si $2p_{3/2}$, Si $2p_{1/2}$ заметно уширяется и перестает разрешаться. Описанная картина формирования интерфейса подтверждается и результатами исследования его магнитных свойств. Показано, что степень ферромагнитного упорядочения приповерхностной области образца монотонно убывает с увеличением степени покрытия, и магнетизм практически исчезает после напыления 0,4 нм Si, когда толщина слоя немагнитных силицидов приближается к 1 нм.

Таким образом, в настоящей работе показано, что фазовый состав исследованного интерфейса существенно отличается от интерфейса обратной системы Co/Si, для которой характерно образование лишь одной силицидной фазы и последующий рост пленки твердого раствора кремния в кобальте.

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 10-02-00632) и Российско-Германской лаборатории в HZB BESSY.

Формирование никелевых магнитных нанопроволок в пористом кремнии

Долгий А.Л. [1)], ***Бондаренко А.В.*** [1)], ***Прищепа С.Л.*** [1)], ***Бондаренко В.П.*** [1)]

dolgyi@gmail.com
[1)]Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники,
ул. П. Бровки, 6, Минск, 220013, Республика Беларусь

Структуры никель-пористый кремний, формируемые электрохимическими методами, представляют значительный практический интерес для различных применений. Анизотропия магнитных свойств никелевых нанопроволок в пористом кремнии [1], вызванная их большим аспектным соотношением, может использоваться для создания магнитных запоминающих устройств с высокой плотностью записи информации [2, 3]. Поэтому важно детально изучить процесс электрохимического осаждения никеля в поры пористого кремния и разработать методики контроля заполнения пор металлом.

Слои пористого кремния толщиной 10 мкм был сформирован методом анодирования кремниевых пластин диаметром 100 мм марки КЭС-0,01 с ориентацией (100) в водно-спиртовом растворе фтористоводородной кислоты ($HF:H_2O:(CH_3)_2CHOH$ в объемном соотношении 1:3:1) при плотности тока 80 мА/см^2. Пористость полученного слоя составляла ~70%, средний диаметр пор 80 нм. Никель осаждался в пористый кремний в гальваностатическом режиме из водного электролита состава 213 г/л $NiSO_4 \cdot 7H_2O$, 5 г/л $NiCl_2 \cdot 6H_2O$, 25 г/л H_3BO_3 и 3 г/л сахарина. Потенциал на границе пористый кремний – электролит во время осаждения измерялся при помощи хлор-серебряного электрода сравнения. Для изучения кинетики электрохимического осаждения никеля в поры процесс осаждения останавливался на разных стадиях процесса, а именно через 5, 15, 30, 60 и 80 минут после начала осаждения (кривые 1 – 5 на графике потенциала, рис. 1). Поперечные сколы образцов изучались с помощью сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) марки Hitachi-S4800.

Изучение сколов образцов, сформированных на разных стадиях осаждения, позволило определить кинетику и особенности механизма осаждения. Было установлено, что никель осаждается в поры следующим образом. Когда электрический ток проходит через слой пористого кремния на образце, зерна никеля формируются на стенках пористого скелета. Диаметр отдельных зерен достигает 70 нм. Сравнение СЭМ изображений образцов после 5 и 15 минут осаждения показало, что с увеличением времени осаждения размер зерен никеля не увеличивается, а растет их количество. Дальнейшее увеличение времени осаждения вызывает дальнейшее увеличение количества зерен никеля, которые сливаются в сплошные структуры в виде нанопроволок (рис. 2). Однако, в этих сплошных структурах отдельные зерна различимы. Следует отметить, что формирование никеля на поверхности образцов происходит только после заполнения пор. Согласно графику потенциала, уменьшение поверхностного потенциала соответствует началу формирование никеля на поверхности образцов. Когда сплошная пленка на поверхности сформирована, дальнейшее увеличение времени осаждения вызывает увеличение ее толщины, и поверхностный потенциал стабилизируется (время осаждения 60 минут и больше, кривые 4 и 5). Таким образом, момент полного заполнения пор никелем может контролироваться при помощи измерения поверхностного потенциала образа.

Литература

1. М.С. Русецкий и др. ПЖТФ, **37**(9), 1 (2011).
2. P. Granitzer, K. Rumpf, H. Krenn. Thin Solid Films, **515**, 735 (2006).
3. P. Granitzer et al. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, **310**, 838 (2007).

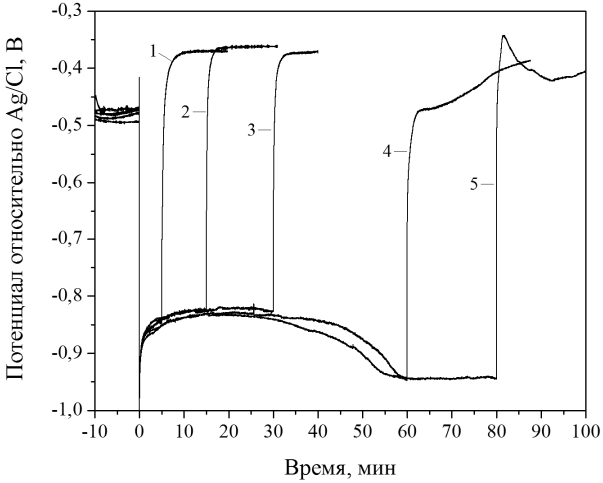


Рис. 1. Зависимости потенциала на границе пористый кремний – электролит для различных длительностей осаждения: (1) – 5 мин., (2) – 15 мин., (3) – 30 мин., (4) – 60 мин., (5) – 80 мин.

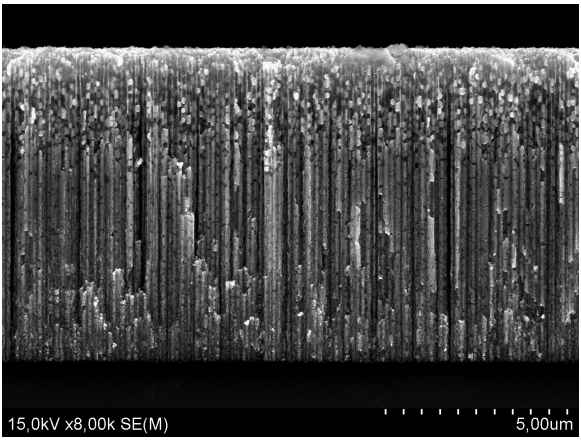


Рис. 2. Микрофотография скола образца пористого кремния с нанопроволоками никеля, сформированными в результате электрохимического осаждения никеля в поры в течение 60 минут.

Модель для описания электрических характеристик МОП-конденсаторов с нановключениями кремния в окисле

Стучинский В.А. [1)], ***Камаев Г.Н.*** [1)], ***Ефремов М.Д.*** [1)], ***Аржанникова С.А.*** [1)]

stuchin@isp.nsc.ru
[1)]Институт физики полупроводников СО РАН, Новосибирск, Россия

На простейшем примере МОП-конденсатора со встроенным в окисел планарным массивом кремниевых частиц и монополярной инжекцией дырок в окисел из *p*-полупроводника дан анализ модели, предложенной ранее в [1] для описания особенности, экспериментально наблюдаемой на аккумуляционной ветви CV-характеристик подобных структур с туннельным транспортом носителей заряда через диэлектрик [2, 3]. Транспорт происходит самосогласованно с установлением поля в окисле. В общем случае в модели предполагается, что инжектированные носители участвуют в транспорте, двигаясь вдоль цепочек нановключений, которые содержат широкий туннельный барьер (“узкое место” для транспорта), способствующий накоплению заряда на краю “узкого места” со стороны инжектирующего контакта (Рис. 1). Расчет электрических характеристик МОП-конденсатора производился путем решения системы нелинейных уравнений, включающих уравнения непрерывности для тока и поля; последующего решения линеаризованной системы уравнений для гармонических добавок; и подсчета полного (с учетом тока смещения) тока через диэлектрик. Показано, что как в случае общей модели, так и в простом случае двухбарьерной структуры кривая заряда σ, захваченного на состояниях в Si наночастицах, проходит через максимум; этому поведению заряда соответствует появление двух пиков емкости на кривых *C(U)* (Рис. 2). Пики наблюдаются тогда, когда скорость изменения заряда σ с приложенным смещением U достигает максимума. Между двумя пиками имеет место провал емкости (в латерально-однородной структуре - до уровня, соответствующего емкости C_a идеального (без наночастиц в окисле) МОП-конденсатора), наблюдающийся когда кривая σ (U) проходит через максимум. Величина провала в латерально-неоднородной структуре может служить мерой степени латеральной однородности ее электрических свойств. Проанализирована структура переменного тока в двух туннельных зазорах структуры. Переход от режима с накоплением заряда в окисле к режиму с убыванием накопленного заряда проявляется также в изменении наклона статических *I-U* характеристик конденсатора, построенных в координатах $\ln(j)$–U (вставка на Рис. 2). С понижением частоты измерений пики емкости на кривых *C(U)* исчезают, причем первым исчезает пик, наблюдаемый при меньшем значении U (Рис. 2). Представлен пример экспериментально измеренных характеристик МОП-конденсаторов с аморфными включениями Si в окисле, весьма напоминающих двугорбые кривые, предсказываемые моделью (Рис. 3). Дано рассмотрение более сложной ситуации с инжекцией электронов и дырок из обоих контактов. Обсуждаются возможности создания благоприятных условий для получения эффективной электролюминесценции в пленочных структурах. Помимо этого, результаты работы могут быть полезны для характеризации слоев диэлектриков, содержащих включения полупроводников, а также транспортных свойств диэлектрических материалов.

Литература

1. В.А. Стучинский. *Тез. докл.* VIII Межд. конф. по актуальным проблемам физики, материаловедения, технологии и диагностики кремния, наноразмерных структур и приборов на его основе («Кремний-2011») (Москва, Россия, 2011), с. 257.
2. М.Д. Ефремов и др. ФТП, **39**(8), 945 (2005).
3. С.А. Аржанникова и др. Сборник трудов VI Межд. конф. “Аморфные и микрокристаллические полупроводники” (СПб., Россия, 2008) с. 162.

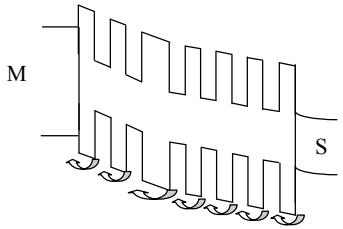


Рис. 1. Транспорт заряда сквозь окисел в МОП-конденсаторе с включениями кремниевых наночастиц в окисле.

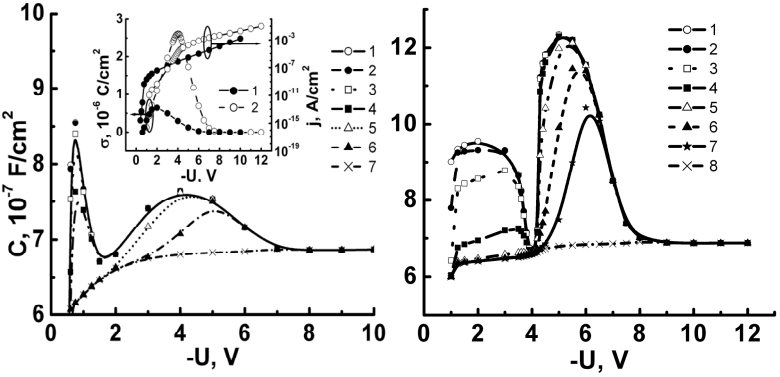


Рис. 2. Рассчитанные для разных частот CV-характеристики МОП-конденсаторов с планарным массивом кремниевых нанокристаллов в окисле (размер нанокристаллов - 1 нм, слоевая плотность - $2.5 \cdot 10^{15}$ см$^{-2}$), изготовленных на p-кремнии с Na=10^{15} см$^{-2}$ с разным соотношением ширин туннельных барьеров d1/d2. Сквозь окисел движутся инжектированные из p-кремния дырки. Слева: МОП-1, d_1/d_2=2 нм/3 нм; частоты: f[Гц]=0(кривая 1), 0.0003(2), 0.001(3), 0.003(4), 0.1(5), 1(6), 1000(7). Справа: МОП-2, d_1/d_2=1.5 нм/3.5 нм; частоты: f[Гц]=0(кривая 1), 1(2), 3(3), 10(4), 30(5), 100(6), 300(7), 100000(8). На вставке: слоевой заряд σ в нанокристаллическом слое в зависимости от напряжения U и вольт-амперные характеристики МОП-конденсаторов: кривые 1 и 2 соответствуют конденсаторам МОП-1 и МОП-2.

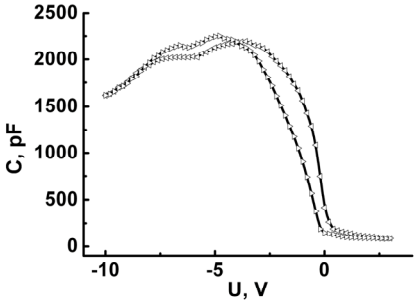


Рис. 1. Измеренные CV-характеристики МОП-конденсатора с аморфными включениями кремния в окисле (d_1/d_2=20/6 нм, f=3 кГц) [3]. По-видимому, транспорт заряда через окисел в этом случае обеспечивался инжектированными из металла электронами.

АСМ-исследование морфологии и устойчивости к окислению двухслойных нанопленок Cu/Fe на поверхности Si(001)

Китань С.А.[1,2], ***Ильященко В. М.,***[1,2], ***Тарима Н.А.***[1,2], ***Плюснин Н.И.***[1,2]

kitan@iacp.dvo.ru
[1)]Институт автоматики и процессов управления, Владивосток, РФ
[2)]Владивостокский государственный университет экономики и сервиса, Владивосток, РФ

Стабильность перспективных приборов оптоэлектроники/спинтроники на основе многослойных наноразмерных структур из чередующихся слоёв, например, магнитных (Fe, $FeSi_3$) и немагнитных материалов (Cu,Si, SiO_2) на Si, зависит от совершенства и стабильности границы раздела между слоями, а также устойчивости элементов структуры к воздействию окружающей среды.

Дефекты на границе, взаимное перемешивание слоев и сегрегация Si приводят к снижению эффективности зарядопереноса, коэффициента спин-поляризации, не контролируемой аннигиляция/генерация электронно-дырочных пар и появлению энергетических уровней в запрещенной зоне.

Воздействие радиации, перепадов давления, влажности, окислительного действия кислорода на элементы прибора не устойчивых к данным воздействиям ведет к частичной или полной деградации их свойств.

В данной работе методом атомно-силовой микроскопии (АСМ) исследованы морфологические характеристики микрорельефа и тонкой структуры ультратонких (в диапазоне 0,1-1,6 нм) пленок Fe на Si(001), покрытых слоем Cu(0,4 нм), в зависимости от толщины пленки Fe (d_{Fe}) и времени выдержки на воздухе.

На Рис. 1. показаны АСМ-изображения рельефа поверхности пленки Cu/Fe для различных d_{Fe}: а) 0,13 нм, б) 0,29 нм, в) 1,5 нм - свыше месяца выдержки на воздухе и г) 1,5 нм - спустя неделю. В Таблице 1. приведены основные характеристики рельефа поверхности пленок Cu/Fe с различной d_{Fe}, полученные при обработке методами анализа частиц «Grain Analysis и «Grain Threshold», реализованных в программе «Image Analysis» от NT-MDT.

На основе полученных АСМ-данных найдено, что микрорельеф и тонкая структура пленки Cu/Fe изменяется с толщиной следующим образом. 1) При толщине Fe **0,13 нм** пленка – **атомарно-гладкая** и повторяет микрорельеф подложки, при этом тонкая структура рельефа образована нанокластерами, которые местами выстраиваются в одномерные ряды, ориентированные под углом 80-90° друг к другу и нанопорами, латеральные размеры, которых соизмеримы с размерами кластеров $\leq 10\times10$ нм^2. 2) При толщине **0,29-0,66 нм** пленка – **наноразмерно-гладкая**, с вытянутыми в различных направлениях порами-бороздками или **наноразмерно-гладкая зернистая**. 3) При толщине **1,0-1,6 нм** пленка – **наноразмерно-гладкая-зернистая или зернисто-островковая**.

В целом, установлено, что у пленок с толщиной Fe **0,66-1,6 нм**, при выдержке на воздухе свыше месяца морфология поверхности не сохраняется, в отличие от пленок меньших толщин. При этом, вследствие появления островков большего объема, эффективная толщина рельефа и среднеквадратичная шероховатость после выдержки на воздухе существенно возрастает. Причем, наблюдается их положительная корреляция с толщиной Fe см. Таблицу 1. На основе Оже- и ХПЭЭ- данных, а также результатов работ [1] и [2], появление данных островков, мы связываем с сегрегацией Si к поверхности с последующим образованием окисла кремния.

Литература

1. M. Rebien and etc., Surface Science, **462**, 143 (2000).
2. T. Saito and etc., Thin Solid Films, **415**, 138 (2002).

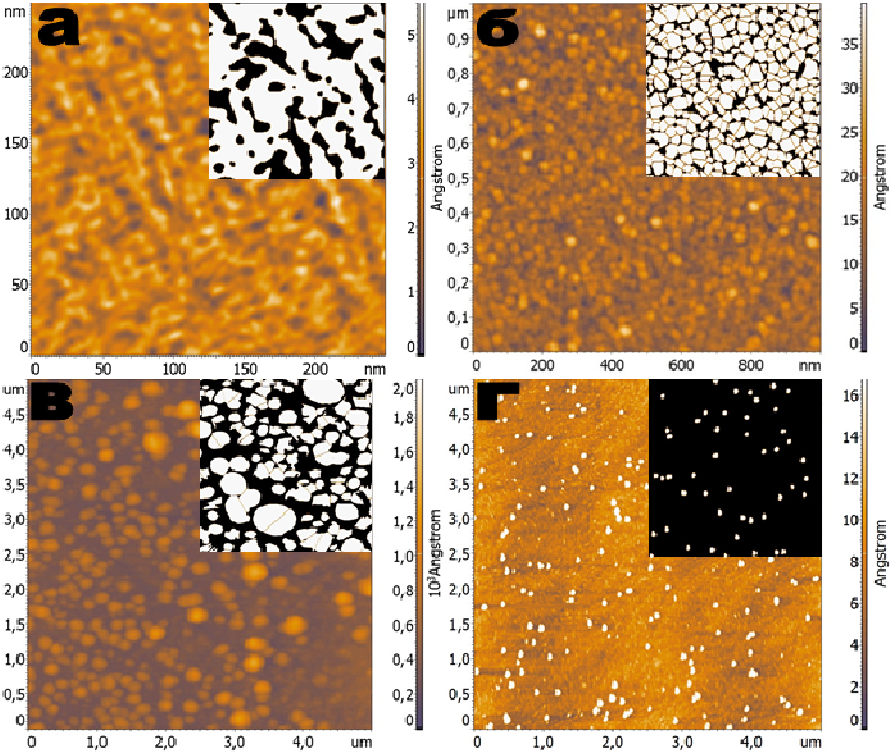


Рис. 1. АСМ изображения рельефа поверхности пленки Cu(0,4 нм)/Fe на Si(001) с толщиной Fe: а)-0,13 нм, б)-0,29 нм, в)-1,5 нм свыше месяца выдержки на воздухе и г)-1,5 нм спустя неделю выдержки на воздухе.

d_{Fe}, нм	t на воздухе, дней	$\overline{S}_{a.cp}$, нм^2	Sq, нм	V/S, нм	θ	θ×V/S, нм	d_{ef}, нм	Форма рельефа
0,1	34	~10×10	0,1	0,1	0,7	0,27*	0,27	А-Г
0,29	39	~25×25	0,4	0,6	0,7	0,42	1,27	Н-Г+З
0,34	39	~100×100	0,9	0,8	0,8	2,4*	4,43	Н-Г+З
1,0	51	~350×350	13,4	8,3	0,8	6,6	24,6	З+О
1,5	41	~100^2÷800^2	23,5	17,2	0,5	8,6	28,3	З+О
1,6	41	~130×130	2,4	1,7	0,4	0,9	7,6	Н-Г+З
0,56	13	~100×100	0,7	1,0	0,6	0,6	2,1	Н-Г+З
0,66	13	~100×100	1,3	1,5	0,5	0,75	3,1	Н-Г+З
1,5	7	~40^2÷100^2	0,7	1	0,03	0,03	0,8	Н-Г+З

Таб. 1. Основные характеристики рельефа поверхности пленок Cu(0,4 нм)/Fe на Si(001) с различной толщиной Fe, полученные с помощью программного метода анализа частиц «Grain Analysis», (*) – данные получены при обработке методом “Grain Threshold” с учетом коэффициента формы зерна K=3,8.

Рост многослойных нанопленок Cu/Si/Fe_xSi и Cu/Si/Fe/Si/Fe на Si(001)

***Тарима Н.А.*[1,2], *Ильященко В. М.*[1,2], *Китань С.А.*[1,2], *Плюснин Н.И.*[1,2]**

g-yazichnik@yandex.ru
[1)]Институт автоматики и процессов управления ДВО РАН, Владивосток, Россия
[2)]Владивостокский государственный университет экономики и сервиса, г. Владивосток

Исследуется рост на чистой поверхности Si(100) многослойных нанопленок, состоящих из атомных монослоев Si и Fe или мультислоев силицида Fe_XSi ($x \approx 2/3$) и рост поверх этих пленок нанопленки Cu. Исследование проводили, в условиях сверхвысокого вакуума, методами электронной оже-спектроскопии (ЭОС) и спектроскопии характеристических потерь энергии электронов (СХПЭЭ) и, на воздухе, - методом атомно-силовой микроскопии.

Было проведено два эксперимента. В первом, выращивали сначала двухслойную пленку-прослойку Si(1МС)/ Fe_XSi(5МС) (образец №1). Во втором эксперименте, выращивали сначала многослойную пленку-прослойку Si(1МС)/Fe(1МС)/Si(1МС)/Fe(1МС) (образец №2). После этого, в обоих экспериментах, поверх выращенных пленок, растили пленку Cu толщиной ~ 7 МС осаждением 10 порций по 0,7 МС. Рост металлических слоев производился при комнатной температуре подложки методом горячей стенки из Ta ленточных источников [1] с использованием пониженной энергии молекулярного пучка Fe [2]. Кремний осаждался из кремниевой пластины.

На Рис.1 и 2, для обоих образцов (№1 и №2), представлены, соответственно, полученные спектры ЭОС и СХПЭЭ (в районе плазмонных потерь) и зависимости относительной интенсивности оже-пиков Fe, Cu и Si от толщины пленки Cu.

Анализ оже-спектров (Рис. 1) и полученных из них зависимостей (Рис. 2), с учетом моделей роста (пунктирные кривые), показал, что для образца №1 механизм роста Cu в зависимости от толщины слоя Cu был трех-стадийным: сначала наблюдался послойный рост пленки Cu, затем на растущей пленке Cu происходила сегрегация некоторого субмонослойного количества Fe-Si, после чего этот слой растворялся в растущей пленке Cu. Для образца №2 механизм роста меди был двух-стадийным и соответствовал перемешиванию пленки Cu с нижележащими слоями и последующему островковому росту пленки. Спектры ХПЭЭ для двухслойной и многослойной пленок-прослоек отличались тем, что для первой пленки они имели уширенный, по сравнению с чистым кремнием, пик поверхностных потерь (в районе 13 эВ), а для второй – расщепленный на два: в районе 11 эВ и 15 эВ, при этом пики объемных потерь были хорошо выраженными, а их энергия находилась, соответственно, в районе 20 эВ и 19 эВ. После осаждения 7 МС Cu спектры ХПЭЭ изменились по-разному. В первом случае произошло почти полное нивелирование поверхностной и объемной потери, а во втором – уменьшение их интенсивности со сдвигом пика 11 эВ в сторону больших энергий, а пика 19 эВ – в сторону меньших энергий. Эти изменения в пиках соответствуют наложению пика Cu с растворенными в ней Fe и Si и пика островковоCu.

В целом, полученные данные показали с одной стороны возможность роста двухслойной Si(1МС)/ Fe_XSi(5МС) и многослойной Si(1МС)/Fe(1МС)/Si(1МС)/Fe(1МС) нанопленок на Si(100)2×1, а с другой возможность управления с помощью этих нанопленок механизмом роста нанопленки Cu.

Литература

1. N. I. Plusnin, et al., Phys. Low-Dim. Struct., No 9/10, 129 (2002).
2. Н.И.Плюснин и др., Письма в ЖТФ, **33**(11), 79 (2007).

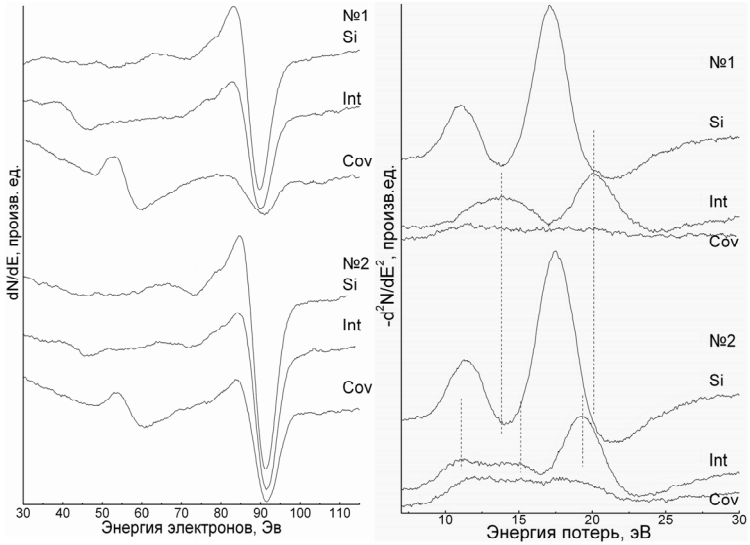


Рис. 1. Спектры ЭОС (слева) и ХПЭЭ (справа) от чистой подложки (Si), многослойных пленок-прослоек Fe-Si (Int) и плёнки меди (Cov).

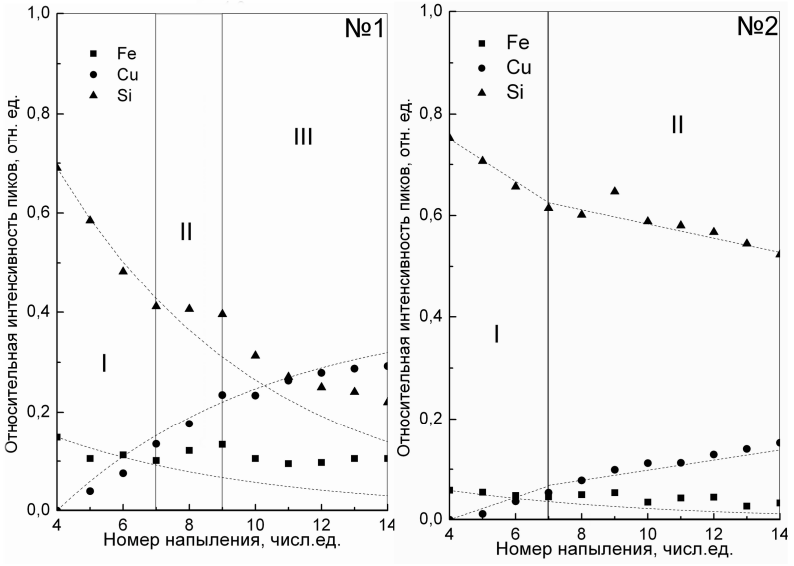


Рис. 2. Зависимость относительных интенсивностей пиков Fe, Si и Cu от толщины плёнки меди (пунктирные кривые рассчитаны для различных моделей роста).

Анализ структуры, состава и механических напряжений в системе «кремний - нанокристаллы полупроводников A^3B^5» по спектрам комбинационного рассеяния света

Власукова Л.А.[1)], Комаров Ф.Ф.[1)], Пархоменко И.Н.[1)], Wesch W.[2)]

vlasukova@bsu.by
[1)]Белорусский государственный университет, Минск, Беларусь
[2)]Institut für Festkörperphysik, Friedrich-Schiller-Universität Jena, Germany

Перспективным подходом к интеграции оптоэлектронных приборов на узкозонных полупроводниках A^3B^5 с кремниевой технологией является прямое выращивание квантовых точек A^3B^5 в матрице кристаллического кремния. Один из способов формирования системы «Si – нанокристаллы A^3B^5» - ионно-лучевой синтез методом ионной имплантации с последующим отжигом. Сначала имплантацией создается сверхвысокая концентрация примеси в приповерхностной области матрицы. Последующий отжиг приводит к преципитации и формированию нанокристаллов (квантовых точек), вкрапленных в матричный материал [1,2]. При оптимизации процессов имплантации и отжига важен экспрессный неразрушающий контроль структурно-фазового состава слоев с нанокристаллами.

В настоящей работе представлены результаты исследования слоев кремния с нанокристаллами InAs, GaSb и InSb методом комбинационного рассеяния света (КРС). Для создания слоев с нанокристаллами образцы, вырезанные из подложек Si (100) n-типа, имплантировались ионами пятой (As или Sb) и третьей (In или Ga) групп Периодической системы элементов при повышенной температуре. Энергии и дозы ионов изменялись, соответственно, в диапазонах (170–350) кэВ и $(2{,}8–5{,}0)\times10^{16}$ $см^{-2}$. Затем проводился отжиг в инертной среде при температурах 1050 и 1100 °C в печи сопротивления или в установке быстрого термического отжига «jetFirst».

Регистрация спектров КРС проводилась при комнатной температуре в диапазоне волновых чисел (50 - 600) $см^{-1}$ на двухкристальном дифракционном спектрометре RAMANOR U-1000 с микроскопом с разрешением не хуже 1 $см^{-1}$. В качестве источника возбуждения использован Nd–лазер с длиной волны возбуждения 532 нм. Диаметр диагностируемой области не превышал 0,4 мкм.

На спектрах образцов сразу после имплантации присутствует пик в области частот 510-519 $см^{-1}$, связанный с рассеянием на оптическом фононе центра зоны Бриллюэна кристаллического кремния. Наличие его подтверждает кристаллическое состояние кремниевой матрицы после высокодозной «горячей» имплантации тяжелых ионов. Сдвиг положения пика кремния в область низких частот свидетельствует о значительных механических напряжениях в имплантированных слоях. Рассчитанные из спектров КРС напряжения составляют 2,25 ГПа для кремния, имплантированного ионами (Sb+In), и 500 МПа для кремния, имплантированного ионами (Ga+Sb). Отжиг приводит к увеличению интенсивности пика кремния и сдвигу его в коротковолновую область. После отжига на спектрах в области волновых чисел (50 - 300) $см^{-1}$ появляются новые пики, подтверждающие формирование нанокристаллов InAs, GaSb и InSb в имплантированных слоях. Для кремния, имплантированного ионами (Ga+Sb), обнаружены характеристические пики кристаллической сурьмы при 112 и 148 $см^{-1}$.

Литература

1. F. Komarov *et al.* Nuclear Instruments and Methods in Physics Research, **B 266**, 3557 (2008).
2. F. Komarov *et al.* Phys. Status Solidi A, **209**, 148 (2012).

Синхротронные исследования многослойных нанопериодических структур Si/Mo/Si...c-Si

Домашевская Э.П.[1)], Коюда Д.А.[1)], Турищев С.Ю.[1)], Терехов В.А.[1)], Нестеров Д.Н.[1)], Першин Ю.П.[2)]

fizzdi@mail.ru
[1)]Воронежский государственный университет, г. Воронеж, Россия
[2)]Харьковский политехнический институт, г. Харьков, Украина

Представлены результаты изучения электронного строения многослойных нанопериодических структур (МНС) кремний-молибден-кремний методом спектроскопии ближней тонкой структуры края рентгеновского поглощения (XANES - X-ray absorption near edge structure).

Структуры МНС формировались методом магнетронного распыления кремния и молибдена на подложку монокристаллического кремния c-Si (100). Значения толщин Mo в МНС составляли 3.5 - 30 А, в то же время толщина промежуточных нанослоев кремния составляла 40 А и оставалась постоянной во всех изученных структурах.

С использованием синхротронного излучения накопительного кольца SRC (Synchrotron Radiation Center, Университет Висконсин Мэдисон, Стоутон, США) были зарегистрированы спектры XANES вблизи $L_{2,3}$ и К краев кремния, а также в области $L_{2,3}$ края поглощения молибдена. При регистрации $L_{2,3}$ спектров XANES кремния глубина анализа составляла ~ 5 нм. При регистрации $L_{2,3}$ спектров молибдена и К спектров кремния глубина анализа составляла ~ 100 нм. Спектры XANES дают информацию о распределении локальной парциальной плотности состояний вблизи дна зоны проводимости. Преимущество данного метода состоит в его чувствительности к локальному окружению атомов заданного сорта.

Результаты сравнения Si L и Si K спектров XANES МНС с различными толщинами промежуточного слоя молибдена, и эталонных спектров c-Si и a-Si свидетельствуют об аморфной структуре слоев кремния, полученных магнетронным распылением.

Анализ $L_{2,3}$ и К спектров кремния показывает наличие естественного окисла на покрывающем слое кремния МНС. В то же время зарегистрированные искажения тонкой структуры Si $L_{2,3}$ спектров в области главного края поглощения оксида свидетельствуют о значительных изменениях связей кремний-кислород поверхностного оксида кремния.

Анализ XANES Mo $L_{2,3}$ спектров показывает, что молибден не вступает в химическую связь с кислородом при магнетронном распылении и сохраняет металлическое состояние. Однако, в структурах МНС при толщинах слоев Mo вплоть до 20 А зарегистрировано образование силицидной фазы $MoSi_2$, образующейся на гетерофазных межслойных границах Si/Mo/Si в результате твердофазных взаимодействий между слоями кремния и молибдена.

Микроскопические исследования сечения МНС с толщиной слоя Mo 50 А показывают наличие переходных слоев на гетерограницах Si/Mo/Si, достигающих толщины 12 А. Образование фазы $MoSi_2$ наиболее вероятно именно в этих переходных слоях.

Данная работа частично выполнена на The Synchrotron Radiation Center, University Of Wisconsin-Madison, который поддерживается NSF грант No. DMR-0537588.

Особенности формирования пористых структур в золь-гель системах на основе диоксида кремния и оксидов металлов

***Левицкий В.С.*[1)], *Леньшин А.С.*[2)], *Максимов А.И.*[1)], *Мараева Е.В.*[1)], *Мошников В.А.*[1)]**

jenvmar@mail.ru
[1)]Санкт-Петербургский государственный электротехнический университет «ЛЭТИ» им. В.И. Ульянова (Ленина), Санкт-Петербург, Россия
[2)]Воронежский государственный университет, Воронеж, Россия

Металлооксидные пористые композиты являются перспективным типов материалов для формирования каталитических систем, использующихся в химической технологии, медицине, устройствах контроля окружающей среды, водородной энергетике. При этом поверхность, доступная для тех или иных молекул, является одним из ключевых параметров каталитического материала, так как развитость поверхности и наличие большого количества адсорбционных центров являются определяющими факторами, необходимым для эффективной работы катализатора.

Целью представляемой работы является исследование влияния состава и условий формирования материалов золь–гель систем $SiO_2 – SnO_2$ и $SiO_2 – CoO$ на величину удельной поверхности образующихся ксерогелей.

Все исследуемые образцы были получены методом золь-гель технологии. Синтез золей проводился путем смешивания исходных компонентов при комнатной температуре. Порошки ксерогелей для исследования удельной поверхности были приготовлены путем перевода растворов-золей в гели с последующей сушкой при 100 ^oC и термообработкой от 300 до 600 ^oC в течение 1 часа. Затем образцы исследовались с помощью прибора серии Сорби (ЗАО «МЕТА», Новосибирск), и по результатам измерения были получены зависимости удельной поверхности ксерогелей от состава золь-гель системы.

В ходе исследования было установлено, что при малых концентрациях оксида кобальта и олова в композите структура материала определяется в основном кремниевой составляющей. Вклад оксида кобальта и олова в удельную поверхность мал, а высокая удельная площадь поверхности является следствием наличия аморфного пористого диоксида кремния, который наиболее часто формируется в результате золь-гель процессов.

Когда диоксид кремния образует гель, образуется пространственная сетка, в основном состоящая из связей ≡ Si - O - Si ≡. При больших концентрациях кобальта в растворе образуются агломераты, а пространственная сетка, присущая силикатным гелям, практически не образуется, так как цепь ≡ Si - O - Co - завершается ионом кобальта. Образующиеся в растворе фрактальные структуры, содержащие кобальт, в процессе отжига изменяют свои размеры и превращаются в частицы с характерным диаметром около150 нм [1]. Постепенный спад площади поверхности ксерогелей в системе SiO_2 - SnO_2 при высоких концентрациях SnO_2 связан с частичным замещением кремния в силоксановых цепях ≡ Si - O - Si ≡ изовалентным атомом олова [2]. Исследование удельной поверхности методом тепловой десорбции позволяет понять причины, а также величины концентрационных пересыщений, при которых из рентгеноаморфной фазы материалов, полученных золь-гель методом, в результате отжига образуется кристаллическая фаза диоксида олова.

Литература

1. В.С. Левицкий, А.И. Максимов, С.Ю Землякова. Известия государственного электротехнического университета, **9**, 24 (2011).
2. I.E. Gracheva, V.A. Moshnikov, S.S. Karpova and E.V. Maraeva. J. Phys: Conf. Ser, **291,** 012017 (2011).

Наночастицы оксидов металлов, сформированные в микрореакторах пористого кремния

Леньшин А.С. [1)], ***Грачева И.Е.*** [2)], ***Аньчков М.Г.*** [2)], ***Мошников В.А.*** [2)]

lenshinas@mail.ru
[1)]Воронежский государственный университет, Воронеж, Россия
[2)]Санкт-Петербургский государственный электротехнический университет, Санкт-Петербург, Россия

В настоящее время большое число работ в области материаловедения посвящено исследованию способов формирования и улучшения свойств материалов для функциональной наноэлектроники и мультисенсорных систем. В связи с непрерывной угрозой загрязнения окружающей среды существует острая необходимость создания новых миниатюрных и надежных газочувствительных сенсоров. Создание газочувствительных композитных материалов с высокой чувствительностью и селективностью и их совмещение с традиционной кремниевой технологией является также актуальной задачей для неинвазивной медицинской экспресс диагностики. В качестве химического метода создания таких материалов может быть использован золь-гель синтез. Определяющим фактором при синтезе газочувствительных сенсорных материалов является развитость поверхности, достигаемая путем создания наноструктур, имеющих большую площадь поверхности. Самостоятельный интерес представляют технологические приемы формирование наночастиц металлооксидов в пористых реакторах. Такие реакторы могут быть созданы методами методами электрохимического травления, например кремния. Цель данной работы – исследование особенностей формирования наноструктурированных материалов на основе оксидов олова, железа и никеля, полученных золь-гель методом на подложках пористого кремния и сравнение их сенсорных характеристик с характеристиками металлоксидных пленок, полученных на подложках монокристаллического кремния.

Исследования морфологии пленочных наноструктур проводились с применением «полуконтактной» колебательной методики атомно-силовой микроскопии (АСМ) с помощью нанолаборатории Ntegra Terma. Анализ АСМ изображений исходных подложек пористого кремния показал наличие в нем крупных пор диаметром около 200 нм, проникающих на значительную глубину образца. На поверхности были выявлены мелкие неоднородности рельефа, островки диаметром до 200 нм, появляющиеся в результате расстравливания и переосаждения элементарного кремния в процессе электрохимического травления монокристаллических пластин с последующим окислением пористого слоя на воздухе. Показано, что после осаждения металлооксидных пленок на пористый слой поверхность образцов становится более текстурированной. На поверхности образцов выявлено большое количество наноразмерных гранул (менее 100 нм), состоящих из оксидов металлов, и крупных пор, что свидетельствует об островковом характере нанесенной композитной пленки и возможном проникновении металлов вглубь пор. Изучение электрических свойств наноматериалов проводили методом спектроскопии импеданса в диапазоне частот от 1 Гц до 0,5 МГц в атмосфере воздуха и в присутствии восстанавливающих газов-реагентов. Для описания резистивно-емкостных свойств нанокомпозиционных материалов в эквивалентной схеме использовался элемент постоянной фазы. Анализ экспериментальных результатов позволяет сделать вывод о том, что в условиях изменения газовой среды можно управлять импедансным откликом путем наложения на систему сенсорных структур возмущающего воздействия с переменной частотой, что раскрывает новые перспективы для увеличения чувствительности и селективности мультисенсорных систем типа «электронный нос».

Работа проводилась в рамках реализации ФЦП "Научные и научно-педагогические кадры инновационной России" на 2009 - 2013 годы при выполнении государственного контракта П1249 от 07.06.2010.

Изучение структуры и оптических свойств n/+p - многослойного макропористого кремния

Леньшин А.С. [1)], ***Кашкаров В.М.*** [1)], ***Середин П.В.*** [1)], ***Агапов Б.Л.*** [1)], ***Минаков Д.А.*** [1)], ***Домашевская Э.П.*** [1)], ***Ратников В.В.*** [2)], ***Сорокин Л.М.*** [2)]

lenshinas@ phys.vsu.ru
[1)]Воронежский государственный университет, Воронеж, Россия
[2)]Физико-технический институт имени А.Ф.Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия

Известны два основных подхода к формированию многослойных структур на основе пористого кремния, связанные, с изменением пористости в различных слоях. В первом подходе используется изменение плотности тока в процессе травления при достижении определенной толщины пористого слоя. Второй подход основан на изменении степени легирования подложки с глубиной. Первый подход более удобен в применении, зато второй обеспечивает более резкие границы между отдельными слоями, при условии, что такие слои с разной степенью легирования получены методом эпитаксии. Подобные структуры могут быть использованы для создания интерференционных зеркал или многослойных оптических фильтров.

Методами растровой электронной микроскопии, ИК-спектроскопии, и многокристальной рентгеновской дифрактометрии исследованы морфология и состав многослойного макропористого кремния, а также влияние естественного старения на его микроструктуру.

Образцы получены методом двухстороннего анодного травления пластин n – Si(111) со слоем p^+- Si на одной из сторон. Найдено существенное отличие микроструктуры с обеих сторон образцов. Методом РЭМ в p+ ПК слое найдены крупные поры диаметром до 500 нм, n – ПК слой сильно разупорядочен, с частичным отслаиванием его фрагментов. Регистрируемая фотолюминесценция (ФЛ) пористого кремния, при возбуждении лазером с длиной волны 375 нм, различается по положению пика и ширине полосы люминесценции для p+ и n –слоя и характерна для кремния и кремниевых наноструктур с кристаллами (кластерами) 2.5 ÷ 3 нм соответственно.

Присутствие в p^+ - слое более мелких нанокристаллов (кластеров) объясняется меньшим сопротивлением данного слоя по сравнению с подложкой и, как следствие, более равномерным выходом ионов кремния при травлении. При старении в течение 4.5 месяцев наблюдался дрейф дифракционного пика ПК от пика подложки на $\delta\theta$ = - 42 угл сек и - 450 угл сек для n – Si и p^+- Si пористых слоев соответственно. Результаты анализа ИК-спектров пропускания пористого кремния со стороны n-слоя и p+-слоя согласуются с данными по дифракции и показывают присутствие в данных образцах большого количества различных связей кремний-кислород (полоса 950-1250 $см^{-1}$), при этом со стороны p+-слоя наблюдается размытие данной полосы, что может говорить о большей степени разупорядочения поверхности по сравнению с обратной стороной, где наблюдаются выраженные особенности в области 1050 $см^{-1}$ и 1170 $см^{-1}$, соответствующие TO и LO колебаниям связей Si-O-Si. Также наблюдается особенности в области 620 $см^{-1}$ и 880 $см^{-1}$, характерные для связей Si-Si и Si-H.

Работа выполнена в рамках ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009-2013 годы.

Характеризация кремниевых гетероструктур нанопор Si-Si методами электрофизики и катодолюминесценции

Горбанюк Т.И.[1)], Литовченко В.Г.[1)], Солнцев В.С.[1)], Заморянская М.В.[2)]

tatyanagor@mail.ru
[1)]Институт физики полупроводников им. В.Е. Лашкарева НАН Украины, Киев, Украина
[2)]Физико-технический институт имени А.Ф.Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия

Важным преимуществом кремния (основного материала микроэлектроники) является то, что он может быть получен в весьма различных модификациях: кристаллической, нанокристаллической, аморфной, пористой, каждая из которых обладает набором характерных отличительных свойств. Другим его достоинством является совместимость с современными технологическими процессами, как, например, с кремниевой планарной технологией в разных ее модификациях.

В данной работе проведены исследования некоторых электрофизических и люминесцентных свойств слоистых полупроводниковых структур, содержащих пористую модификацию кремния с встроенными нанокластерами палладия, меди и их окислов (PdO_x, CuO_x). Исследования были проведены с помощью экспериментальных методов, фотолюминесценции (ФЛ), вольт-амперных (ВАХ), вольт-фарадных (ВФХ) и характеристик локальной катодолюминесценции (КЛ).

Для формирования данных структур была использована послойная технология. Пористый слой кремния выращивался на поверхности Si подложки 7,5 Ом×см (100) методом электрохимического травления в растворе 48%HF - C_2H_5OH в диапазоне концентраций 20-40% при плотности тока в ячейке 10-30 мА/см^2. Толщина пористого слоя составляла 1-10 мкм. Затем методом магнетронного распыления металлических мишеней (Pd или Cu) чистотой 99,999% в Ar плазме формировали тонкую пленку металла (~20 нм) на поверхности пористого кремния. После чего, проводились термические обработки в диапазоне температур 150 – 600ºС в атмосфере искусственного осушенного вордуха (29%O_2 и 80%N_2), что приводит к формированию встроенных нанокластеров PdO_x и CuO_x в матрице пористого Si. Исследовались механизмы протекания тока и емкостные характеристики. Показано, что распределение кластеров CuO и CuO_2 в матрице пористого кремния приводит к формированию цепочки p-n переходов.

Состав (содержание металлических кластеров) было определено методом рентгеноспектрального микроанализа. Морфология поверхности образцов исследовалась методами растровой электронной и атомной силовой микроскопией.

Анализ спектров КЛ на описанных образцах позволит рассчитать такие физические параметры как длина диффузии носителей в пористом и объемном кремнии, время жизни и скорость рекомбинации.

О размерной зависимости модуля упругости нанокристалла кремния

Магомедов М.Н.[1)]

mahmag4@ mail.ru
[1)]ФГБУН Институт проблем геотермии Дагестанского НЦ РАН, г. Махачкала, Россия

Методом, разработанным в [1], изучена зависимость изотермического модуля упругости (B) от размера и формы поверхности нанокристалла кремния при различных температурах (T). Показано, что если число атомов (N) в системе не изменяется, то давление (P) в системе и функцию B можно представить в виде разности двух членов:

$$P = -\left[\frac{\partial(F/N)}{\partial v}\right]_{T,N} = -\left[\frac{\partial(F/N)_{\text{in}}}{\partial v}\right]_{T,N=\infty} - \left[\frac{\partial(\sigma\Sigma/N)}{\partial v}\right]_{T,N} = P_{\text{in}} - P_{\text{sf}}, \qquad (1)$$

$$B = -v\left(\frac{\partial P}{\partial v}\right)_{N,T} = -v\left(\frac{\partial P_{\text{in}}}{\partial v}\right)_{N,T} + v\left(\frac{\partial P_{\text{sf}}}{\partial v}\right)_{N,T} = B_{\text{in}} - B_{\text{sf}} \qquad , (2)$$

где $v = V/N$ – удельный объем, σ – удельная (на единицу площади) поверхностная свободная энергия, Σ – площадь поверхности, P_{in} и B_{in} – это вклады в давление и в модуль упругости от объемного члена в удельной свободной энергии (F/N), P_{sf} и B_{sf} – это вклады в давление и в модуль упругости, возникающие при учете поверхностного члена в выражении для удельной свободной энергии. Вектор поверхностного давления (P_{sf}) противоположен вектору объемного давления (P_{in}), поэтому при $P_{\text{sf}} > 0$ поверхностное давление сжимает систему.

Используя модель нанокристалла в виде прямоугольного параллелепипеда с варьируемой формой поверхности, и полученные на основе данной модели в [2, 3] выражения для σ и Δ_p, изучено поведение функций P_{sf} и B_{sf} при различных температурах. Учтя, что P_{sf} действует и на объем нанокристалла, для модуля упругости получено:

$$B = B(0)_{\text{in}} + \left(\frac{\partial B}{\partial P}\right)_{\text{in}} P_{ls}(1-\Delta_p) - \left(\frac{ab}{6}\right)P_{ls}\left[1+\lambda(N)\right] \qquad . (3)$$

Здесь $B(0)_{\text{in}}$ – модуль упругости массивного ($N = \infty$) кристалла при $P_{\text{in}} = 0$, $\lambda(N)$ – параметр, a и b – параметры парного межатомного потенциала Ми-Леннарда-Джонса: $\varphi(r) = [D/(b-a)][a(r_o/r)^b - b(r_o/r)^a]$, где D и r_o – глубина и координата минимума потенциала, $b > a$.

Конкретные расчеты были проведены для кремния: $r_o = 0.2351$ nm, $D/k_b = 2.32$ eV = 26921.28 K, $b = 4$, $a = 2.48$, $(\partial B/\partial P)_{\text{in}} = 4.16$, $\lambda(N) << 1$, где k_b – постоянная Больцмана. Показано, что для Si функция $1 - \Delta_p$ при высоких температурах ($T >> \Theta$) близка к нулю, а при понижении температуры она увеличивается, но даже при $T = 0$ K имеем: $1 - \Delta_p < 1$.

Таким образом, модуль упругости уменьшается при изоморфном (т.е. при одинаковой форме) уменьшении числа атомов в нанокристалле, либо при изомерной (т.е. при постоянном N) деформации формы нанокристалла от наиболее энергетически устойчивой формы (в данном случае прямоугольного параллелепипеда – от формы куба). Это обусловлено ростом давления Лапласа при уменьшении размера или при деформации формы нанокристалла. Причем, при высоких температурах $B(N)$ уменьшается с уменьшением N заметнее, чем при низких T. Это связано с тем, что с ростом температуры поверхностное давление: $P_{ls}(1 - \Delta_p)$, уменьшается заметнее, чем уменьшается давление Лапласа: P_{ls} .

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 10–02–00085-а).

Литература

1. М.Н. Магомедов. Поверхность. Рентген., синхротр., и нейтрон. исслед. (1), 99 (2012).
2. М.Н. Магомедов. ФТТ, 52(6), 1206 (2010).
3. М.Н. Магомедов. Поверхность. Рентген., синхротр., и нейтрон. исслед. (7), 104 (2011).

Модель разделения фаз при отжиге слоев нестехиометрического оксида кремния

Зайцев Н.А.[1)], Матюшкин И.В.[1)], Коробов С.В.[1)]

imatyushkin@sitronics.com
[1)]ОАО «НИИ молекулярной электроники»

Одним из перспективных направлением создания светоизлучающих элементов является разработка МОП светодиодов, в которых в качестве окисла используется композиционный материал Si/SiO_2, представляющий собой аморфную матрицу SiO_2 с внедренной в нее нанокристаллами Si (nc-Si). Наиболее распространенные [1] методы формирования стабильных светоизлучающих nc-Si, окруженных матрицей SiO_2, можно отнести: окисление пористого кремния; отжиг толстых слоев SiO_x ($x<2$), полученных с помощью методов осаждения (в вакууме) или ионной имплантацией.

Объектом моделирования нами рассматривался слой нестехиометрического оксида, который разделяется в модели на малые микрообъемы, обладающих определенным отношением атомов. В процессе отжига, который проводится при температурах от 900 до 1100^0C в течение 30-40 минут, за счет облегчения диффузионных процессов происходит сепарация фаз. Клеточные автоматы (КА) уже нашли широкое применение как инструмент для моделирования процессов разделения фаз, процессов самоорганизации и кристаллизации, процессов диффузии и перемешивания веществ (например, автомат Ооно-Кохмото или блочный автомат Марголуса [2]) и т.д. Использование КА-моделей позволяет учитывать локальную гетерогенность среды.

Состояние клетки описывается тремя вещественными величинами, отвечающими содержанию атомов кремния (x), кислорода (y) и пустого пространства (z) в её объеме (в условных шт., выражаемых натуральным числом, а также логической переменной $\delta=\{0,1,2\}$. Мы приписываем каждой клетке значение «энергии», зависящее от ее состояния. Это значение состоит из трех частей: а) внутренней, с двумя минимумами для чистого кремния ($y=0$) и чистого диоксида кремния ($2x=y$); б) энергией деформации механического толка; в) поверхностной энергии. Вероятность переноса вещества между ячейками обуславливается сравнением «энергии» по закону, напоминающему формулу Ферми-Дирака.

В процессе моделирования нашего КА использовалась созданная авторами программа SoftCAM [3], универсальное средство исследования и проектирования клеточно-автоматных моделей. Средствами SoftCAM мы можем независимо разрабатывать, используя синтаксис языка C++, правила переходов, вводить дополнительные состояния клеточного автомата, задавать алгоритм поиска соседей и т.д.

В ходе моделировании были получены данные, которые представлены в таблице 1 и на рис.1, которые с учетом погрешностей подтверждаются экспериментальными результатами [4].

Литература

1. О. Н. Горшков, Д. И. Тетельбаум, А. Н. Михайлов. Наноразмерные частицы кремния и германия в оксидных диэлектриках. Формирование, свойства, применение (Нижний Новгород, 2007) с.223.
2. В.К. Ванаг УФН, **169**, 481 (1999).
3. И.В. Матюшкин, С.В. Коробов Известия ВУЗов. Электроника, **92**, 39 (2011)
4. B. Garrido Fernandez. J. Appl. Phys., **91**, 798 (2002)

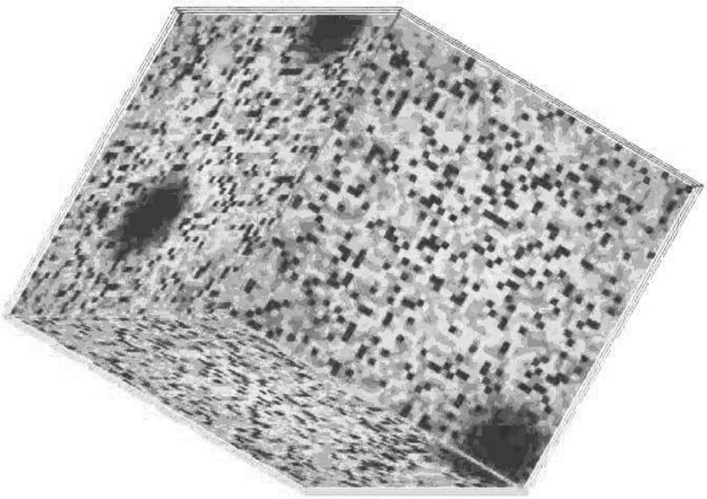


Рис. 1. Визуализация процесса формирования nc-Si в слое нестехиометрического оксида кремния SiO_x. Темным цветом показаны ячейки с преобладанием кремния.

Время отжига, мин	Радиус НК кремния, нм (усредненное значение)	Радиус НК кремния, нм по данным [4]
5	0.66	0.69
10	1.05	1.1
15	1.46	1.4
20	1.73	1.6
25	1.88	1.7
30	1.97	2.0
35	2.16	2.3
40	2.31	2.4
45	2.45	2.6
50	2.56	2.6
55	2.65	2.7
60	2.75	2,8

Таблица 1. Зависимости радиуса nc-Si от времени моделирования (x=1.1, T=1150^{0}C)

Математическое моделирование процесса экструзии композиционного материала на основе карбида кремния

Меженный М.В. [1)], ***Освенский В.Б.*** [2)], ***Простомолотов А.И.*** [3)]

mvmezh@rambler.ru
[1)]Институт химических проблем микроэлектроники, Москва, Россия
[2)]ОАО «Гиредмет», Москва, Россия
[3)]Учреждение Российской академии наук Институт проблем механики им. А.Ю. Ишлинского РАН, Москва, Россия

Для процесса экструзии композиционного материала AA6082, содержащего 25% карбида кремния предложена математическая модель и на её основе рассмотрены основные особенности напряженно-деформированного состояния получаемого материала.

Процесс экструзии состоит в том, что спрессованная из порошка цилиндрическая заготовка выдавливается через фильеру согласно схеме процесса, показанной на Рис. 1а. Согласно этой схеме задаются геометрические параметры: D– диаметр и L - длина обрабатываемой заготовки, θ – угол скругления фильеры, l – длина и d - диаметр цилиндрической части на выходе из фильеры. Задается также скорость пресса: V. Параметр D^2/d^2 характеризует эффективность процесса и называется экструзионным отношением.

Расчетная модель основана на совместном использовании приближений упругого и пластического тела согласно основным положениям теории упругости и пластичности **[1]**. Термические напряжения в материале не учитываются. Физико-механические параметры материала: E=70 ГПа - модуль Юнга, ν=0.3 - коэффициент Пуассона, σ_o=130 МПа - критическое напряжение перехода из упругого в пластическое состояние. Учитывается трение образца и фильеры.

Численная методика использует конечно-элементную аппроксимацию на лагранжевой сетке, которая меняется во времени с изменением формы образца (Рис. 1б). Для корректного расчета применяется адаптивная генерация сеточных узлов в зонах больших напряжений и деформаций образца. В расчетах использован комплекс программ Crystmo/Marc [2].

Изучены основные особенности напряженно-деформированного состояния получаемого материала на разных стадиях процесса экструзии. Приводится сравнение полученных результатов с данными зарубежных исследователей [3].

Литература

1. Дж. К. Егер. *Упругость, прочность и текучесть*. (М., Машгиз, 1961) 170 с.
2. А.И. Простомолотов и др. Программы для ЭВМ, RU ОБПБТ. **4** (69), 110 (2009).
3. S. Suranuutchai, P. Kritboonyarit. *Proc. conf. "TISD2006"* (Khon Kaen Univ., Thailand, 2006), p. 316.

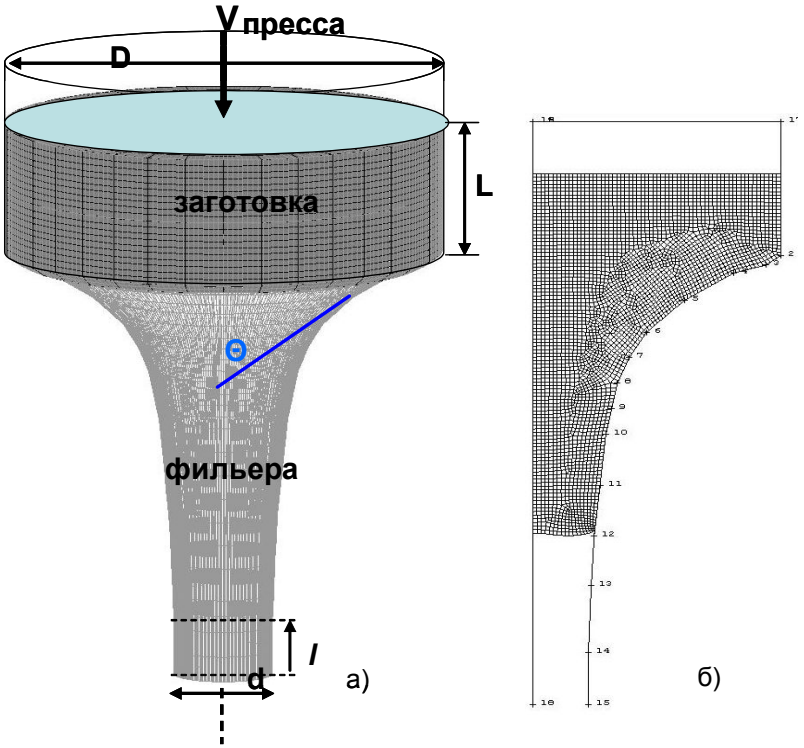


Рис. 1. Схема процесса экструзии (а) и адаптивная лагранжевая сетка на промежуточной стадии процесса экструзии, учитывающая особенности формования материла (б).

Оптимальные режимы ионной имплантации и отжига для получения наноструктур на основе Si

Мирджалилова М.А. [1)], ***Умирзаков Б.Е.*** [1)], ***Холиков Ю.Д.*** [1)], ***Муродкабилов Д.М.*** [1)]

xurshid@pochta.ru
[1)]Ташкентский государственный технический университет, Ташкент, Узбекистан

Ранее нами методом ионной имплантации и отжига получены нанопленки и нанокристаллы силицидов металлов на основе Si [1 – 2]. На основе анализа полученных результатов:

- Показано, что при имплантации ионов активных металлов в ионно-легированных участках содержатся соединения типа $BaSi_2$, BaSi и избыточные атомы металла. Постимплантационный отжиг приводит к образованию соединений типа $MeSi_2$ (Me – Ba, Na, Co, Ni). В частности, нанокристаллы $CoSi_2$/Si (100) с диаметром 15 – 20 нм и толщиной 4 – 5 нм образовались после прогрева Si, имплантированного ионами Co с E_0 = 1 кэВ и дозе D = 10^{15} $см^{-2}$ при T = 1000 K в течении 25 – 30 мин.
- Анализ нанокристаллов и нанопленок $MeSi_2$ на кремнии, полученных при различных режимах ионной имплантации и последующего отжига (лазерный и температурный), показывают, что их элементный и химический состав, структура и свойства нанокристаллов и нанопленок критическим образом зависит от типа, энергии и дозы ионов и от используемого отжига.
- Определены размеры, состав и структура отдельной кластерной фазы и динамика изменения их при прогреве. Кластерные фазы были аморфными, имели форму близкую к окружности с диаметром до 20 – 25 нм состоящих из четырех кольцевидных областей с разным содержанием легирующего металла. После прогрева образовались эпитаксиальные нанокристаллы с размерами 15 – 20 нм, состоящие из двух или трех кольцевидных областей.

С практической точки зрения крайне важно определение оптимальных режимов получения новых многокомпонентных тонких пленок и многослойных МДП, ПДП – структур, а также выяснение стабильности их состава, структуры и свойств к длительным внешним воздействиям (прогрев, электронная бомбардировка, остаточные газы в приборе, выдержка в атмосфере воздуха). В качестве примера в таблице приведены оптимальные режимы получения нанопленок типа MeSi2/Si. В таблице дается анализ полученных в работе результатов.

Литература

1. Д.А. Ташмухамедова, Б.Е. Умирзаков, Э.У. Балтаев. Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования, **8**, 101 (2003).
2. D.A. Tashmukhamedova, B.E. Umirzakov, M.A. Mirzhalilova. Bulletin of the Russian Academy of Sciences. Physics, **68** (3), 483 (2004).

Режимы ионной имплантации и отжига для получения сплошных пленок $MeSi_2/Si$

Ионы	E_0, кэВ	D, $см^{-2}$	Оптимальный температурный и лазерный отжиг		Силицид		Топография поверхности	Ширина переход-ного слоя
			T, K	W(Дж·$см^{-2}$)+$T^{/}$(K)	тип	d, Å		
Ba	0,5	$2\cdot10^{16}$	1100	2+1100	$BaSi_2$	20-30	спл., н.ф.	30 – 40
	3	$4\cdot10^{16}$	1200	2+1100		40-50	спл., н.ф.	50 – 60
	5	$6\cdot10^{16}$	1200	2+1200		50-60	спл., н.ф.	70 – 80
Na	0,5	$4\cdot10^{16}$	1000	1,7+900	$NaSi_2$	25-30	спл., н.ф.	–
	1	$4\cdot10^{16}$	1000	1,7+900		30-35	–	50 – 60
	3	$6\cdot10^{16}$	1100	1,9+1000		50-60	–	60 – 80
Co	1	$2\cdot10^{16}$	1000	1,8+1000	$CoSi_2$	35-40	спл., н.ф.	50 – 60

Влияние пространственной упорядоченности на оптические свойства слоёв сферических частиц кремния с размерами порядка длины волны

***Лойко В.А.*[1)], *Мискевич А.А.*[1)]**

loiko@dragon.bas-net.by
[1)]Институт физики им. Б. И. Степанова НАН Беларуси, Минск, Беларусь

Кремний является одним из наиболее используемых материалов для создания солнечных элементов (СЭ) ввиду его доступности, нетоксичности, относительной дешевизне и т.д. Однако, так как он является непрямозонным полупроводником (ПП), поглощение им кванта света с переходом электрона из валентной зоны в зону проводимости затруднено. Один из способов увеличения поглощения излучения кремнием – создание на его основе дисперсной структуры частиц. Известно, что в пространственно упорядоченной структуре поглощающих частиц в областях резонансов пропускания и отражения, обусловленных упорядоченностью, возрастает поглощение излучения за счёт его локализации [1] в структуре. Одним из способов нахождения параметров структуры, при которых реализуется данная локализация, является расчёт коэффициентов когерентного пропускания T_c и отражения R_c монослоёв сферических частиц с разным типом и степенью упорядоченности в квазикристаллическом приближении (ККП) теории многократного рассеяния волн. В работе [2] был предложен метод расчёта T_c и R_c монослоёв монодисперсных сферических частиц с треугольной, квадратной и гексагональной упаковкой.

В представляемой работе в ККП рассчитаны T_c и R_c пространственно упорядоченных монослоёв монодисперсных сферических частиц кристаллического кремния c-Si. Найдены параметры системы, при которых реализуются минимумы направленного пропускания и отражения.

На Рис.1 приведены результаты расчёта суммы коэффициентов когерентного пропускания и отражения T_c+R_c монослоя монодисперсных сферических частиц кристаллического кремния c-Si в зависимости от диаметра частиц и длины волны падающего излучения. Как видно из Рис.1, количество и глубина минимумов T_c+R_c для сильно упорядоченного монослоя с треугольной упаковкой частиц больше, чем для частично упорядоченного монослоя. Соответственно, в областях минимумов T_c+R_c увеличивается поглощение и диффузное рассеяние света. Таким образом, при создании многослойной структуры, состоящей из упорядоченных монослоёв частиц с размерами, соответствующими минимумам T_c+R_c в разных областях спектра, можно получить систему, поглощение излучения которой будет больше поглощения системы, состоящей из частично упорядоченных монослоёв аналогичных частиц.

Полученные результаты могут быть использованы при создании дисперсных тонкоплёночных солнечных элементов.

Литература

1. Ch. Lin, M.L. Povinelli. Opt. Exp., **17**, 19371 (2009).
2. А.А. Мискевич, В.А. Лойко, ЖЭТФ, **140**, 5 (2011).

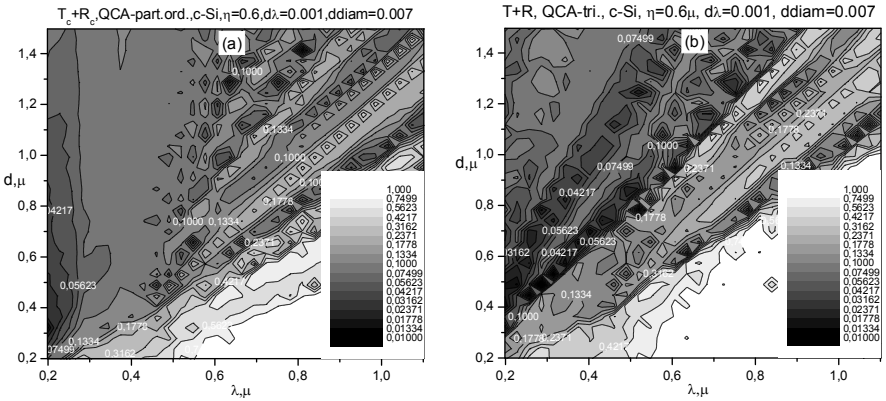


Рис. 1. Контурная карта зависимости суммы коэффициентов когерентного пропускания и отражения T_c+R_c монослоя монодисперсных сферических частиц кристаллического кремния c-Si от диаметра частиц и длины падающей волны. (a)-частично упорядоченный монослой, (b)- монослой с треугольной упаковкой частиц. Коэффициент заполнения монослоёв (отношение площади проекций частиц на плоскость слоя к площади слоя, на которой они расположены) η=0.6.

Формирование наночастиц кремния при электрическом разряде в жидкостях

Тарасенко Н.В.[1)], Марданиан М.М.[1)], Невар Е.А.[1)], Недельк о М.И.[1)]

a.nevar@ifanbel.bas-net.by
[1)]Институт физики им. Б.И. Степанова НАН Беларуси, Минск, Беларусь

Наночастицы кремния, обладающие люминесценцией в видимой области спектра, являются перспективным материалом для создания источников света, солнечных элементов, медицинских препаратов для фотодинамической терапии и т.д. Одной из трудностей на пути широкого применения наночастиц Si является отсутствие простого и дешевого способа их получения.

В настоящей работе обсуждаются возможности электрического разряда в жидкости для формирования наноразмерных частиц кремния. Достоинством электроразрядного метода синтеза наночастиц является возможность регулирования параметров конечных продуктов путем вариации режимов разряда, достаточно высокая производительность с возможностью масштабирования процесса синтеза [1].

Искровой разряд создавался между двумя кремниевыми электродами, погруженными в жидкость (дистиллированная вода, этанол, 0.28 М водный раствор глюкозы).

Первичный контроль формируемых наночастиц осуществлялся путем регистрации КР и ИК спектров, спектров поглощения и люминесценции. Оптические спектры поглощения синтезированных коллоидных растворов приведены на рис.1. Спектроскопия комбинационного рассеяния (рис. 2) подтверждает наличие частиц кремния в растворе. Наблюдаемый при этом сдвиг положения максимума комбинационного рассеяния наночастиц относительно пика массивного образца позволил оценить размер синтезируемых частиц (~10 нм) [2]. Это значение достаточно хорошо согласуется со средним размером частиц, оцененным по результатам ПЭМ исследований (~25 нм). Рентгеноструктурные исследования (рис. 3) показали, что синтезированные в воде наночастицы на 85 % состоят из кремния кубической структуры и на 15 % из оксида кремния SiO_2 моноклинной структуры. В случае использования в качестве рабочей жидкости этанола состав образца 95 % кремния и 5 % карбида кремния Si_5C_3.

Литература

1. V.S. Burakov et al. J. Appl. Spectr., **75** (1), 114 (2008).
2. S. Yang et al. J. Phys. Chem., **113** (44), 19091 (2009).

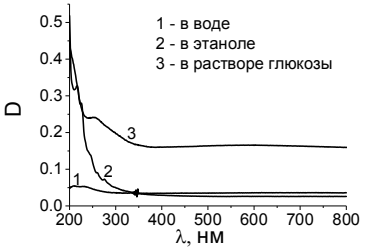


Рис. 1. Спектры оптического поглощения наночастиц кремния.

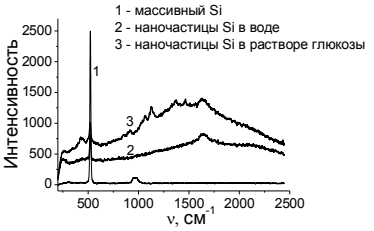


Рис. 2. Спектры комбинационного рассеяния наночастиц кремния.

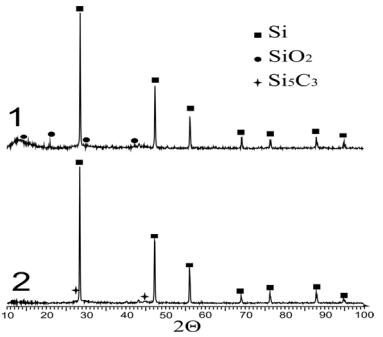


Рис. 3. Дифрактограммы порошков кремния, синтезированных в воде (1) и этаноле (2).

Особенности электронного строения и взаимодействия с излучением нанометрового диапазона структур типа кремний-на-изоляторе

***Нестеров Д.Н.*[1)], *Терехов В.А.*[1)], *Домашевская Э.П.*[1)], *Турищев С.Ю.*[1)], *Камаев Г.Н.*[2)]**

ftt@phys.vsu.ru
[1)]Воронежский государственный университет, г. Воронеж, Россия
[2)]Институт физики полупроводников СО РАН, г. Новосибирск, Россия

Методами ультрамягкой рентгеновской спектроскопии поглощения и эмиссии и рентгеновской дифракции проведено исследование структур типа кремний-на-изоляторе (КНИ) как с растянутым слоем кремния, так и с нормальным.

С использованием синхротронного излучения накопительного кольца SRC (Synchrotron Radiation Center, Университет Висконсин Мэдисон, Стоутон, США) были зарегистрированы спектры ближней тонкой структуры края рентгеновского поглощения XANES (X-ray absorption near edge structure) вблизи $L_{2,3}$ края кремния. На лабораторном приборе РСМ-500 были зарегистрированы ультрамягкие рентгеновские спектры Si $L_{2,3}$ эмиссионные спектры USXES (Ultrasoft X-ray emission spectra). Также были получены данные о параметрах решетки кремния методом рентгеновской дифракции на лабораторном приборе ДРОН-4-07 с кобальтовым анодом.

При регистрации спектров XANES аппаратурное уширение составляло 0,05 эВ, глубина анализа ~ 5 нм. При регистрации спектров USXES аппаратурное уширение было около 0,2 эВ, глубина анализа ~ 60 нм. Спектры XANES дают информацию о распределении локальной парциальной плотности состояний вблизи дна зоны проводимости, в то время как спектры USXES дают ту же информацию вблизи потолка валентной зоны.

Для растянутого кремния рентгеновская дифракция показала уменьшение параметра решетки в направлении перпендикулярном плоскости подложки, а рентгеновская эмиссионная спектроскопия по расстоянию между максимумами плотности состояний L_2 и L_1 в валентной зоне обнаруживает растяжение слоя кремния в латеральном направлении.

Синхротронные исследования тонкой структуры Si $L_{2,3}$ – спектра поглощения (XANES) выше края E_c показали, что в случае растянутого кремния наблюдается небольшой сдвиг в сторону больших энергий связи первых от E_c особенностей плотности состояний (точки Δ и L_1) в зоне проводимости. Ранее такой сдвиг наблюдался в напряженных структурах $Si/Si_{1-x}Ge_x$. [1] Кроме того, в случае растянутого кремния нами впервые обнаружен «хвост» плотности состояний ниже E_c, простирающийся вглубь запрещенной зоны.

Синхротронные исследования КНИ – структур при углах скольжения < 21° обнаруживают образование стоячих рентгеновских волн с λ ~ 12 - 20 нм как в случае растянутого слоя кремния [2], так и нормального. При этом изменение угла скольжения на 2° приводит к смене максимума поля на поверхности структуры на минимум интенсивности.

Данная работа выполнена при поддержке федеральной целевой программы “Научные и педагогические кадры инновационной России” на 2009 – 2013 годы. Данная работа частично выполнена на The Synchrotron Radiation Center, University Of Wisconsin-Madison, который поддерживается NSF грант To. DMR-0537588.

Литература

1. C. Euaruksakul, F.J. Himpsel and etc., Phys. Rev. B, **80**, 115323 (2009)
2. Э.П. Домашевская, В.А. Терехов, С.Ю. Турищев, Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования, 2011, **№2**, с. 42-50

Биологическое применение фоточувствительной матрицы дискретных диодов на основе пористого микрокристаллического кремния

Писаренко Г.А. [1)], ***Латухина Н.В.*** [1)]

galina_pisarenko@mail.ru
[1)]Самарский Государственный Университет (кафедра ППЭ и НТ), Самара, Россия

Данная работа посвящена технологии создания фоточувствительной матрицы на основе микрокристаллического и нанокристаллического пористого кремния, которая в дальнейшем может быть использованы в искусственной сетчатке глаза.

Искусственная сетчатка представляет собой матрицу из 5000 дискретных кремниевых диодов, размещенных на пластинке диаметром 2 мм и толщиной 25 мкм [1]. Однако, остается открытым вопрос о временной стабильности подобной структуры и её деградации в естественной биологической среде.

В нашей работе получена матрица вертикальных дискретных фотодиодов со стороной основания тетраэдров не более 10 мкм, на площади 1 кв.мм расположено 10000 отдельных диодов. Структура обладает анизотропией электропроводимости и выдающимися фотоэлектрическими характеристиками, что делает подобные структуры перспективным материалом для разработки искусственной сетчатки глаза. Формирования данной структуры происходило в ходе электролитического травления пластин монокристаллического кремния с готовым мелкозалегающим p-n переходом (0.2-0.5 мкм). Текстурированная поверхность представляла собой четырёхгранные пирамиды с высотой 1,5 – 10 мкм и шириной основания 2 – 15 мкм, с углом при вершине 70,5°. Зарождение пор происходило на микроуглублениях, т.е. на стыках пирамид, в местах наибольшей напряженности электрического поля [2]. При этом мелкие пирамидки растравливаются, образую щелевидные поры в основании более крупных (рисунок 1).

Подобная система обладает хорошими фотоэлектрическими характеристиками, так как поглощение света происходит не только на торцевой поверхности диодов, но и на стенках щелевидных пор, где фотогенерация электронно-дырочных пар происходит вблизи p-n-перехода [3]. Результаты люкс-амперных характеристик представлены на рисунке 2

Травление проходило в водных растворах на основе фторида аммония без использования плавиковой кислоты, что позволяет говорить о возможности применения данной структуры в медицинских целях. Фотоэлектрические характеристики доказали, что образцы, полученные по данной методике, обладают повышенной временной стабильностью по сравнению со структурами, изготовленными в растворах на основе плавиковой кислоты.

Так же в ходе проведённого эксперимента с помещением изготовленных образцов в естественную биологическую среду («слеза натуральная») установлено, что данная структура не теряет в весе и не прибавляет в весе. Фотоэлектрические характеристики образцов, помещённых в биосреду, также сохраняются.

Литература

1. A.Y. Chow et al. // «The Artificial Silicon Retina Microchip for the Treatment of Vision Loss From Retinitis Pigmentosa», Arch.Optalmol/ 2004, V 122(4), P.460 – 469.
2. Н.В. Латухина, Г.А. Писаренко. Вестник СамГУ, 86(5), 118 (2011).
3. Н.В. Латухина, Г.А. Писаренко. Сборник научных трудов МИСиС (Москва, 2010) с. 188-191.

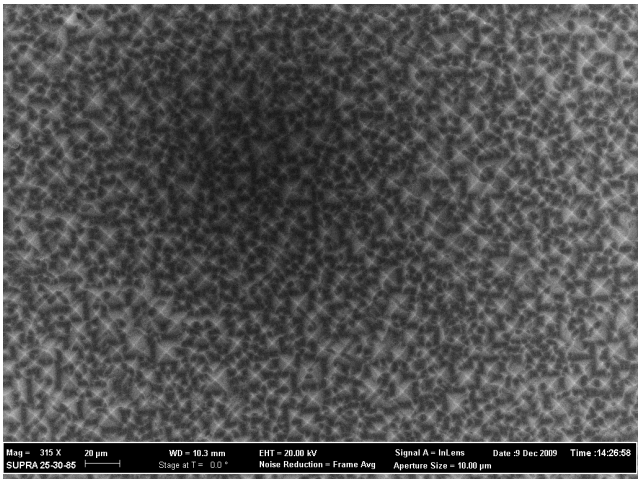


Рис. 1. РЭМ –изображение текстурированной поверхности пластины кремния.

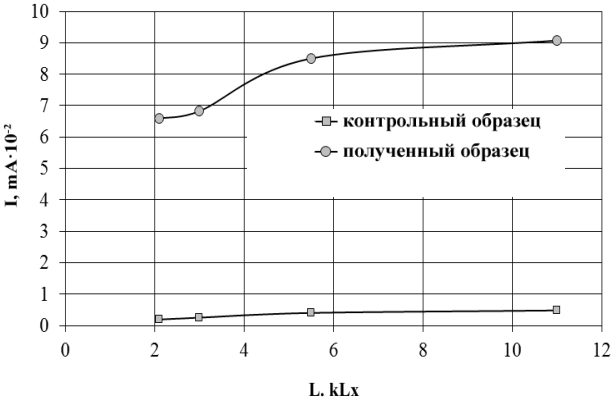


Рис. 2. Люкс-амперные характеристики контрольного образца и образца с пористым кремнием

Резонансное неупругое рассеяние света и люминесценция в коллоидных квантовых точках nc-Si/SiO_2

Полоскин Е.Д. [1)], ***Байрамов Б.Х.*** [1)], ***Топоров В.В.*** [1)], ***Байрамов Ф.Б.*** [1),2)]

Bairamov@mail.ioffe.rul
[1)]Физико-технический институт им. А. Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия
[2)]Санкт-Петербургский Академический университет - научно-образовательный центр нанотехнологий РАН, Санкт-Петербург, Россия

Представлены результаты исследования неупругого рассеяния света пространственно локализованными оптическими фононами и экситонной люминесценции, обусловленной эффектами размерного квантования в ансамбле изолированных квантовых точек (КТ) Si/SiO_2 в диапазоне диаметров 1.2-9 нм.

При селективном резонансном возбуждении спектров вторичного излучения фотонами с энергией 1.96 эВ (632.8 нм), соответствующей нижайшему по энергии оптическому переходу КТ с диаметром 3.06 нм, выявлено резонансное усиление интенсивности комбинационного рассеяния света оптическими фононами и люминесценции электрон-дырочными парами (экситонами), локализованными в квантовых точках. Поскольку возбуждение с использованием достаточно малой плотности мощности возбуждения ~ 1Вт/$см^2$, то реализовывался режим слабой локализации с малой скоростью генерации неравновесных электронов и дырок. Образцы КТ с формой близкой к сферической были синтезированы путем осаждения из коллоидных растворов. Показано, что такой метод даёт возможность получать сверхчистые кристаллические nc-КТ Si/SiO_2 без присутствия аморфной фазы a-Si и вредных химических реагентов. Путем учета реального распределения размера КТ выявлена несостоятельность широко используемой модели трехмерной пространственной локализации оптических фононов в сферических КТ для объяснения полученных экспериментальных данных. В рамках этой модели впервые выполнены расчеты ожидаемых величин частоты и полуширины линий локализованных фононов при различных величинах полуширины линии оптического фонона в объемном монокристалле кремния.

Полученные результаты установили существенное влияние разброса этой величины, существующего по литературным данным, на экспериментально измеряемые спектральные параметры частоты и полуширины линий локализованных фононов в nc-КТ Si/SiO_2. При этом измеренное в данной работе значение естественной ширины линии равно 2.7 $см^{-1}$, что указывает на соответствующее времени жизни 2.0 пс для оптических фононов в кремнии.

Кроме того, обнаружено ранее не наблюдавшееся в низкоразмерных структурах электронное квазиупругое рассеяние света неэкранируемыми флуктуациями плотности локализованных электронов и дырок, характеризующихся неравновесным распределением при комнатной температуре [1-3]. Спектры такого рассеяния расположены в труднодоступном для экспериментальных исследований диапазоне низких частот, непосредственно примыкающих к интенсивной линии релеевского рассеяния света, и центрированной на нулевой частоте.

Работа выполнена в рамках грантов по программе фундаментальных исследований Президиума РАН № 27 «Основы фундаментальных исследований нанотехнологий и наноматериалов» и Корейского Политехнического университета и Государственной программе поддержки ведущих научных школ НШ-3008.2012.2.

Литература

1. F.B. Bayramov et. al. Jap. J. Apll. Phys. **50**, 05FE06 (2011).
2. Б.Х. Байрамов и др. *Комбинационное рассеяние - 80 лет исследований*. (Москва, ФИАН, 2008) с.326.
3. B.H Bairamov et. al. Phys. Stat. Sol. (c) **1**, 2773 (2004).

Температурная зависимость удельного сопротивления пористого кремния сформированного на кремниевых пластинах n^+-типа проводимости

***Редько С.В.*[1)], *Чубенко Е.Б.*[1)], *Клышко А.А.*[1)], *Бондаренко В.П.*[1)], *Прищепа С.Л.*[1)], *Trezza M.*[2)], *Cirillo C.*[2)], *Attanasio C.*[2)]**

ml.redkov@gmail.com
[1)]Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники,
ул. П. Бровки 6, г. Минск 220013, Беларусь
[2)]CNR-SPIN and Dipartimento di Fisica "E.R. Caianiello", Università degli Studi di Salerno, Fisciano (Sa) I-84084, Italy

Для разработки эффективных устройств на основе пористого кремния необходимо обладать полной информацией о его электрофизических свойствах. Известно, что механизмы токопереноса в пористом кремнии отличаются от таковых в объемном кремнии [1]. Наиболее выражено это проявляется на зависимостях удельного сопротивления от температуры. Однако в настоящее время отсутствует достаточное понимание причин, приводящих к таким особенностям транспорта носителей заряда в структурах на основе пористого кремния.

За последние десятилетия был разработан ряд подходов к рассмотрению механизмов токопереноса в пористом кремнии [2-5]. Тем не менее, ни один из них не дает удовлетворительного объяснения зависимости удельного сопротивления от температуры для структур на основе мезопористого кремния.

В настоящей работе получены и проанализированы температурные зависимости сопротивления мезопористого кремния, сформированного на монокристаллических кремниевых пластинах n^+-типа проводимости, в широком диапазоне температур: от 300K до 10K.

На рис.1 представлены типичные зависимости сопротивления объемного кремния n^+-типа и мезопористого кремния на пластинах n^+-типа.

Как видно из рисунка, на кривой зависимости сопротивления пористого кремния от температуры можно выделить две области. В области I ($10K < T < 170K$) сопротивление пористого кремния на четыре порядка выше, чем в области II ($200K < T < 300K$), в которой сопротивление объемного и пористого кремния практически совпадают. Следует также отметить, что увеличение сопротивления пористого кремния происходит в относительно узком диапазоне температуры $170K < T < 200K$.

Мы полагаем, что такое значительное изменение сопротивления связано с перекрытием областей пространственного заряда с уменьшением температуры в кремниевых кристаллитах, образующих скелет пористого кремния. Оценки ширины области пространственного заряда, ее зависимость от температуры и данные о структуре мезопористого кремния во многом подтверждают данную гипотезу.

Исследования выполнялись в рамках задания «Кристаллические и молекулярные структуры 1.13» ГПНИ «Функциональные и машиностроительные материалы, наноматериалы» и задания «Наноматериалы и нанотехнологии 2.4.12» ГПНИ «Функциональные и машиностроительные материалы, наноматериалы».

Литература

1. S.P. Zimin, Semiconductors, **34**, c.353 (2000).
2. M. Ben-Chorin, F. Möller, F. Koch, Phys. Rev. B, **49**, c. 2981 (1994).
3. J. Kocka, A. Fejfar, I. Pelant, Phys. Status Solidi B, **190**, c. 27 (1995).
4. J. Kocka, A. Fejfar, I. Pelant, J. Non-Cryst. Solids, **198-200**, c. 857 (1996).
5. Y. Lubianiker, I. Balberg, Phys. Rev. Lett, **78**, c. 2433 (1997).

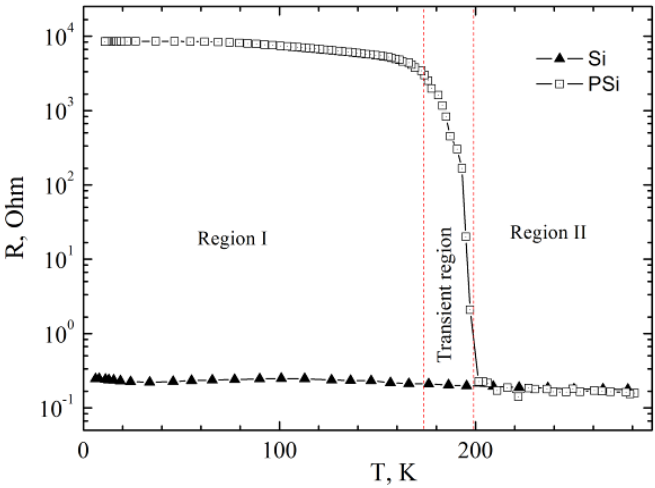


Рис. 1. Зависимость сопротивления объемного кремния n^+-типа и мезопористого кремния, сформированного на кремниевых монокристаллических пластинах n^+-типа, от температуры.

Фоточувствительные гетероструктуры на основе пористого нанокристаллического кремния для ФЭП

***Рогожин А.С.*[1)], *Латухина Н.В.*[1)]**

iiiNamko@yandex.ru
[1)]Самарский Государственный Университет (кафедра ППЭ и НТ), Самара, Россия

Данная работа посвящена технологии создания фоточувствительных структур на основе пористого кремния для фотоприёмников третьего поколения

Главными проблемами солнечной энергетики остаются высокая исходная цена панелей на основе гетероструктур типа A_3B_5 и низкий К.П.Д. ФЭП другого рода. Перспективным направлением повышения эффективности кремниевых ФЭП является переход к многослойным структурам на основе нанокристаллического кремния.

В качестве способа изготовления нанокристаллического кремния предлагается создание на подложке монокристаллического кремния слоя пористого кремния с толщиной 3-5 микрометров и диаметром пор в десятки нанометров. Образование пор происходит в ходе электролитического травления исходной подложки, имеющей текстурированную поверхность, с готовым мелкозалегающим p-n переходом. При исследовании методом растровой электронной микроскопии на стенках образовавшихся пор наблюдается нанокристаллический кремний.

Следует отметить, что такая структура, полученная методом селективного травления, обладает двумя важными достоинствами: она более устойчива к процессам деградации пористого слоя и имеет локальные области с малым удельным сопротивлением (полиэдры), что крайне важно для электрических характеристик фотоэлемента [1]. К тому же нанокристаллическая структура стенок пор приводит к заметному увеличению поглощения света в коротковолновой части спектра. На рисунке 1 представлен график спектральной зависимостью коэффициента отражения текстурированной поверхности кремния первоначально и после получения на нем пористого слоя при нормальном падении света.

Из представленного графика следует значительное уменьшение коэффициента отражения, как в коротковолновой, так и в длинноволновой части спектра на структурах с пористым слоем по сравнению с исходной структурой без пор. Помимо этого структуры с пористым слоем обладают более качественными выпрямляющими характеристиками, имеют больший ток короткого замыкания и напряжение холостого хода [2].

В дальнейшем для расширения области спектральной чувствительности на полученной структуре методом эндотаксии изготавливается слой широкозонного материала SiC [3]. Получаемый в ходе технологических операций образец представляет собой гетероструктуру SiC на por-Si с нитевидными углеродными образованиями. РЭМ-изображение созданной структуры представлено на рисунке 2.

Таким образом, доказана возможность повышения К.П.Д. фотоприемников на основе кремния путем использования данной технологии, так как созданные структуры обладают значительно повышенной фоточувствительностью по сравнению с исходными образцами.

Литература

1. Н.В. Латухина, Г.А. Писаренко. *Вестник СамГУ*, **86**(5), 118 (2011).
2. Н.В. Латухина, А.С. Рогожин. Сборник научных трудов Всероссийской научной школы для молодежи. МИСиС, (Москва, 2010) с. 193.
3. В.И. Чепурнов. Патент №2370851 Способ саморганизующейся эндотаксии моно 3C-SiC на Si подложке. (01.2006).

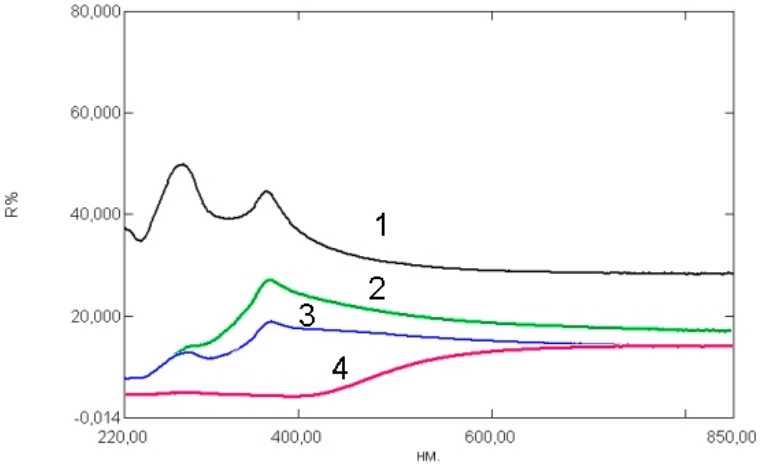


Рис. 1. Спектральная зависимость коэффициента отражения при нормальном падении света: 1-исходная текстурированная поверхность; 2,3,4- текстуриванная поверхность с пористым слоем различной геометрии

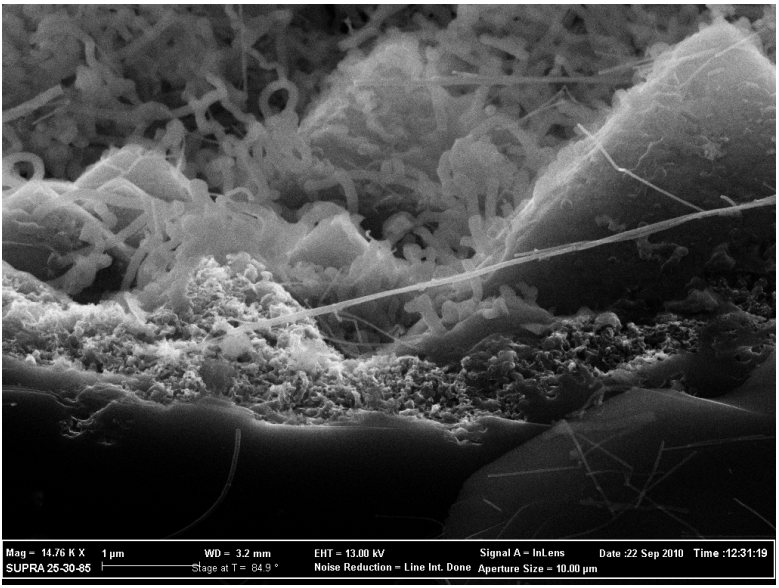


Рис. 2. РЭМ –изображение поверхности гетероструктуры SiC на Si (вид сбоку).

Рентгеновские и синхротронные исследования пористого кремния

Сивков В.Н. [1)], ***Ломов А.А.*** [2)], ***Набатов Б.В.*** [3)], ***Некипелов С.В.*** [4)], ***Петрова О.В.*** [1)], ***Вялых Д.В.*** [5)], ***Молодцов С.Л.*** [6)]

svn@dm.komisc.ru
[1)]Коми научный центр Уральского Отделения РАН, Сыктывкар, Россия.
[2)]Физико-технологический институт РАН, Москва, Россия.
[3)]Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова РАН, Москва, Россия.
[4)]Коми педагогический институт, Сыктывкар, Россия.
[5)]Technische Universitat Dresden, D-01062, Dresden, Germany.
[6)]European XFEL GmbH, Hamburg, D-22761, Germany.

С момента обнаружения в 90-х годах прошлого века при комнатной температуре фото и электролюминистенции (ФЛ) пористого кремния (ПК) [1] начались активные исследования его физико-химических свойств и совершенствование методов синтеза ПК [2]. Не смотря на большое число статей посвященных изучению ПК к настоящему времени нет строгой теории однозначно объясняющей наблюдаемую ФЛ. Однако имеющиеся экспериментальные данные определенно указывают на связь с квантово размерными эффектами в наноструктурах пористого слоя. Поэтому получение достоверной информации об атомной и электронной структуре ПК является актуальной задачей. Традиционным методом получения ПК является метод травления в электролите $HF(49\%):C_2H_5OH(1:1)$. Исследования показали, что применение для анодирования электролита, модифицированного добавлением йода, приводит к формированию люминесцентных слоев ПК на подложках кремния n-типа без применения подсветки и к повышению однородности слоя ПК [4]. Однако химический состав и количественные характеристики ПК формируемого в процессе анодирования с применением йода к настоящему времени не определены.

Настоящая работы посвящена рентгеноструктурным (дифракция, полное внешнее отражение) и рентгеноспектральным (NEXAFS и XPS с использованием излучения Русско-немецкого канала на БЕССИ-II [5]) исследованиям слоев ПК, сформированных на стандартных подложках кремния легированных сурьмой (Si(111)(Sb)КЭС, n-тип, 0.01 Ом·см) и бором (Si(111)(B)КДБ, p-типа, 0.005 Ом·см) методом анодирования в стандартном электролите без и с добавлением 5% раствора йода.

Экспериментальные данные по NEXAFS и XPS демонстрируют отсутствие йода в ПК, наличие покрытии поликристаллического оксида кремния на поверхности ПК с эффективной толщиной в несколько нм и кристаллического чистого Si под ним. Рентгенодифракционные и рефлектометрические исследования показали, что применение йода увеличивает пористость ПК и изменяет градиент деформации в пористом слое с глубиной. В работе проводится комплексный анализ экспериментальных результатов с данными по фотолюминистенции, ИК, оптической спектроскопии и электронной микроскопии.

Работа была выполнена в рамках двухсторонней программы Русско-Германской лаборатории на BESSY II и при финансовой поддержке грантов РФФИ 10-02-00445-а, 10-02-00527-а и 12-02-00088-а.

Авторы выражают благодарность В.А. Караванскому за предоставление образцов для исследований и А.Л. Васильеву за помощь при электронномикроскопических измерениях.

Литература

1. L.M. Cantham. *Appl. Phys. Lett*., **57**, 1046 (1991).
2. G.Korotchenko, B.K.Cho. Critical review in Solid State and material Science, **35**, 153 (2010).
3. Т.В. Волошина и др.. *Журнал прикладной спектроскопии*, **69**, 238 (2002).
4. S.I. Fedoseenko et. al.. *Nucl. Instr. and Meth. in Phys. Res. A*, **505**,718 (2003).

Высокоупорядоченные слои por-Al_2O_3 на кремнии для темплатного синтеза

Мошников В.А. [1)], ***Пермяков Н.В.*** [1)], ***Соколова Е.Н.*** [1)], ***Спивак Ю.М.*** [1)]

SokolovaEkNik@yandex.ru
[1)]Санкт-Петербургский Государственный Электротехнический Университет им. В.И. Ульянова (Ленина) «ЛЭТИ», Санкт-Петербург, Россия

Одно из важнейших направлений модификации современных материалов связано с решением проблемы формирования пространственно - упорядоченных наноструктур с заданными характеристиками и создания функциональных материалов на их основе. Пористый оксид алюминия, благодаря своей упорядоченности пор, оптическим и электрофизическим свойствам, является одним из самых актуальных материалов для различных целей микро- и наноэлектроники [1]. Por-Al_2O_3 как функциональный элемент может быть использован при создании микросистем и сенсоров окружающей среды [2]. Наряду с этим реализуется получение магнитных нанокомпозитов и металлических нанонитей в такой матрице. Значительный научный и практический интерес в темплатном синтезе представляет получение слоев por-Al_2O_3/Si, так как это позволит интегрировать функциональный элемент с обрабатывающей электроникой, созданной по традиционной кремниевой технологии. Кроме того, особый интерес в настоящее время представляет por-Si, у которого сложно добиться высокой упорядоченности. Однако матрица из por-Al_2O_3, сформированная на подложке кремния, позволяет получать por-Si требуемой геометрии. Целью данной работы является получение и исследование высокоупорядоченных слоев пористого оксида алюминия на подложках кремния, а также формирование магнитных нанонитей в таких структурах.

В качестве исходного материала использовались слои Al различной толщины, нанесенные магнетронным распылением на кремниевую подложку. Процесс электрохимического формирования слоев por-Al_2O_3 проводился при условиях, описанных в [2]. Формирование слоев por-Al_2O_3 проводили электрохимическим анодированием в потенцио- и гальваностатическом режимах в электролитах на основе H_3PO_4 и H_2SO_4. Для достижения высокого упорядочивания структуры por-Al_2O_3 осуществлялось химическое преструктурирование образца. Методом электрохимического катодного осаждения из раствора $NiCl_2 \cdot 6H_2O$ проводилось формирование наночастиц никеля в por-Al_2O_3.

Исследование полученных образцов проводили с помощью оптической (ПОЛАМ Р-312), растровой электронной (Phenom, FEI) и атомно-силовой (Ntegra Terma, NT-MDT) микроскопий. В результате работы были получены высокоупорядоченные слои por-Al_2O_3 с сотовой структурой пор (диаметр пор ≈ 20…200 нм, коэффициент упорядочивания К ≈ 98%) на различных подложках и сквозные мембраны por-Al_2O_3, автозакрепленные в алюминиевой фольге. Установлено, что этап расширения пор увеличивает диаметр пор в ≈ 1,7 раз (например, с 200 до 350 нм). Замечено, что тем толще исходный слой алюминия, тем более упорядоченные и гексагональные формируются поры. Показано, что варьируя условия процесса осаждения, можно формировать слои никеля с более однородным строением (шероховатостью), меньшей дефектностью, лучшей адгезией.

Литература

1. В. А. Мошников, Е. Н. Соколова, Ю. М. Спивак, *Формирование и анализ структур на основе пористого оксида алюминия* / Известия СПбГЭТУ «ЛЭТИ», 2011, вып 2, С. 13-19.
2. Гаврилов С.А. *Электрохимические процессы в технологии микро- и нано- электроники*: учеб. Пособие / С.А. Гаврилов, А. Н. Белов - М.: Высшее образование, 2009. – 257 с

Новый тип квантовых точек Ge/Si: метод формирования и свойства

Тонких А.А. [1),2)], ***Захаров Н.Д.*** [1)], ***Талалаев В.Г.*** [3)], ***Вернер П.*** [1)]

tonkikh@mpi-halle.de
[1)]Max Planck Institute of Microstructure Physics, Halle, Germany
[2)]Институт физики микроструктур РАН, Нижний Новгород, Россия
[3)]ZIK SiLi-nano, Martin Luther University Halle-Wittenberg, Halle, Germany

Исследования в системе материалов Ge/Si(100) с самоформирующимися островками Ge нанометрового размера (квантовыми точками, КТ) актуальны в связи с возможностью использования подобных объектов в опто- и термоэлектронных приборах на основе Si [1,2]. Для подобных применений важным является контроль размеров и формы островков. Исследуемые структуры получают на подложках кремния эпитаксиальными методами. В настоящей работе формирование Ge/Si КТ проводилось методом молекулярно пучковой эпитаксии. Приобретение особых свойств исследуемых объектов происходило благодаря использованию сурфактанта. Как было показано ранее [3], помимо температуры роста и толщины осажденного слоя Ge, дополнительным средством контроля параметров массива Ge КТ в используемом методе может служить толщина слоя сурьмы, осажденной до или после формирования Ge КТ.

В настоящей работе сообщается об установлении взаимосвязей между технологическими параметрами метода, структурными параметрами массива Ge КТ и их оптическими свойствами. Проведенное исследование позволило установить, что в отличии от Ge КТ, выращенных без сурфактанта, полученные в данной работе КТ имели однородную пирамидальную форму независимо от температуры роста, Рис.1a,b. Дисперсия размеров исследуемых КТ оставалась, однако, довольно значительной (> 30 %). Кроме того, спектральная полоса Ge КТ в спектрах фотолюминесценции (ФЛ) исследуемых структур проявляла необычные свойства. А именно, при повышении температуры измерений максимум спектра ФЛ смещался в коротковолновую сторону, Рис.1c, а интенсивность ФЛ возрастала, Рис.1d.

Наблюдаемый эффект увеличения плотности КТ при использовании сурьмы объясняется понижением поверхностной диффузии адатомов Ge. При этом стабилизация формы островков происходит, по-видимому, в результате понижения поверхностной энергии при использовании сурфактанта. Необычные свойства спектров ФЛ Ge КТ до настоящего времени не находят однозначного объяснения. Одним из вероятных объяснений может быть возрастающая роль КТ малого размера при повышении температуры измерений. В случае высокой плотности массива и дисперсии размеров КТ формирующих гетеропереход второго рода с матрицей именно в КТ малого размера могут возникать состояния в запрещенной зоне вблизи зоны проводимости. Эти состояния заполняются электронами при повышении температуры. При этом тип гетероперехода в КТ малого размера может изменяться со второго на первый, приводя к более эффективной рекомбинации носителей заряда. Заметим, что данная интерпретация объясняет результаты, представленные на Рис.1б, однако требует дальнейшей проверки.

Работа выполнена при финансовой поддержке DFG и РФФИ**.**

Литература

1. L. Tsybeskov, et al., Appl.Phys.A, **95**, 1015 (2009).
2. G. Pernot, et al., Nature Mat. **9**, 491 (2010).
3. A.A.Tonkikh, et al., Thin Solid Films **519**, 3669 (2011).

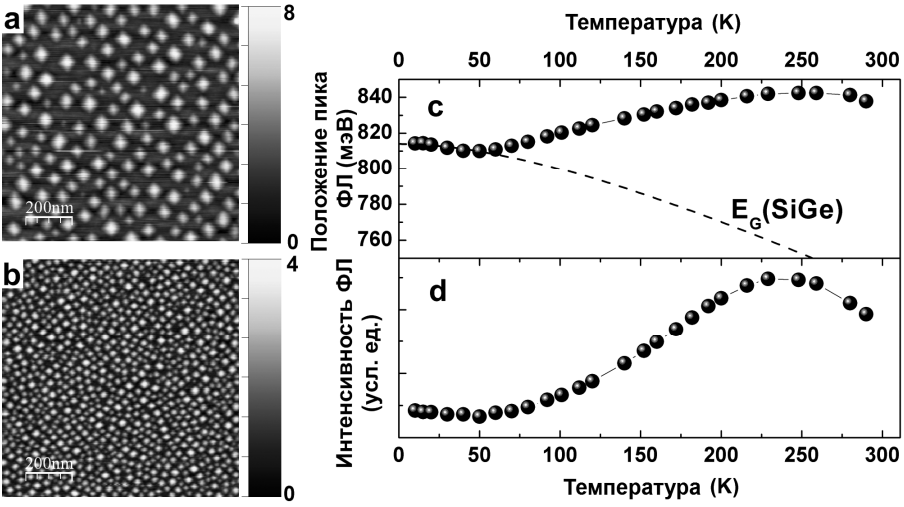


Рис. 1. а, б) изображения массивов Ge островков на поверхности Si(100), выращенных осаждением Ge с эффективной толщиной 1.0 нм, при плотности атомов сурьмы на поверхности 1.4×10^{14} $см^{-2}$, и температуре роста a) 650 °C и b) 550 °C (изображения a, b получены методом атомно силовой микроскопии); зависимости c) положения максимума пика ФЛ Ge КТ встроенных в кремний и d) интегральной интенсивности полосы Ge КТ встроенных в кремний от температуры измерений.

Влияние засветки на морфологию слоев пористого кремния

Спивак Ю.М.[1)], Травкин П.Г.[1)], Мошников В.А.[1)]

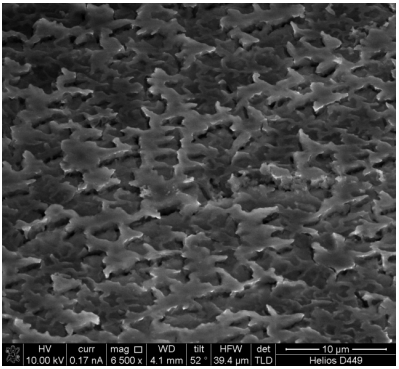
ymkanageeva@mail.ru
[1)]ФГБОУ ВПО «Санкт-Петербургский государственный электротехнический университет «ЛЭТИ» им.В.И.Ульянова (Ленина)», Санкт-Петербург, Россия

Получение пористого кремния (ПК) со сложной 3D-геометрией каналов представляет особый интерес как для создания приборных структур широкого спектра назначения в сенсорике, МЭМС, нелинейно оптике, медицине и др. [1-4], так и в качестве матричного материала [5], в поры которого вводят различные функциональные включения. Данная работа посвящена исследованию влияния подсветки на морфологию слоев ПК. Образцы ПК были получены электрохимическим травлением в режиме постоянного тока на подложках кремния КЭФ(111)[6]. В качестве электролита использовался водный раствор HF с добавлением спирта. Подсветка проводилась HeNe лазером с анодной стороны образца. Варьировались следующие технологические параметры: плотность тока анодирования (в диапазоне 20-40мА/см^2), интенсивность подсветки I (от $I = I_{max}$ до $I = 0{,}18I_{max}$). Изучение морфологии поверхности и скола образцов ПК проводилось с помощью оптической, атомно-силовой (Ntegra Terma, NT-MDT) и растровой электронной микроскопий (FEI Phenom). Обнаружено, что подсветка анодной стороны Si в процессе электрохимического анодирования приводит к существенному изменению морфологии и структуры пористого слоя в ПК. В исследованных образцах ПК, полученных с подсветкой, можно выделить как минимум два типа пор: большие макропоры (≈1-2мкм) и мезопоры (≈5-30нм), рис. 1. Образцы ПК, полученные в тех же условиях без подсветки, характеризовались мезопористой структурой с размерами пор ≈7-25. Можно предположить, что формирование макропор в данных технологических условиях и в данном типе Si возникает под влиянием именно подсветки. По данным РЭМ также качественно видно, что в образцах ПК, полученных при подсветке, увеличивается площадь поверхности. Исследования влияния распределения интенсивности в пятне засветки на морфологию ПК показали, что изменение интенсивности подсветки от центра пятна к краю (в пределах одного эксперимента) влияет на строение поверхности пористого слоя сильнее, чем изменение интенсивности источника света. Полученные таким образом образцы характеризуются вариативной структурой пористого слоя в латеральном направлении и представляют собой интерес как для проведения модельных экспериментов с ПК различной структуры в пределах одного образца, так для создания волноводов, зеркал Брэгга, интерференционных фильтров, микрорезонаторов, электродов топливных элементов, микронасосов и т.п.

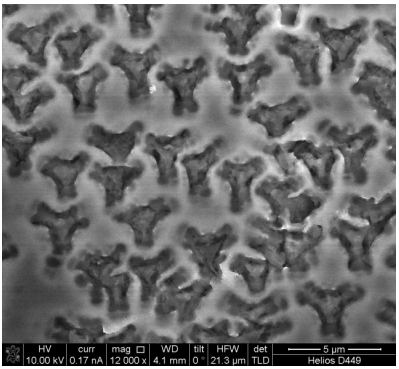
Работа выполнена при поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009-2013 годы, государственных контрактов ГК № 16.740.11.0211 от 24.09.2010. Авторы благодарят Воронцову Надежду Валерьевну за помощь при исследовании образцов методом растровой электронной микроскопии.

Литература

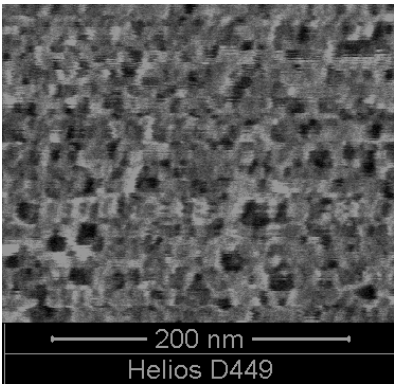
1. Основы водородной энергетики / Под ред. В.А. Мошникова и Е.И. Терукова. 2-е изд. СПб.: Изд-во СПбГЭТУ «ЛЭТИ», 2011. 288с. (Мошников В.А., Спивак Ю.М., Глава 5. «Электрохимические методы получения пористых материалов для топливных элементов»).
2. Foll H., etc. Materials Science and Engineering, 2002, R39, P. 93-141.
3. В.В. Старков и др. Международный научный журнал «Альтернативная энергетика и экология», № 6 (50), 2007, с. 24-30.
4. Леньшин А.С. и др. ФТП, 45, 1229 (2011).
5. Юзова В.А., Пузырь А.П. Письма в ЖТФ, 34, 2008, с.34-38.
6. П.Г. Травкин и др. Известия СПбГЭТУ «ЛЭТИ», № 4, 3 (2011).



а



б



в

Рис. 1. Морфология пористого кремния, полученного при подсветке анодной стороны кремния в процессе электрохимического анодирования: а – при $I=I_{max}$, б, в – при $I=0{,}5I_{max}$; в – мезопористый кремний (≈ 5-30 нм) в промежутках между крупными (≈ 1- 2 мкм) макропорами.

О граничных процессах в межфазной области электролит-кремний при самоорганизации 3D островков нанокристаллитов мозаичной структуры пористого кремния при длительном анодном травлении p-Si (100) в электролите с внутренним источником тока

***Тыныштыкбаев К.Б.*[1)], *Рябикин Ю.А.*[1)], *Токмолдин С.Ж.*[1)], *Ракыметов Б.А.*[1)], *Айтмукан А.*[1)], *Абдуллин Х.А.*[2)]**

kt011@sci.kz
[1)]Физико-технический институт, Алматы, Казахстан
[2)]Казахский национальный университет им. аль Фараби, Алматы, Казахстан

В докладе приводятся результаты исследования особенностей образования и самоорганизации высокоупорядоченной мозаичной структуры пористого кремния при длительном анодном травлении p-Si в электролите с внутренним источником тока, которая впервые обнаружена в работах [1, 2].

Основной вывод доклада заключается в том, что самоорганизация высокоупорядоченной МС ПК при длительном анодном травлении p-Si в электролите с внутренним источником тока происходит аналогично процессу эпитаксиального роста кристаллов при жидкофазной эпитаксии, когда существенны роль атомно-шероховатой поверхности реального кристалла кремния и совместного действия дальнодействующих поверхностных упруго-капиллярных, упруго-деформационных, дефектно-деформационных сил. При этом важны граничные процессы, протекающие в приповерхностной области границ раздела электролит/пористый кремний/кристаллический кремний и обуславливающие капиллярно-флуктационные силы, которые определяют морфологию и размеры островков нанокристаллитов МС ПК. При рассмотрении образования МС ПК и микроскопических размеров островков нанокристаллитов МС [2] учитывается явление неустойчивости граничных процессов при электрохимическом травлении, которое впервые наблюдалось в работе [3]. На межфазную морфологическую неустойчивость Маллинза-Секерки [4] накладываются флуктуации электрического поля границы раздела электролит-полупроводник, обусловленные транспортом дырок в полупроводнике и ионов в электролите [5]. При этом необходимо учитывать дополнительное периодическое колебание поверхности заряженного слоя электропроводящей жидкости на твердой подложке [6], приводящее к периодическому изменению морфологии пористой поверхности с образованием МС.

В докладе рассматриваются: 1) образование и самоорганизация МС поверхности ПК в виде островков нанокристаллитов, разделенных кремниевыми выступами, 2) роль дальнодействующих поверхностных упруго-капиллярных, упруго-деформационных, дефектно-деформационных и капиллярно-флуктационных сил, имеющих место на границе раздела электролит-полупроводник, на процессы порообразования и самоорганизации МС ПК, 3) аналогия процесса самоорганизации МС ПК при длительном анодном травлении с эпитаксиальным ростом кристаллов.

Литература

1. К.Б.Тыныштыкбаев, Ю.А.Рябикин, С.Ж.Токмолдин и др., Письма в ЖТФ **36**, 104 (2010).
2. К.Б.Тыныштыкбаев, Ю.А.Рябикин, К.А.Мить и др., ФТТ **53**, 1498 (2011).
3. A.Valance, Phys. Rev. B **52**, 8323 (1995).
4. W.W. Mullins, R.S.Sekerka. J.Appl.Phys. **34**, 323 (1963).
5. Y.Kang, J. Jorne. J. Electrochem. Soc. **140**, 2258 (1993).
6. А.В.Климов, А.И.Григорьев, ЖТФ **79**, 14 (2009).

Высокотемпературный ферромагнетизм и аномальный эффект Холла в пленках $Si_{1-x}Mn_x$ ($x \approx 0.5$)

Николаев С.Н.[1)], Аронзон Б.А.[1)], Рыльков В.В.[1)], Черноглазов К.Ю.[2)], Семисалова А.С.[2)], Перов Н.С.[2)], Кульбачинский В.А.[2)], Новодворский О.А.[3)], Храмова О.Д.[3)], Хайдуков Е.В.[3)], Панченко В.Я.[3)]

niklser@list.ru
[1)]Национальный Исследовательский Центр "Курчатовский Институт", 123182 Москва
[2)]Физический факультет МГУ им.М.В. Ломоносова, Москва, 119992 Россия
[3)]Институт проблем лазерных и информационных технологий РАН, Шатура, Московская область, 140700 Россия

В последнее время значительное внимание уделяется созданию и исследованиям свойств магнитных полупроводниковых систем на основе Si, т.к. такие материалы привлекательны для создания элементов спинтроники, легко интегрируемых в существующую микроэлектронную технологию. Недавно нами в $Si_{1-x}Mn_x$ пленках ($x \approx 0.35$) был обнаружен ферромагнетизм и аномальный эффект Холл при комнатных температурах, которые невозможно объяснить формированием силицидов Mn, поскольку их температуры Кюри T_C не превышают 50 К [1]. Результаты объяснены формированием магнитных молекулярных кластеров в матрице типа Mn_4Si_7 и стонеровским усилением обмена между кластерами через спиновые флуктуации матрицы [2]. Однако, создание хорошо воспроизводимых магнитных систем на основе Mn_4Si_7 проблематично, в силу многообразия устойчивых фаз дисилицидов (не менее 5) типа $MnSi_y$ с близкими содержаниями компонент (y = 1.72-1.75) и структурной неоднородности получаемого в этом случае материала.

В данной работе изучена возможность создания ферромагнитных $Si_{1-x}Mn_x$ пленок с x ≈0.5 по составу близких к силициду MnSi, который далеко отстоит как от дисилицидов (Mn_4Si_7, $Mn_{11}Si_{19}$, $Mn_{15}Si_{26}$ и др.), так и низших силицидов (Mn_5Si_3, Mn_5Si_2). Существенно также, что MnSi является при T > 30 К сильным парамагнетиком, в котором велика роль спиновых флуктуаций и можно ожидать проявления высокотемпературного ферромагнетизма подобного [2].

Пленки $Si_{1-x}Mn_x$ толщиной 60 нм с содержанием Mn x = 0.45-0.6 получены методом импульсного лазерного напыления (ИЛН) на подложки Al_2O_3 (0001) при температуре 340 ^{0}C с использованием сепарации осаждаемых частиц по скорости [3]. Исследования пленок с использованием атомно-силовой микроскопии показали их высокое качество - шероховатость поверхности не превышала 1 нм.

Изучены транспортные и магнитные свойств Mn_xSi_{1-x} пленок в диапазоне температур 5-400 К в полях до 2 Тл (рис.1 и 2). Обнаружено, что при T = 300 К аномальный эффект Холла для сплава $Si_{1-x}Mn_x$ с x ≈0.5 почти на порядок оказывается выше, чем для сплава $Si_{1-x}Mn_x$ при x ≈0.35, а температура Кюри выше комнатной температуры (рис.2). Показано, что изменение содержания Mn на 10 % (величину $\Delta x \approx \pm 0.05$) приводит к заметному подавлению ферромагнетизма, причем существенно сильнее при обеднении пленок Mn.

Литература

1. B.A. Aronzon, V.V. Rylkov, S.N. Nikolaev, V.V. Tugushev et al., Phys. Rev. B 84, 075209 (2011).
2. V. N. Men'shov, V. V. Tugushev, S. Caprara et al., Phys. Rev. B 83, 035201 (2011).
3. О.А. Новодворский, А.А. Лотин, Е.В. Хайдуков, Устройство для лазерно-плазменного напыления. Патент РФ на полезную модель № 89906. Опубликовано 20.12.2009, Бюл.№35.

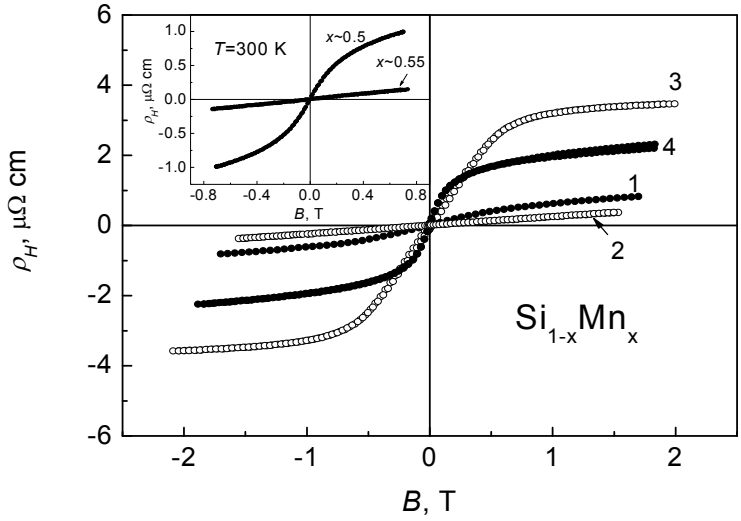


Рис. 1. Зависимости холловского сопротивления ρ_H от магнитного поля для $Si_{1-x}Mn_x$ с различным содержанием Mn: $x \approx 0.44$ при $T = 5$ (кривая 1) и $T = 64$ К (кривая 2); $x \approx 0.5$ при $T = 197$ К (кривая 3); $x \approx 0.55$ при $T = 197$ К (кривая 4). На вставке – зависимости $\rho_H(B)$ при 300 К.

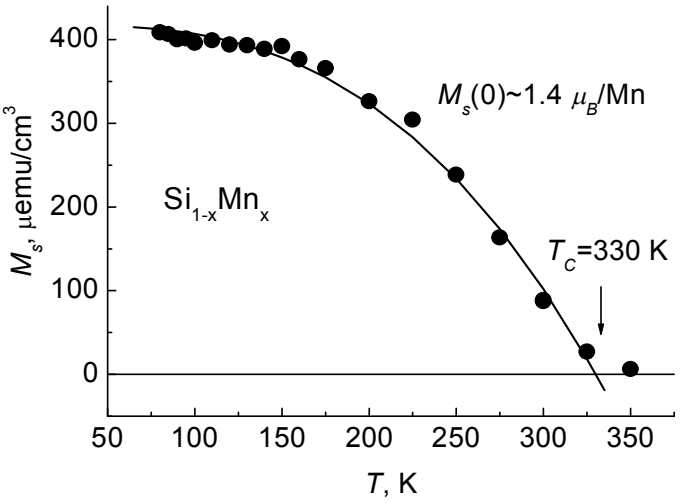


Рис. 2. Зависимость намагниченности насыщения от температуры для $Si_{1-x}Mn_x$ ($x \approx 0.5$).

Анизотропия электрических свойств слоев нанопористого кремния

***Сорокин Л.М.*[1)], *Калмыков А.Е.*[1)], *Черняев А.В.*[1)]**

chernyaevav@yandex.ru
[1)]Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук, Санкт-Петербург, Российская Федерация.

В работе изучались электрические свойства слоев (толщиной ~20 мкм) пористого кремния, приготовленных методом электрохимического травления поверхности кремния КДБ-10 в водном растворе плавиковой кислоты (48%) в течение 10÷50 мин. при плотностях тока 10÷50 мА/см^2. Монтаж контактов выполнялся либо на одной стороне пористого слоя, либо с противоположных сторон. Для обеспечения протекания тока параллельно пористому слою пористый слой отделялся от подложки кремния [1]. Для исключения воздействия атмосферного кислорода использовалась герметизация образцов эпоксидной смолой.

При монтаже образцов применялся светонепроницаемый экран. Для нанесения контактов использовался аквадаг. В эксперименте измерялись ВАХ при напряжениях до U_{max}=10В (с переключением направления развертки) и температурные зависимости сопротивления в диапазоне температур от комнатной до 77К при постоянном напряжении.

Для всех исследованных образцов наблюдается экспоненциальное возрастание электрического сопротивления при понижении температуры с энергией активации E_a= 0.4 - 0.8 eV. Однако, образцы, в которых ток протекает перпендикулярно пористому слою, обнаруживают существенно более слабые температурные зависимости с меньшими значениями E_a (см. рис. 1).

Описанные результаты для исследованных образцов могут быть объяснены в рамках модели, предполагающей захват носителей заряда ловушками, образованными модуляцией валентной зоны. Вид температурных зависимостей *R(T)* отражает значительное уменьшение концентрации носителей при понижении температуры, осуществляющих проводимость по примесной зоне. Наблюдаемые значения E_a можно рассматривать как энергетическую характеристику глубины ловушек. Приводятся оценки концентрации ловушек.

Количественная анизотропия температурных зависимостей удельного сопротивления слоев пористого кремния может быть обусловлена их качественной структурной анизотропией, возникающей вследствие направленного воздействия электрического поля на образец в процессе приготовления. В частности, может играть роль эффект шунтирования электролитом (оставшийся в порах электролит обеспечивает наличие байпасного тока, текущего мимо нанокристаллитов Si) [2].

Работа выполнена при финансовой поддержке Программы Президиума РАН «Квантовые мезоскопические и неупорядоченные системы».

Литература

1. А.Е. Калмыков и др. Письма в ЖТФ, **36**, 61 (2010).
2. Д.Н. Горячев, Г. Полисский, О.М. Сресели. ФТП, **34,** 227 (2000).

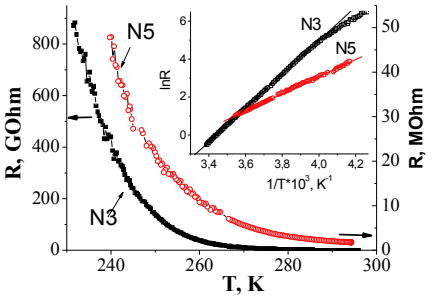


Рис. 1. Температурные зависимости сопротивления слоев пористого кремния при U=10 В (на вставке показана логарифмическая зависимость сопротивления от обратной температуры). N3 – транспортный ток течет параллельно пористому слою, N5 – ток течет поперек пористого слоя (в направлении тока анодирования).

Стендовые доклады, секция 3

Кристаллы и пленки Si, SiGe и Ge: технологии получения и свойства поликристаллических, мультикристаллических, монокристаллических, аморфных и пористых материалов

Тепловольтаические свойства поликристаллических кремниевых и кремний-германиевых плёнок.

Абдурахманов Б.М. [1)], ***Адилов М.М.*** [1)], ***Ашуров Х.Б.*** [1)], ***Кучканов Ш.К.*** [1)], ***Максимов С.Е.*** [1)], ***Ниматов С.Ж.*** [1)]

alzinik@mail.ru
[1)]Институт электроники им. У.А. Арифова АН РУз, Ташкент, Узбекистан

Прямое преобразование тепловой составляющей солнечного излучения и тепла нагретых тел, начиная от геотермальных источников до ядерных реакторов и отходящих газов металлургических производств, представляется актуальной инженерной задачей. В [1] обоснована идея тепловольтаического преобразования (ТП) тепловой энергии с применением немонокристаллического кремния. Важнейшим условием работы ТП является введение в кремний примесей, дающих глубокие энергетические уровни в концентрации $\geq 10^{18}$см$^{-3}$, что достижимо только на поликристаллических материалах типа вторичного литого поликремния [2], технического кремния [3] или поликристаллических плёнках.

Объектами исследований в этой связи выбраны тонкие (до 7 мкм) поликристаллические микрозернистые (размер зёрен ~10 мкм) кремниевые плёнки, полученных методом термического вакуумного осаждения на поверхности монокристаллических подложек с противоположным типом проводимости, а также сильнолегированные титаном поликристаллические плёнки Si-Ge, полученные газофазным осаждением. Целью исследований было установление условий проявления тепловольтаического эффекта, т.е. генерации носителей заряда при поглощении субзонных фотонов с участием глубоких энергетических уровней.

Исследовались ВАХ, интегральная фоточувствительность и спектральные характеристики полученных структур, в том числе подвергаемых однородному нагреву в диапазоне 300-700 К. Было показано, что независимо от способа создания глубоких энергетических уровней, а именно:

- получение микрозернистых плёнок с межзёренными границами, изобилующими дефектами и электронными состояниями, обусловливающими возникновение упомянутых уровней,
- введение глубоких примесей диффузией или автолегированием из подложки,
- легирование глубокой примесью растущего слоя при его газофазном осаждении,

тепловольтаический эффект воспроизводимо наблюдается. Вместе с тем, степень его проявления, а именно величина темнового напряжения при нагреве, вид её зависимости от температуры, а также такие термоэлектрические характеристики, как коэффициент Зеебека, сильно зависят от природы и концентрации глубоких энергетических уровней.

Литература

1. М.С. Саидов. Гелиотехника, **№4,** 3 (2007).
2. B.M. Abdurahmonov, L.O. Olimov, M.S. Saidov, Applied Solar Energy, **44**(1), 46 (2008).
3. А.С. Саидов Препринт Р-9-681. Ташкент: Институт ядерной физики АН РУз, 2007. 8с.

Термоэлектрические свойства гранулированного кремния: материаловедческий и радиационный аспекты

Абдурахманов Б.М. [1)], ***Адилов М.М.*** [1)], ***Ашуров М.Х.*** [1)], ***Ашуров Х.Б.*** [1)], ***Кучканов Ш.К.*** [1)], ***Максимов С.Е.*** [1)], ***Оксенгендлер Б.Л.*** [1)]

alzinik@mail.ru
[1)]Институт электроники им. У.А. Арифова АН РУз, Ташкент, Узбекистан

Представлены результаты экспериментально-теоретическогое исследования термоэлектрических свойств гранулированного кремния. В качестве объектав использовался микрокристаллический кремний, технология которого позволяла создать образцы, содержащие гранулы в диапазоне размеров 10-100 мкм, представляющие собой слоистую структуру, состоящую из кремниевого монокристаллического ядра, покрытого окислом SiO_2. Изучались такие параметры, как α_{eff} – коэффициент, характеризующий термоэлектрическую способность данной пары материалов, σ_{eff} – проводимость, χ_{eff} – теплопроводность, позволяющие определить важнейшую термоэлектрическую характеристику материала – добротность $Z_{eff} = \alpha_{eff}^2 \frac{\sigma_{eff}}{\chi_{eff}}$ в широком диапазоне температур и в зависимости от размера гранулы. Кроме того, исследовалась возможность модификации отмеченных свойств материала при воздействии нейтронного (реакторного) и γ-излучения (Co^{60}).

Основные экспериментальные результаты состоят в том, что обнаружены условия, при которых термоэлектрические характеристики оказывались аномально высокими, например, значения α в микрозернистом кремнии с размерами зёрен ~30 мкм на порядок превышает в диапазоне температур 300-500 К его табличные значения, характерные для монокристаллического кремния. Радиационные эксперименты выявили случаи немонотонных дозовых зависимостей в совокупности с возможностью оптимизационной доводки радиацией термоэлектрических свойств.

Для трактовки обнаруженных аномальных эффектов была разработана модель эффективной неоднородной гранулированной среды. Показано, что величина Z_{eff} определяется выражением:

$$Z_{eff} = \left[\alpha_1 \frac{\chi_2 d_1}{\chi_2 d_1 + \chi_1 d_2} + \alpha_2 \frac{\chi_1 d_2}{\chi_1 d_2 + \chi_2 d_1} \right]^2 \left[\frac{\sigma_1 \sigma_2}{\sigma_2 \frac{d_1}{d_1 + d_2} + \sigma_1 \frac{d_2}{d_1 + d_2}} \right] \left[\frac{1}{d_1 + d_2} \left(\frac{d_1}{\chi_1} + \frac{d_2}{\chi_2} \right) \right] \qquad (1)$$

Здесь α_i, σ_i, χ_i (i= SiO_2, Si) – парциальные параметры гранулы, d_i – характерные размеры зерна Si и покрывающей плёнки SiO_2. Комбинацией величин α_i, σ_i, χ_i, d_i возможно реализовать систему с Z_{eff}, сильно отличающейся от парциальных величин.

Действие радиации, раздельно влияющей на зерно и межзёренные границы с окислом SiO_2, может быть учтено на основе анализа 2 типов радиационных процессов: дефектообразования в Si и SiO_2, а также радиационно-стимулированной диффузии через границу раздела компонентов-гранул. На основе полученных результатов предлагается обосновывать выбор технологий и режимов входящих в них операций, обеспечивающих заведомо высокие значения Z в гранулированных полупроводниках.

Зарядовая спектроскопия слоев SiO_2 и Al_2O_3 с нанокристаллами Ge

Антонова И.В. [1)], ***Jedrzejewski J*** [2)], ***Balberg I.*** [2)]

antonova@isp.nsc.ru
[1)]Институт физики полупроводников им.А.В.Ржанова, СО РАН, Новосибирск, Россия
[2)]The Racah Institute of Physics, Hebrew University, Jerusalem, Israel

Интерес к германиевым нанокристалам вызван, с одной стороны, такими привлекательными их свойствами, как большой боровский радиус и большей по сравнению с кремнием глубиной квантовой ямы, что обеспечивает более яркое проявление квантово-размерных эффектов и, с другой стороны, и широким спектром возможных применений нанокристаллов от элементов памяти до широкого спектра биотехнологий. Варьирование концентрации нанокристаллов и их размеров благодаря напылению исследуемых слоев из двух источников разнесенных на большое расстояние (10 см) создает условия для получения зависимости различных свойств нанокриталлов и, в частности, таких процессов как захват заряда на нанокристаллы и перколяционная проводимость от содержания германия или от концентрации и размера нанокристаллов. В данной работе методом зарядовой спектроскопии исследовались процессы захвата и выброса носителей заряда на нанокристаллы Ge, встроенные в матрицу двух типов SiO_2 и Al_2O_3. В случае высокого содержания германия данные слои представляют из себя Ge нанокристаллы в матрице из аморфного германия.

Методом зарядовой спектроскопии Q-DLTS были проведены исследования слоев Ge:SiO_2, отожженных при температурах 600-700^oC, когда согласно данным комбинационного рассеяния света формируются нанокристаллы размером 2-5 нм. Получено, что на спектрах Q-DLTS наблюдается, как правило, один пик в температурном интервале 300 – 200 K. При более низких температурах пиков не наблюдается. На зависимостях Аррениуса мы видим 1-3 активационных наклона с разными энергиями. Предположительно полученные энергии активации связаны с выбросом носителей с уровней размерного квантования в нанокристаллах германия.

В слоях Ge:Al_2O_3, отожженных также при 600-700^oC, методом зарядовой спектроскопии Q-DLTS обнаружено два типа уровней. Первый, наблюдающийся при относительно низкой концентрации германия в слое имеет энергию 0.49 эВ и сечение захвата носителей 10^{-16} см^2. Его параметры хорошо воспроизводятся в разных точках образца и в образцах, отожженных при разных температурах. Его концентрация уменьшается с ростом содержания германия в слое. Этот пик связан, скорее всего, с примесным или дефектным комплексом, который формируется в кремниевой подложке или на гетерогранице Si / Ge:Al_2O_3 (скорее всего, благодаря диффузии Al из напыленного слоя в подложку). Второй тип уровней имеют сечение захвата носителей 10^{-21} – 10^{-23} см^2, что явно говорит о локализации их в диэлектрическом слое. Низкое сечение захвата носителей связано с необходимостью туннелирования при перезарядке данных уровней. Пики, относящиеся ко второму типу, демонстрируют 2-3 наклона на зависимостях Аррениуса. При температурах вблизи температуры жидкого азота, как правило, наблюдается прямое туннелирование носителей с нулевой энергией на зависимости Аррениуса. При более высоких температурах наблюдается набор энергий в диапазоне 5 - 240 мэВ. Предположительно (по аналогии с кремниевыми нанокристаллами в матрице SiO_2 [1]), данные энергии относятся к выбросу носителей с уровней размерного квантования германиевых нанокристаллов.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 11-02-92477.

Литература

1. I.V.Antonova, et al., J. Appl. Phys., **106**, 064306 (2009); И.В.Антонова, и др., ФТП, **45** 591 (2011).

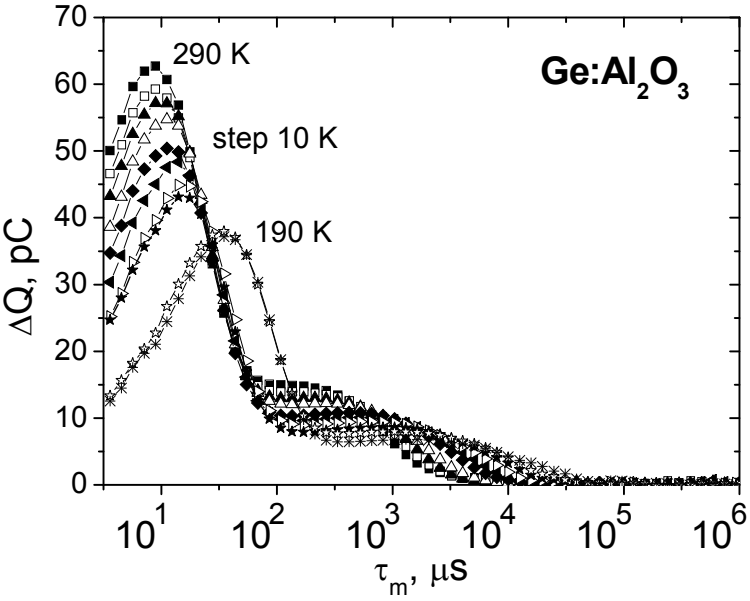


Рис. 1. Спектры Q-DLTS для образца $Ge:Al_2O_3$ с высоким содержанием германия (~90 объемных %). Толщина слоя составляла около 200 нм. Отжиг напыленных слоев был проведен при температуре 700°C в течение 5 мин. Согласно данным комбинационного рассеяния света в слое присутствовали напряженные нанокристаллы размером около 20 нм.

Исследование поверхности Si(001), эпитаксиальных слоев Si и интерфейсов epi-Si/Si(001), формируемых в процессе молекулярно-лучевой эпитаксии

***Арапкина Л.В.*[1)], *Крылова Л.А.*[1)], *Уваров О.В.*[1)], *Калинушкин В.П.*[1),2)], *Юрьев В.А.*[1),2)]**

arapkina@kapella.gpi.ru
[1)]Институт общей физики им. А.М. Прохорова РАН, Москва, Россия
[2)]Технопарк при ИОФАН, Москва, Россия

В докладе представлены результаты исследования структурных свойств поверхности Si(001), эпитаксиальных слоев и интерфейсов epi-Si/Si(001), формируемых на различных стадиях процесса МЛЭ при различных температурах. Исследования проводились на установке МЛЭ Riber EVA32, соединенной со сканирующим туннельным микроскопом GPI-300 и оснащенной дифрактометром быстрых отраженных электронов [1, 2]. Интерфейсы и эпитаксиальные слои были исследованы на высоковольтном ПЭМ Carl Zeiss Libra 200FE.

Исследованы поверхности Si(001) с углом разориентации ~ 0,2° в направлении [001] или [011]. Применялись два метода получения чистой поверхности Si(001): (1) удаление защитного слоя SiO2 отжигом в интервале температур 750–950°C с облучением или без облучения слабым потоком Si; защитный слой SiO2 формировался во время предварительной химической подготовки образцов; (2) удаление защитного слоя H с поверхности Si:H отжигом в интервале температур 470–800°C; защитный слой формировался гидрированием в разбавленных или буферных растворах HF. Также исследованы структурные свойства поверхности эпитаксиальных слоев Si, выращенных в интервале температур 470–750°C на поверхностях, очищенных указанными выше методами.

Наблюдалось резкое изменение структурных свойств поверхностей в зависимости от температуры образца. Качество получаемой чистой поверхности в результате термодесорбции атомов водорода зависит от температуры процесса дегидрирования следующим образом: использование отжигов при температуре > 600°C приводит к получению чистых поверхностей c(4×4) с широкими террасами и моноатомными ступенями; отжиги при температурах < 600°C приводят к получению чистых шероховатых поверхностей (2×1), состоящих из островков, образованных узкими террасами с моноатомными ступенями.

При исследовании процессов очистки поверхности Si(001) от слоя SiO2 во время охлаждения образцов наблюдалась смена типа реконструкции поверхности: структура (2×1) переходила в структуру c(8×8). Переход обратим; степень заполнения поверхности структурой c(8×8) уменьшалась с уменьшением скорости охлаждения образца. Наблюдаемые явления связаны с изменениями процессов образования и миграции ad-атомов Si на поверхности Si(001), происходящими при температурах ~ 600°C.

Структурные свойства поверхности эпитаксиальных слоев зависят не только от температуры роста, что связано с переходом от “step-flow” к островковому режиму роста, и скорости роста эпитаксиального слоя Si, но и от направления разориентации пластины Si(001): при переходе от направления наклона [100] к направлению [110] наблюдался переход от специфического протяженного волнообразного рельефа, формирующегося на поверхности эпитаксиального слоя, к образованию отдельных «дефектов» в виде ограненных ямок (Рис. 1). Образование этих дефектов связано с различием в скоростях роста террас в направлении моноатомных ступеней SA и SB на поверхности Si(001).

Разработаны низкотемпературные методы очистки поверхности Si(001), позволяющие получать интерфейсы epi-Si/Si(001), не содержащие структурных дефектов (Рис. 2).

Литература

1. V.A. Yuryev, L.V. Arapkina. Nanoscale Res. Lett., **6**, 522 (2011).
2. L.V. Arapkina et al. Nanoscale Res. Lett., **6**, 218 (2011).

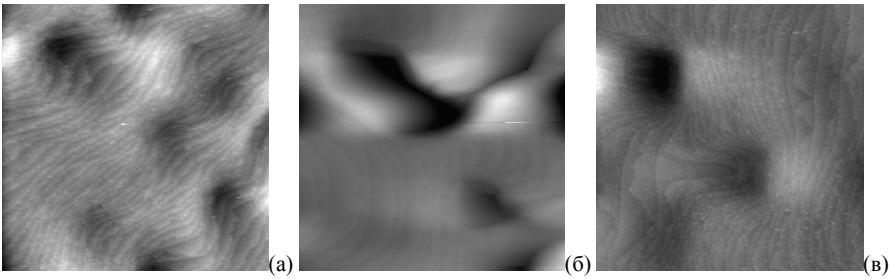


Рис. 1. СТМ-изображения эпитаксиальных слоев Si, выращенных при 650°С на вицинальных поверхностях Si(001) с разориентацией ~0,2° в направлении [100] (а), (б) и [110] (в), очищенных в результате обработки травителем RCA, предварительного отжига при 600°С и удаления слоя SiO_2 в камере СВВ МЛЭ при 800°С в слабом потоке Si; скорость осаждения кремния в процессе роста эпитаксиального слоя была 0,3 Å/с (а), (в) или 0,1 Å/с (б); стороны изображений направлены вдоль осей <110>; размеры изображений 1,8×1,8 (а), (б) и 1,4×1,4 (в) мкм.

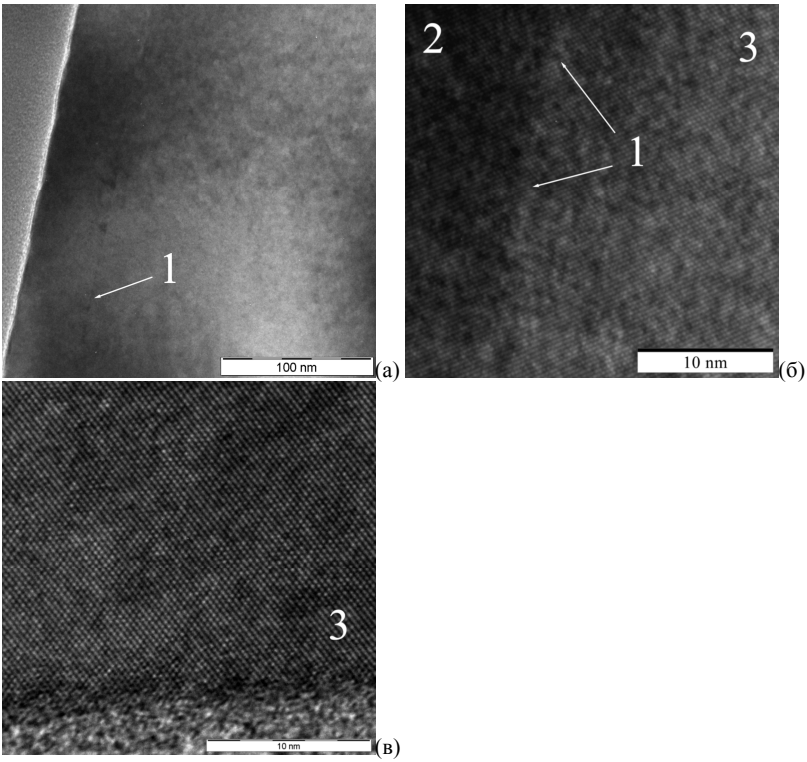


Рис. 2. ПЭМ-изображения эпитаксиального слоя Si толщиной 50 нм, выращенного при температуре 470°С на поверхности Si(001), гидрированной в водном растворе HF с pH = 2 и дегидрированной в камере СВВ МЛЭ отжигом при 470°С в течение 18 минут; стрелками и цифрой 1 показана граница раздела подложки (2) и эпитаксиального слоя Si (3); на изображениях (а) и (б) с разным увеличением показана область интерфейса, изображение (в) представляет эпитаксиальный слой Si вблизи поверхности (в нижней части изображения видна эпоксидная смола, на которую наклеен образец).

Особенности пористого кремния полученного химическим травлением

Белик Т.Ю.[1)]

tbilyk@ukr.net
[1)]Национальный технический университет Украины «Киевский политехнический институт», Киев, Украина

Пористый кремний это наноструктурный материал, представляющий большой интерес благодаря ряду уникальных свойств. Традиционным способом получения пористого кремния является электрохимическое травление, но этот метод получения пористых структур имеет некоторые сложности для производственного применения. В связи с этим актуальным является исследование пористых структур полученных более дешевым и простым химическим травлением.

В работе исследовались пористые слои, полученные в двух травителях $HF:HNO_3:H_2O$ и $HF:NaNO_2:H_2O$. Было проведено комплексное исследование полученных слоев пористого кремния, которое включало в себя исследование морфологии поверхности, химического состава, оптических (фотолюминесценция, спектры отражения и пропускания) и электрофизических (температурная зависимость проводимости, спектральная фоточувствительность) свойств.

Показано, что пористый кремний, получаемый химическим травлением, обладает всеми свойствами присущими пористым слоям, полученным электрохимическим травлением, в частности фотолюминесценцией в видимой области спектра с максимумом на длине волны 650-700 нм (рис 1) [1].

Пористые слои, полученные химическим травлением, обладают высокой пористостью (порядка 70-80%) (рис 2), что приводит к изменениям в механизмах электропереноса и резкому возрастанию сопротивления до сотен кОм при комнатных температурах. Электропроводимость в пористых слоях имеет прыжковую проводимость с энергиями термоактивации около 0.4 – 0.6 еВ для пористых слоев, созданных на основах p-типа проводимости и 0.13 – 0.15 еВ для еВ для пористых слоев, созданных на основах n-типа проводимости.

Изменения в морфологии поверхности приводят к значительному снижению интегрального коэффициента отражения до 3-8% для слоев, полученных в $HF:HNO_3:H_2O$ и 0.2-2% для слоев, полученных в $HF:NaNO_2:H_2O$. Это свойство пористого кремния позволяет эффективно использовать его для создания антиотражающего покрытия в технологии фотоэлектрических преобразователей [2,3].

В результате исследований было показано, что слои пористого кремния, полученные химическим травлением, могут успешно применяться как альтернатива пористым слоям, полученным электрохимическим травлением в случаях, когда необходимо создание пористого слоя на большой площади.

Литература

1. Белик Т.Ю. Электроника и связь **4**, 45 (2011)
2. J. Zettner, and others. Book of Abstracts 2nd World Conference and Exhibition on Photovoltaic solar energy conversion (Vienna, Austria, 1998) p.1766
3. Белик Т.Ю и др. Электроника и связь **6**(2) 101 (2010)

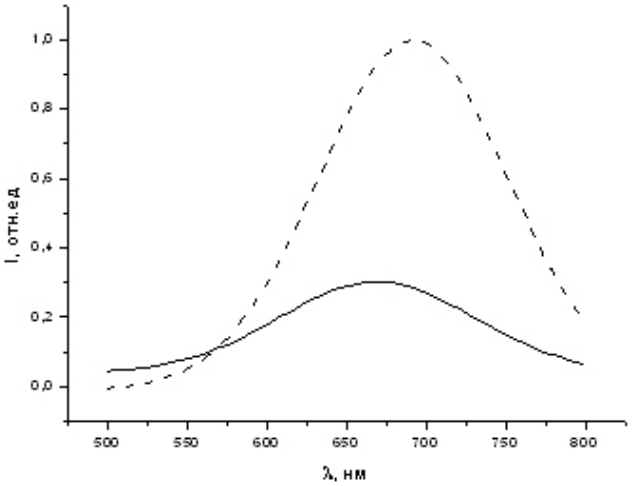


Рис. 1. Аппроксимированные спектры фотолюминесценции пористого кремния, полученного при разных условиях травления в $HF:NaNO_2:H_2O$. Возбуждающая длина волны 365 нм.

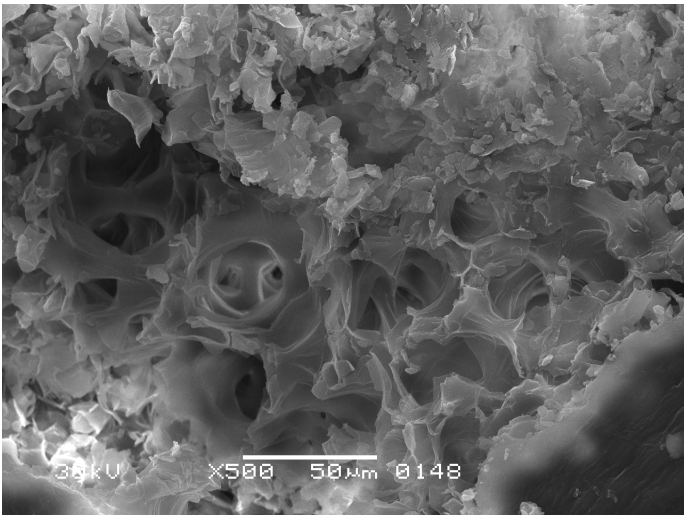


Рис. 2. РЕМ-изображение слоя пористого кремния полученного химическим травлением в течении 30 мин в $HF:NaNO_2:H_2O$ на монокристаллической кремниевой основе р-типа проводимости.

Синтез мелкозернистого карбида кремния методом карботермического восстановления кремнезёма в электротермическом кипящем слое

Бородуля В.А.[1)], Виноградов Л.М.[1)], Гребеньков А.Ж.[1)], Михайлов А.А.[1)], Рабинович О.С.[1)]

dsl@hmti.ac.by
[1)]Институт тепло- и массообмена им. А.В. Лыкова НАНБ, Минск, Беларусь

Карбид кремния (SiC) является одним из наиболее перспективных материалов не только в производстве конструкционной керамики, но и для современной электроники, оптического приборостроения.

Промышленное производство SiC по традиционной технологии (метод Ачесона) из кремнезёма SiO_2 и нефтяного кокса является малоэффективным периодическим процессом, отличается высоким энергопотреблением и низкой чистотой продукта.

Изучение механизма карботермического восстановления SiO_2 показало, что синтез SiC проходит в две стадии: первоначально образуется газообразный монооксид кремния SiO(г), взаимодействие которого с углеродным восстановителем приводит к синтезу SiC. Лимитирует процесс гетерофазное взаимодействие SiO_2(тв) и С(тв). Дисперсность исходных материалов эффективно увеличивает скорость межфазных взаимодействий на обеих стадиях.

В связи с этим представляет интерес использовать в производстве карбида кремния технологию кипящего слоя, которая находит широкое применение во многих технологических процессах при осуществлении гетерогенных взаимодействий с твердой фазой. Это обусловлено известными достоинствами кипящего слоя зернистого материала, к которым прежде всего относится высокая интенсивность тепло- и массопереноса, позволяющая практически выравнивать температуры и концентрации в объеме слоя, тонко регулировать режимы, повысить производительность. Подвижность кипящего слоя дает возможность создать аппараты с непрерывным вводом исходной и отводом отработанной твердой фазы, автоматизировать технологический процесс.

Среди известных методов подвода тепла к кипящему слою для достижения в нем высоких температур наиболее перспективен нагрев мелкозернистого электропроводного материала непосредственным пропусканием электрического тока. Создаваемый электротермический кипящий слой (ЭТКС) удачно сочетает преимущества, свойственные кипящим слоям в целом, с простотой и эффективностью прямого преобразования электрической энергии в тепловую и может быть эффективно применен в диапазоне 840-3000^{o}C.

Синтез карбида кремния осуществляется в вертикальном графитовом реакторе с ЭТКС. Мелкозернистый кремнезём периодически вводится в нагретый до 1400-1600^{o}C кипящий слой углеродного восстановителя, количество которого берется в значительном избытке по отношению к SiO_2. Продолжительность процесса подбирается таким образом, чтобы весь кремнезём прореагировал с образованием SiC. Устойчивая работа реактора ЭТКС позволяет довести концентрацию SiC в образующейся шихте до 50-60 %, после чего она выгружается и подвергается декарбонизации.

Проведен ряд экспериментов с использованием в качестве углеродного восстановителя низкозольного карбонизата, полученного из энергетических углей и содержащего более 99,3 % углерода. Показано, что образование β- SiC начинается при 1400^{o}C и выше после плавления и испарения SiO_2 . Общее содержание карбида кремния в шихте достигает 50 %, а после декарбонизации - до 97 %.

Образующаяся в реакторе ЭТКС мелкозернистая карбидокремниевая шихта имеет широкие области практического использования, в том числе и в качестве источника SiC для выращивания методом сублимации монокристаллов, предназначенных для полупроводниковой электроники.

Влияние олова на процессы формирования нанокристаллического кремния в тонких пленках аморфной SiO_x матрицы

Войтович В.В. [1)], ***Руденко Р.Н.*** [3)], ***Красько Н.Н.*** [1)], ***Колосюк А.Г.*** [1)], ***Крайчинский А.Н.*** [1)], ***Юхимчук В.О.*** [2)], ***Войтович М.В.*** [2)], ***Хацевич И.М.*** [2)]

vvoitovych@yahoo.com
[1)]Институт физики НАН Украины, Киев, Украина
[2)]Институт физики полупроводников им. В.Е. Лашкарева НАН Украины, Киев, Украина
[3)]Киевский национальный университет им. Т. Шевченко, Киев, Украина

Способность наноразмерных кристаллов кремния (nc-Si) в диэлектрической матрице (SiO_2) излучать интенсивный свет у видимой и ближней инфракрасной (ИК) области открывает новые возможности применения кремния в оптоэлектронике. Тонкопленочные кремниевые материалы со смешанной (аморфно-кристаллической) структурой характеризируются большой стабильностью параметров к действию света по сравнению с аморфными структурами. Контролируя соотношение аморфной и кристаллической фаз таких пленок (концентрацию, размеры нанокристаллов кремния), можно управлять их оптическими и электрическими параметрами. Ранее [1] нами было показано, что примесь олова (Sn) значительно понижает температуру кристаллизации аморфного кремния (a-Si) и уменьшает размеры нанокристаллов кремния.

В данной работе представлены результаты влияния олова на процессы формирования нанокристаллического кремния в тонких пленках окисла кремния. Нами впервые методом термического испарения смеси порошков SiO_2, монокристаллического Si и Sn было получено оксидно-кремниевые пленки с оловом ($SnSiO_x$, $x\approx1,1$) и без олова (SiO_x, $x\approx1,1$). Свойства полученных образцов исследовались методами комбинационного рассеивания света, ИК спектроскопии и фотолюминесценции.

Установлено, что в $SnSiO_x$ образцах температура кристаллизации включений a-Si ($T_к$=800 ^oC) ниже по сравнению с образцами без олова ($T_к$=1000^oC). Таким образом, олово расширяет температурный диапазон формирования и роста нанокристаллического кремния в матрице окисла. Теоретическое моделирование и анализ спектров комбинационного рассеивания света исследуемых пленок позволил определить размер и концентрацию нанокристаллов кремния. Как показано на рис. 1, в образцах с оловом образуются nc-Si меньших размеров. Кроме этого, в оксидной пленке с оловом при высоких температурах происходит сдвиг максимума фотолюминесценции в высокоэнергетическую область по сравнению с образцами без олова (рис. 2).

Литература

1. В.В. Войтович, В.Б. Неймаш, Н.Н. Красько, А.Г. Колосюк, В.Ю. Поварчук, Р.М. Руденко, В.А.Макара, Р.В. Петруня, В.О. Юхимчук, В.В. Стрельчук. ФТП, **1331-1335**, 45 (2011).

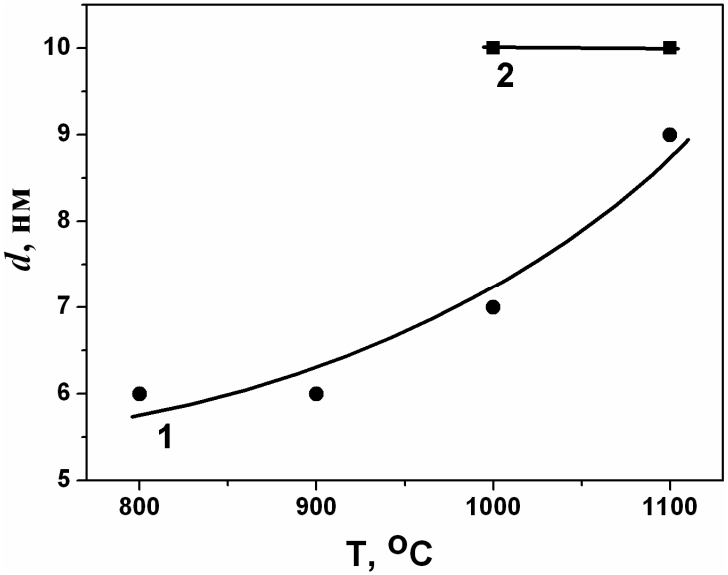


Рис. 1. Зависимость среднего размера нанокристаллов в исследуемых пленках от температуры отжига: 1 – $SnSiO_x$; 2 – SiO_x.

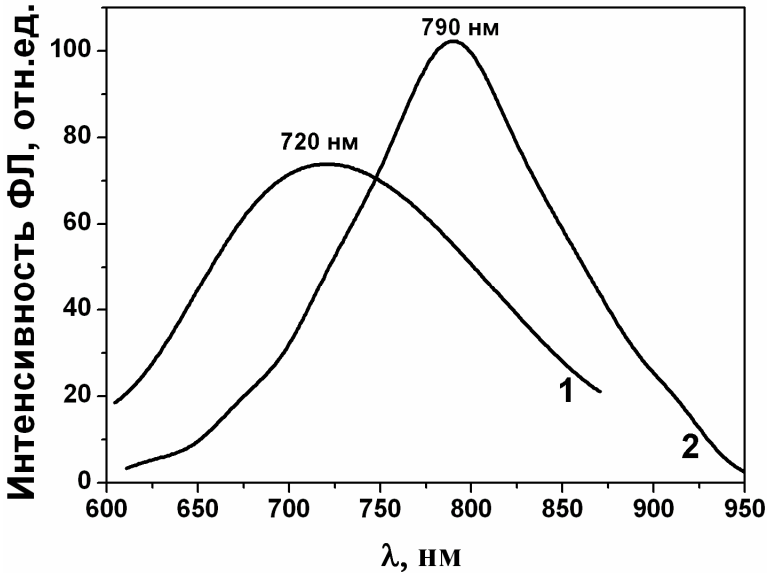


Рис. 2. Спектры фотолюминесценции пленок отожженных при температуре 1100 °С в течение 30 мин.: 1 – $SnSiO_x$; 2 – SiO_x.

К возможности выращивания объемных кристаллов Si-Ge методом ОТФ

***Гоник М.А.*[1,2], *Cröll A.*[3]**

thermo.ltd@relcom.ru
[1]Центр теплофизических исследований «Термо», Александров, Россия
[2]Центр материаловедения «Фотон», Александров, Россия
[3]Institute for Geoscience, Freiburg, Germany

Si-Ge характеризуется сильной сегрегацией компонентов в процессе роста, существенным изменением равновесного коэффициента распределения компонентов в зависимости от состава, значительным отличием в значениях постоянной решётки германия и кремния, что создает большие трудности получения монокристаллов необходимого состава. Для предотвращения концентрационного переохлаждения требуется создание больших по величине градиентов температуры по оси кристалла в сочетании с малыми радиальными градиентами температуры, позволяющими уменьшить термоупругие напряжений в растущем кристалле.

Поставленная задача может быть успешно решена с помощью погруженного в расплав нагревателя. Реализуемая в виде метода осевого теплового потока вблизи фронта кристаллизации (ОТФ метода) такая техника позволяет менять характер конвекции в жидкости, а также обеспечить поддержание в заданном диапазоне основных параметров, определяющих рост во время всего цикла кристаллизации.

Численное моделирование, проведенное для роста сплава Si_xGe_{1-x} , содержащего 2% Si показало [1], что ОТФ метод позволяет создать положительный радиальный градиент температуры (см. рис. 1) и, тем самым, обеспечить однородное распределение второй компоненты вдоль фронта кристаллизации.

В последние годы интенсивно развиваются методы роста, в том числе для сплавов Ge-Si [2], в условиях отсутствия контакта растущего кристалла со стенкой тигля. Реализуемые с помощью так называемого “detached Bridgman” метода, они позволяют существенно улучшить качество материала. Однако неустойчивость процесса, приводящая к срыву условий бесконтактного роста на земле, препятствует получению совершенных кристаллов большого размера. Предложенный нами ранее [3] бестигельный вариант ОТФ метода позволяет преодолеть указанные трудности и исключить недостатки кристаллизации в тигле.

Такой подход выглядит особенно актуальным для роста соединений Si-Ge, обогащенных со стороны Si (x > 70-80%), т.к. такие монокристаллы в тигле получить невозможно. Успех реализации бестигельного варианта ОТФ метода в первую очередь определился возможностью использования наноструктурированного карбидокремниевого покрытия [4] графитового корпуса ОТФ нагревателя. Использование такой оснастки, устойчивой к воздействию агрессивного расплава, позволило на установке, реализующей метод плавающей зоны вырастить кристаллы кремния (см. рис. 2).

Авторы выражают благодарность д-ру Й. Фридриху (Институт Фраунгофера г. Эрланген) за возможность использования программного кода CrysMAS в расчетах.

Литература

1. М.А. Гоник, М.М. Гоник и D. Tsiulyanu. Тез. докл. XIV Нац. конф. по росту кристаллов (Москва, Россия, 2010), с. 98.
2. A. Croell, A. Mitric, A. Senchenkov. Abstracts in ICASP-2, (Seggau, Austria, 2008).
3. V.D. Golyshev, M.A. Gonik, V.B. Tsvetovsky. J. of Cryst. Growth, 198/199, 501-506 (1999).
4. К.Н. Филонов и др. Изв. РАН, сер. физ.,10, 1457-1459, (2009).

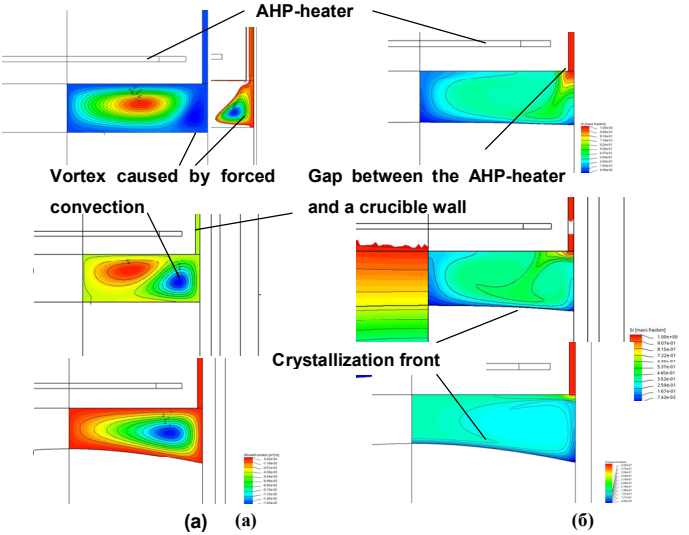
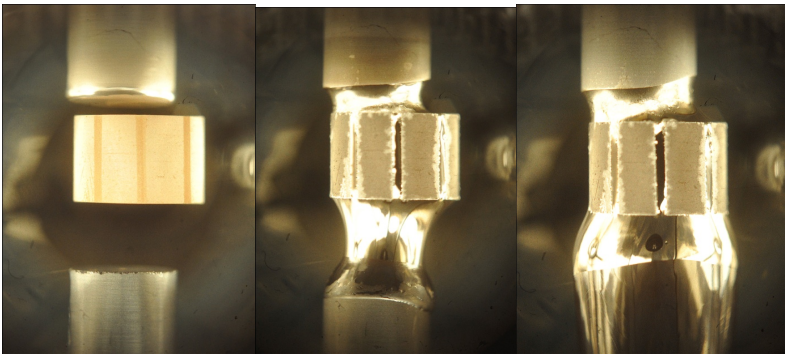


Рис. 1. Конвекция (а) и поле концентраций Si (б) при росте монокристалла $Ge_{0.98}Si_{0.02}$ в зависимости от величина радиального градиента температуры около ОТФ нагревателя: $Grad_1T<0$, $Grad_2T<Grad_1T$, $Grad_3T>0$.



(а) (б) (в)

Рис. 2. Выращивание кремния модифицированным методом плавающей зоны: (а) – исходное расположение ОТФ нагревателя между затравочным кристаллом и питающим стержнем, (б) – стадия затравливания и разращивания, (в) – рост кристалла диаметром, большим питающего стержня и ОТФ нагревателя.

Выращивание эпитаксиальных слоев $Si_{1-X}Ge_X$ и Ge на КНС-подложках и некоторые их свойства

***Матвеев С.А.*[1,2], *Денисов С.А.*[1)], *Чалков В.Ю.*[1)], *Шенгуров В.Г.*[1)], *Трушин В.Н.*[1)], *Тихов С.В.*[2)], *Питиримова Е.А.*[1,2)], *Николичев Д.Е.*[2)], *Боряков А.В.*[2)]**

matveevsa.sou@gmail.com
[1)]Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета им. Н.И.Лобачевского (НИФТИ ННГУ), Н.Новгород, Россия
[2)]Нижегородский государственный университет им. Н.И.Лобачевского, Н.Новгород, Россия

Гетероструктуры (ГС) $Si_{1-X}Ge_X/Si$ интенсивно исследуются в течение последних 25 лет в связи с возможностью улучшить параметры приборов, изготавливаемых по кремниевой технологии. С другой стороны большие преимущества имеют тонкопленочные подложки кремний на изоляторе (КНИ), по сравнению с объемным кремнием. Разновидностью КНИ являются структуры кремний на сапфире (КНС). В некоторых работах делались попытки объединить эти две технологии: ГС SiGe/Si и КНС.

В данной работе исследовалось влияние условий эпитаксиального роста слоев твердого раствора $Si_{1-X}Ge_X$ и слоев Ge на КНС-подложках на их структуру, морфологию поверхности и некоторые электрические параметры.

Для эпитаксиального выращивания в одном технологическом цикле ГС $SiGe/Si/Al_2O_3$ был применен метод осаждения кремния из сублимирующего источника в среде газа германа (GeH_4), напускаемого в камеру роста до давления $(0{,}9\div4)\cdot10^{-4}$ Торр. Процесс роста включал предэпитаксиальный высокотемпературный (1400ºС) отжиг подложки сапфира $(1\bar{1}02)$ при давлении остаточных газов $< 10^{-7}$ Торр в течение 30 минут, снижение ее температуры до ~520ºС и выращивание тонкого (50-300 нм) слоя кремния, последующее снижение температуры до 350÷520ºС и выращивание слоя $Si_{1-X}Ge_X$ с $x = 5\div100\%$ и толщиной 100÷200 нм.

Установлено, что при толщине буферного слоя Si равной 50÷300 нм, слой SiGe имеет структуру монокристалла, причем структурное совершенство улучшается с уменьшением толщины буферного слоя Si.

Исследование структурного совершенства слоев SiGe методами электронографии и рентгеновской дифракции показало, что слои растут монокристаллическими в диапазоне температур 360÷410ºС. Выше и ниже указанного интервала температур слой SiGe имеет текстурированную структуру. При температуре роста T_S=410ºС в слоях SiGe наблюдаются двойники, в остальных случаях они отсутствуют. Наилучшее структурное совершенство достигается при T_S=390ºС. Слои $Si_{1-X}Ge_X$ имели ориентацию (100). Ширина (FWHM) кривой качания рентгеновской дифракции от слоев SiGe составляет 18÷30 угл. мин. Эта величина всегда меньше, чем FWHM для буферного слоя Si. Слои SiGe по данным атомно-силовой микроскопии были достаточно гладкими: RMS≈1,0÷7,8 нм. Шероховатость слоев снижается при снижении температуры роста, а также при уменьшении содержания германия в твердом растворе. В докладе приводятся также результаты исследования некоторых электрических параметров ГС SiGe/Si на КНС-подложках.

Низкотемпературный эпитаксиальный рост толстых слоев Ge на Si(100)

***Денисов С.А.*[1)], *Матвеев С.А.*[1,2)], *Чалков В.Ю.*[1)], *Шенгуров В.Г.*[1)], *Павлов Д.А.*[2)], *Бобров А.И.*[2)], *Трушин В.Н.*[1)], *Питиримова Е.А.*[1,2)], *Бузынин Ю.Н.*[3)]**

denisov@nifti.unn.ru
[1)]Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета им. Н.И.Лобачевского (НИФТИ ННГУ), Н.Новгород, Россия
[2)]Нижегородский государственный университет им. Н.И.Лобачевского, Н.Новгород, Россия
[3)]Институт физики микроструктур РАН, 603950, ГСП-105, Н.Новгород, Россия

Гетероэпитаксия Ge на Si имеет исключительную технологическую важность. Особенно важным является создание Ge-фотодетекторов, которые вместе с поликристаллическими кремниевыми волноводами могут детектировать оптические сигналы на длинах волн 1,3-1,54 мкм. Оптоэлектронные интегральные схемы на кремнии рассматриваются как альтернативный вариант замены металлических межсоединений. При выращивании гетероэпитаксиальных слоев Ge на Si возникают две основные проблемы: 1) сильное огрубление поверхности из-за формирования островков; 2) высокая плотность протяженных дефектов в слоях Ge.

В данной работе приводятся результаты исследования условий низкотемпературного выращивания эпитаксиальных слоев Ge на подложках Si(100) методом разложения германа (GeH_4) на горячей проволоке (Ta) в высоком вакууме. После предварительного отжига подложки Si на её поверхность осаждали буферный слой Si толщиной ~0,1 мкм. Затем после снижения температуры подложки до 300÷400°C растили тонкий затравочный слой Ge толщиной ~0,1 мкм. Температура Ta-полоски составляла 1250°C, а давление германа в камере роста – (2÷4)·10-4 Торр. После этого температуру подложки повышали до 600°C и растили слой Ge толщиной 1÷2 мкм.

Проведенные исследования показали, что выращенные слои Ge были монокристаллическими. На электронограммах, снятых от их поверхности, наблюдались Кикучи-линии, а по данным рентгеновской дифракции ширина кривой качания на половине максимума составляла $\Delta\omega_{1/2}$=0,2÷0,25°. Поверхность слоев была гладкой: по данным атомно-силовой микроскопии её шероховатость зависела от температуры роста и толщины слоев, Параметр среднеквадратичной шероховатости (RMS) поверхности слоя составлял 0,56÷10 нм. Граница раздела между слоями Ge и Si была резкой по данным просвечивающей микроскопии и масс-спектроскопии вторичных ионов. Плотность дислокаций в выращенных слоях Ge по данным просвечивающей микроскопии в зависимости от условий роста составляла (2-5)·10-7 $см^{-2}$. В работе рассмотрен возможный механизм роста эпитаксиальных слоев Ge на Si(100).

Выращивание растянутых пленок германия на буфере InGaAs

Дерябин А.С. [1)], ***Соколов Л.В.*** [1)], ***Володин В.А.*** [1,2)], ***Путято М.А.*** [1)], ***Петиков Н.И.*** [1)]

das@isp.nsc.ru
[1)]Институт Физики Полупроводников, Новосибирск, Россия
[2)]Новосибирский Государственный Университет, Новосибирск, Россия

Активный интерес к гетероструктурам, содержащим растянутые слои Ge, обусловлен тем, что в двуосно-растянутых пленках Ge предсказываются как интересные электрические (увеличение подвижности и электронов и дырок, и их равенство при определенной степени деформации), так и оптические свойства (спрямление зон и получение нового прямозонного материала). Тем не менее, работы, в которых бы изучались пленки, упруго деформированные на величину 2% и более, до последнего времени отсутствовали. Типичный путь получения деформированных пленок – гетероэпитаксия, когда пленки Ge выращивают на искусственной подложке с параметром кристаллической решетки поверхностного слоя отличающимся от Ge. В это случае, если параметр подложки больше параметра Ge и выполняются условия псевдоморфного роста, Ge растет в виде двуосно-растянутой пленки. В большинстве существующих в настоящее время работ величина упругого растяжения ограничивается 0,5 – 0,7%. Это связано со значительными трудностями при выращивании сильно деформированного Ge.

Особенностью проведенных нами экспериментов являлось постадийное выращивание структуры Ge/InGaAs/GaAs в разных ростовых установках с промежуточным выносом структуры на атмосферу. После выращивания слоя $In_xGa_{1-x}As$ (x = 0,19-0,37, в зависимости от требуемого уровня напряжений) структура закрывалась As, чтобы предотвратить поверхность от загрязнения. Пленка Ge выращивалась в отдельной установке. После переноса через воздух в камеру эпитаксии Ge, структура InGaAs/GaAs нагревалась до температуры около 500°C, и мышьяк вместе с окислами и загрязнениями десорбировался. После этого на картине дифракции электронов наблюдалась сверхструктура 2x4. Температура подложки опускалась до уровня 350° C, и проводился рост Ge. Толщина Ge пленки задавалась временем роста при откалиброванном источнике молекулярного пучка Ge. Калибровка, также как и измерение толщины Ge пленки в выращенной структуре, проводилась методом спектральной эллипсометрии.

На Рис.1. представлены спектры комбинационного рассеяния для объемного Ge и двух образцов Ge/InGaAs/GaAs(001). В спектрах образцов пики рассеяния от связей Ge-Ge сдвинуты в длинноволновую область. Сдвиги составляют 4 и 9,2 обратных сантиметра, что соответствует 1% и 2,3% упругого растяжения, соответственно.

Таким образом, методом молекулярной эпитаксии выращены двухосно растянутые пленки Ge на искусственной подложке $In_xGa_{1-x}As$/GaAs(001) с содержанием In в диапазоне 19-37%. Эффективное несоответствие параметров кристаллических решеток Ge и искусственной подложки, при этом составляет 0.78% – 2.36%. Это означает, что пленки Ge, выращенные на такой подложке, должны быть упруго растянуты на такую же величину. Упругое растяжение пленок Ge, определенное по сдвигам пиков на спектрах комбинационного рассеяния света, составило 0.78% – 2.3%. Согласие расчетных и экспериментальных величин подтверждает справедливость допущения о практически псевдоморфном состоянии пленок Ge.

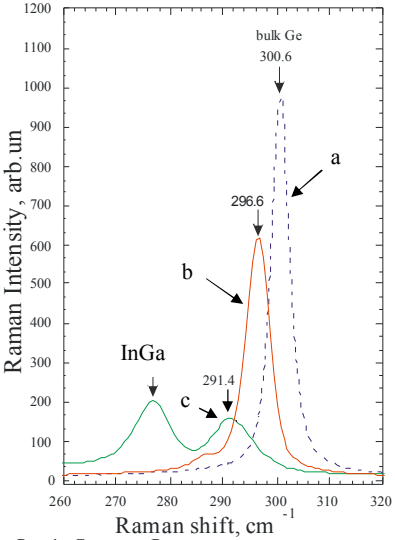


Рис.1. Спектры Рамановского рассеяния. a – объемный Ge. b, c гетероструктура Ge/InGaAs(001). b – пленка Ge растянута на 0,7%. c – пленка Ge растянута на 2,3%.

Влияние термической обработки на электрические свойства сложнолегированных кристаллов Ge-Si<Cu,Al, Sb>, Ge-Si<Cu,In,Sb>

Захрабекова З.М. [1)], ***Кязимова В.К.*** [1)], ***Агамалиев З.А.*** [1)], ***Аждаров Г.Х.*** [1)]

zauras@rambler.ru
[1)]Институт физики национальной академии наук Азербайджана, Баку, Азербайджан

Алюминий, индий и сурьма относятся к разряду мелких примесных центров в германии, кремнии и их твёрдых растворах. Обладая достаточно большой растворимостью и малой энергией активации, эти примеси позволяют управлять электрическими свойствами кристаллов в широких пределах как в области низких, так и комнатных температур. Коэффициенты диффузии этих примесей в кристаллах Ge и Si достаточно малы. Медь наоборот является быстродиффундирующей примесью в германии и кремнии и их твёрдых растворах. Это дает возможность прецизионно управлять концентрацией электроактивных атомов меди путём термического отжига кристалла при различных температурах. Обычно, выпавшая при термической обработке часть примеси переходит в электрически нейтральное состояние. Однако при определённых условиях часть избыточных атомов примеси, мигрируя по кристаллу, имеет возможность образовывать новые электроактивные комплексы с другими дефектами решётки.

Кристаллы Ge-Si<Cu,Al,Sb>, Ge-Si<Cu,In,Sb> с содержанием Si до 15 ат.%, выращивались модернизированным методом Бриджмена [1]. Легирование образцов медью производили диффузионным методом при температуре соответствующей максимальной растворимости примеси в кристалле (875 -900^{0}C). После измерения температурной зависимости коэффициента Холла и электропроводности образцы подвергались термической обработке при различных температурах в интервале 650-800 ^{0}C. Измерение температурных зависимостей коэффициента Холла и электропроводности образцов в интервале 77-350 К производили после каждой их термической обработки. Концентрацию свободных носителей и их омическую подвижность в образцах определяли с использованием известных данных по холл-фактору дырок в Ge и Ge-Si [2]. Интерпретацию экспериментальных данных по подвижности свободных носителей в образце, до и после каждой из термических процедур, производили в приближении аддитивности таких механизмов рассеяния, как фононы, беспорядки сплава и ионы примесей [3].

Резюмируя полученные результаты можно сделать следующее заключение:

- Температурные зависимости концентрации свободных носителей заряда в кристаллах Ge-Si <Cu, Al, Sb>, Ge-Si <Cu, In, Sb> легированных медью при 875-900^0 С и подвергнутых последующим термообработкам в интервале 650-800^0 С, удовлетворительно описываются в рамках уравнения электрической нейтральности с учётом зависимости равновесной концентрации электроактивных атомов меди в матрице от температуры отжига и возникновения новых акцепторных комплексов в образцах.
- Экспериментальные данные по подвижности свободных носителей в кристаллах Ge-Si <Cu, Al, Sb>, Ge-Si <Cu, In, Sb>, в интервале 77-300 К, до и после термообработки образцов согласуются с расчётными с учётом рассеяния на фононах, беспорядках сплава и ионах примеси.

Литература

1. Z.M. Zakhrabekova and al. Inorganic Materials, **43**(1), 3 (2007).
2. Р.З. Кязимзаде. ФТП, **29,** 1101 (1995).
3. G.Kh. Azhdarov and al. **84,** 445 (1992).

Теплопроводность моноизотопных кристаллов ^{28}Si и ^{29}Si

Инюшкин А.В. [1)], ***Талденков А.Н.*** [1)], ***Гусев А.В.*** [2)], ***Гибин А.М.*** [2)], ***Гавва В.А.*** [2)], ***Козырев Е.А.*** [2)]

inyushkin@imp.kiae.ru
[1)]НИЦ «Курчатовский институт», Москва, Россия
[2)]Институт химии высокочистых веществ им. Г.Г. Девятых РАН, Нижний Новгород, Россия

Методом бестигельной зонной плавки выращен высокочистый монокристалл кремния ^{29}Si с изотопным составом 0.026% ^{28}Si, 99.919% ^{29}Si, 0.055% ^{30}Si. Методом стационарного теплового потока проведены высокоточные измерения температурной зависимости теплопроводности $\kappa(T)$ образца кремния ^{29}Si (99.919%) в диапазоне температур T от 2.4 К до 410 К. Ошибка определения абсолютной величины теплопроводности не превышала 2%. Проведено сравнение экспериментальных данных с полученными ранее данными по $\kappa(T)$ для кристаллов изотопнообогащенного кремния ^{28}Si (99.983%) и кремния природного изотопного состава ^{nat}Si (92.2% ^{28}Si, 4.7% ^{29}Si, 3.1% ^{30}Si) [1]. Все образцы имели форму прямоугольных стержней с близкими геометрическими размерами: сечение образца ^{29}Si — квадрат со стороной 2.50 мм, сечение образцов ^{28}Si и ^{nat}Si — прямоугольник 2.0×3.12 мм^2; т.е. образцы имели почти равные площади поперечного сечения (6.25 мм^2). Длина образцов составляла около 21 мм, причем длинная ось стержня ориентирована вдоль кристаллографической оси [100], а боковые грани — параллельны плоскостям {100}. Поверхность образцов обрабатывали абразивом (Al_2O_3) с характерным размером частиц 14 мкм для обеспечения диффузного характера отражения фононов от поверхности при низких температурах.

Параметр изотопического беспорядка образца ^{29}Si составил около 1×10^{-6}, что примерно в 200 раз меньше, чем для ^{nat}Si, но в 3 раза больше, чем для образца ^{28}Si. При комнатной температуре изотопический беспорядок в решетке кремния с природным изотопным составом приводит к изотопическому рассеянию фононов и дополнительному тепловому сопротивлению. В результате его теплопроводность оказывается примерно на 8% ниже теплопроводности изотопно-обогащенных кристаллов. В то же время, остаточный изотопный беспорядок в обогащенных образцах не создает заметного теплового сопротивления по сравнению с внутренне присущим сопротивлением из-за фонон-фононных ангармонических процессов. С другой стороны, при самых низких температурах теплопроводность кремния определяется исключительно рассеянием фононов на границах образца, и, следовательно, тоже не зависит от изотопического беспорядка в решетке. То есть, для кремния с изотопным обогащением выше 99,9% при низких и высоких температурах теплопроводность зависит от средней массы изотопов и не зависит от изотопного беспорядка.

При низких температурах $T < 6$ К в теплопроводности реализуется режим граничного рассеяния фононов и теплопроводность кристалла ^{29}Si выше, чем кристалла ^{28}Si, что связано с более высокой теплоемкостью кремния-29. В области относительно высоких температур (вблизи комнатной температуры) теплопроводность определяется ангармоническими фонон-фононными процессами и наблюдается обратная ситуация: величина теплопроводности «тяжелого» кремния ^{29}Si немного ниже, чем «легкого» ^{28}Si. Полученные экспериментальные результаты согласуются с выводами простой теории фононной теплопроводности о массовой зависимости величины $\kappa(T)$, возникающей из-за того, что средняя скорость фононов обратно пропорциональна квадратному корню из средней массы атомов решетки.

Литература

1. A.V. Inyushkin, A.N. Taldenkov, A.M. Gibin, A.V. Gusev, and H.-J. Pohl, Phys. Stat. Sol. C, **1**, 2995 (2004).

Плазмохимическая конверсия тетрахлорида кремния в процессе производства поликристаллического кремния

Гусев А.В.[1)], Корнев Р.А.[1)], Суханов А.Ю.[1)]

kornev@rambler.ru
[1)]Институт химии высокочистых веществ им.Г.Г.Девятых РАН, Нижний Новгород, Россия

Создание замкнутого цикла производства полупроводникового кремния включает в себя разработку высокоэффективных методов конверсии основного побочного продукта этого производства – тетрахлорида кремния. Существующие методы конверсии тетрахлорида кремния в трихлорсилан характеризуются большими энергозатратами и в ряде случаев вносят дополнительные загрязнения [1]. Применение плазмохимических методов лишено этих недостатков. Данные методы обеспечивают проведение процесса с максимальным процентом конверсии. Кроме того при определенном выборе технологических режимов плазмохимические методы позволяют проводить очистку целевого продукта от лимитирующих примесей [2-4]. В данной работе исследовались процессы конверсии тетрахлорида кремния в двух типах разрядов.

В первом случае в емкостном высокочастотном разряде на частоте 40,68 МГц при атмосферном давлении исследовалась возможность конверсии тетрахлорида кремния в летучие соединения – трихлорсилан и дихлорсилан. Найдены оптимальные технологические режимы, позволяющие проводить синтез трихлор- и дихлорсилана с выходом до 40%. Энергетические затраты в предложенном методе существенно ниже чем в методе высокотемпературного гидрирования и составляют 2-3кВт·ч на килограмм целевого продукта.

Во втором случае восстановление тетрахлорида кремния проводили в СВЧ-разряде на частоте 2,45 ГГц при давлении 50 Торр. При данной организации процесса наблюдалось образование поликристаллического кремния. Степень конверсии тетрахлорида кремния в кремний составляет более 90%.

По результатам проведенных исследований предложены механизмы образования целевых продуктов в процессах восстановления тетрахлорида кремния.

Разработанные процессы конверсии можно рекомендовать для внедрения в технологический цикл производства кремния, в том числе и моноизотопного.

Литература

1. Иванов В.М., Трубицин Ю.В. Актуальность гидрирования тетрахлорида кремния в технологии производства поликремния // VII Международная конференция по актуальным проблемам физики, материаловедения, технологии и диагностики кремния, нанометровых структур и приборов на его основе «Кремний – 2010». Тезисы докладов. Нижний Новгород, 2010.
2. Гусев А.В., Девятых Г.Г., Суханов А.Ю., Дианов Е.М., Прохоров А.М. Способ получения высокочистого трихлорсилана и устройство для его осуществления. Пат. RU 2142909 C1 6 01 B 33/107,1998.
3. Гусев А.В., Корнев Р.А., Суханов А.Ю.// Химия высоких энергий. 2008. Т.42. №1. С.61.
4. Гусев А.В., Корнев Р.А., Суханов А.Ю.//Неорган. материалы. 2006. Т.42. №9. С.1123.

Получение кремния водородным восстановлением SiF_4 в плазме, поддерживаемой ВЧ и СВЧ разрядами

Сенников П.Г.[1)], Голубев С.В.[2)], Корнев Р.А.[1)], Мочалов Л.А.[1)], Коссый И.А.[3)], Давыдов А.М.[3)]

kornev@rambler.ru
[1)]Институт химии высокочистых веществ им.Г.Г.Девятых РАН, Нижний Новгород, Россия
[2)]Институт прикладной физики РАН, Нижний Новгород, Россия
[3)]Институт общей физики им.А.М.Прохорова РАН, Москва, Россия

Постоянно растущее потребление кремния, связанное с реализацией широкомасштабных проектов в области солнечной энергетики, поддерживает интерес к разработке прямых методов его получения и поиску альтернативных трихлорсилану исходных веществ. Перспективными в этом отношении являются технологии, основанные на плазмохимическом восстановлении газообразных или летучих при стандартных условиях производных кремния. Одним из дешевых и широко доступных веществ, относящихся к этому типу, является тетрафторид кремния.

В докладе рассмотрены два типа разряда для плазмохимического восстановления SiF_4 водородом.

В первом случае в индуктивно-связанной плазме, поддерживаемой ВЧ разрядом на 13.56 МГц, кремний осаждался при давлении, не превышающем 0,3 Торр на внутренней поверхности кварцевого реактора. Поликристаллический осадок имел вид тонких «чешуек» с линейными размерами 3-5 мм (Рис.1). Определение газообразующих (H, O, C. F) и электроактивных (B, P, As) в «чешуйках» выполнялось методом масс-спектрометрии вторичных ионов.

Во втором случае восстановление тетрафторида кремния имело место в микроволновом импульсном поверхностном разряде на 2,45 ГГц при существенно более высоком давлении в реакторе (300-700 Торр). В оптическом эмиссионном спектре плазмы в области 250-650 нм регистрируются многочисленные интенсивные линии, относящиеся к возбужденным атомам кремния и его смешанных частиц с фтором, в то время как в первом случае в спектре доминирует полоса при 440 нм, относящаяся к фрагменту SiF. Это указывает на более благоприятные условия осаждения в СВЧ разряде при повышенном давлении. Получаемый осадок имел аморфную структуру с включениями нанокристаллического кремния с размером 20-30 нм (Рис.2).

Благодарности. Работа выполнялась при поддержке гранта РФФИ № 10-08-01323

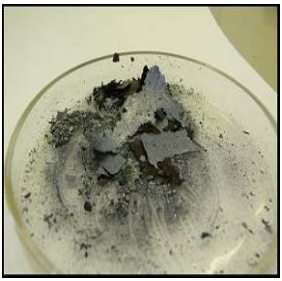


Рис.1.

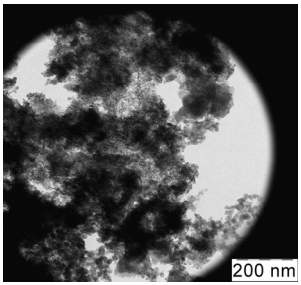


Рис. 2

Получение методом PECVD поликристаллического ^{72}Ge из его тетрафторида с последующим выращиванием монокристалла

Сенников П.Г.[1)], Голубев С.В.[2)], Корнев Р.А.[1)], Мочалов Л.А.[1)], Буланов А.Д.[1)], Потапов А.М.[1)], Горшунов Б.П.[3,4)], Жукова Е.С.[3,4)], Андреев Б.А.[5)], Дроздов М.Н.[5)], Абросимов Н.В.[6)]

pgsen@rambler.ru
[1)]Институт химии высокочистых веществ РАН им.Г.Г.Девятых, Нижний Новгород, Россия
[2)]Институт прикладной физики РАН, Нижний Новгород, Россия
[3)]Институт общей физики РАН им.А.М.Прохорова, Москва, Россия
[4)]Московский физико-технический институт (государственный университет), Долгопрудный
[5)]Институт физики микроструктур РАН, Нижний Новгород, Россия
[6)]Leibniz-Institute for Crystal Growth, Berlin, Germany

Стабильные изотопы германия в виде высокочистых монокристаллов представляют значительный интерес для решения различных задач фундаментальной физики. Потребность в некоторых изотопах (например, ^{76}Ge) может составлять десятки килограмм. Исходными веществами для получения таких изотопов являются их газообразные тетрафториды, для которых разработаны эффективные способы центробежного изотопного обогащения. Применяемая в настоящее время химическая технология конверсии фторида в элементарный германий представляет собой сложный многоступенчатый процесс. Ранее нами [1] был предложен прямой плазмохимический метод водородного восстановления тетрафторида германия и получен опытный образец монокристалла ^{74}Ge (с обогащением 86%).

Целью данной работы было дальнейшее изучение этого процесса на примере получения изотопа ^{72}Ge в виде монокристалла высокой степени чистоты.

Процесс восстановления фторида $^{72}GeF_4$ с обогащением 52% (производство ОАО «ПОЭХЗ», г.Зеленогорск) проводился в индуктивно-связанном ВЧ разряде 13,56 МГц. Содержание примесей B, P, As, а также газообразующих H, C, O, F в полученном порошке поликристаллического германия (выход около 90%) определялось методами ICP MS и вторичной ионной масс-спектрометрии (SIMS). Концентрация газообразующих примесей составляла 10^{18}-10^{19} ат/см^3, а электроактивных (B, P) – менее $5\cdot10^{15}$-10^{16} ат/см$^{-3}$ (для As $4\cdot10^{15}$ ат/см$^{-3}$). Из полученного порошка (44,68) методом Чохральского был выращен монокристалл германия (43,68 г) n-типа с содержанием газообразующих примесей 10^{15}-10^{16} ат/см$^{-3}$ и электроактивных примесей ниже предела обнаружения метода SIMS ($5\cdot10^{15}$-10^{16} ат/см$^{-3}$). В результате трех дальнейших последовательных процессов роста был получен наиболее чистый монокристалл массой 23 г с содержанием в конечной («грязной») части слитка кислорода $<1\cdot10^{15}$ ат/см$^{-3}$, P и As - $9\cdot10^{12}$ и $6\cdot10^{12}$ ат/см$^{-3}$, соответственно (метод ИК спектроскопии). По данным электрофизических измерений концентрация носителей заряда в «чистой» части слитка составляет $3\cdot10^{12}$ ат/см$^{-3}$.

Таким образом, уже на стадии плазмохимического восстановления фторида удается получать поликристаллический материал с достаточно низким содержанием основных электроактивных примесей, а концентрация газообразующих примесей снижается на три порядка уже на первой стадии роста кристалла.

В ходе исследований была разработана методика очистки $^{72}GeF_4$ направленной кристаллизации и его анализа масс-спектрометрией с индуктивно-сязанной плазмой (ICP MS). Было показано, что содержание бора в результате очистки уменьшается с 15 до 0,6 ppm, а мышьяка с 2,5 до 0,8 ppm. Содержание фосфора в обоих случаях было ниже предела обнаружения метода (2 ppm). Использование такого фторида позволит заметно повысить степень чистоты германия.

Литература

1. П.Г.Сенников и др. Перспективные материалы, Специальный выпуск, №10,160 (2011).

Возможности РБМК для нейтронного легирования монокристаллов кремния большого диаметра

Антропов Н.А. [2]***, Горбунов Е.К.*** [1]***, Григорьев К.В.*** [1]***, Крючков Ю.Ю.*** [2]

kyy@tpu.ru
[1]Филиал Федерального Государственного Унитарного Предприятия концерн "Росэнергоатом" «Ленинградская атомная станция».
[2]Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Национальный исследовательский Томский политехнический университет»

Нейтронное легирование монокристаллов кремния на данный момент позволяет достичь лучшей однородности распределения удельного сопротивления по объему легируемого образца. Ядерные реакторы типа РБМК, которыми обладает только Россия, уникальны для данной технологии. Решение некоторых технических задач [1] позволит проводить облучение слитков кремния диаметром до 300 мм в канале реактора, расположенном в графитовом отражателе. При этом объемная неоднородность легирования не превысит 5%. Указанный канал мог бы обеспечить производительность от 200 до 700 тонн в год легированных слитков кремния различных диаметров, в зависимости от номинала. Канал является «мягким». В перспективе технически реальна задача создания канала в отражателе диаметром до 600 мм. При этом однородность легирования также не превысит 5%. Производительность такого канала может быть доведена до 1500 тонн в год. Альтернативные зарубежные тяжеловодные реакторы такими возможностями не обладают [2]. Таким образом дальнейшее развитие технологии нейтронного легирования кремния на реакторе РБМК позволило бы занять России прочное место на международном рынке.

Литература

1. Н.А. Антропов и др. Известия РАН серия физическая, т.73, №11, 2009, с.1591-1594
2. Миз Д. Процесс нейтронного трансмутационного легирования – новая реакторная технология // Нейтронное транмсмутационное легирование полупроводников // Под ред. Миза Д., М.: Мир, 1982 – с. 217.

Влияние структурных искажений пористых структур кремния на их оптические свойства

Ломов А.А. [1)], ***Чуев М.А.*** [1)], ***Набатов Б.В.*** [2)], ***Васильев А.Л.*** [2)]

lomov@ftian.ru
[1)]Физико-технологический институт РАН, Москва, Россия
[2)]Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова РАН, Москва, Россия

Возможность изменения диэлектрической проницаемости пористого кремния (ПК) в широких пределах делает это материал перспективным для микро- и оптоэлектроники. Слои и многослойные структуры пористого кремния формируют на различных по ориентации, составу и величине легирования подложках. В связи с этим возникает вопрос не только о величинах оптических констант, но и о реальной структуре самих пористых слоев, конфигурации кристаллитов, формы пор и т.д.

В настоящей работе методами двухкристальной рентгеновской дифрактометрии и рефлектометрии, растровой электронной микроскопии и спектрофотометрии выполнены исследования реальной структуры и оптических свойств слоев и сверхрешеток (СР) ПК на подложках Si(111) (Sb) с удельным сопротивлением 0.01 Ом см. Образцы ПК формировались методом анодирования в смеси плавиковой кислоты и этанола. Определены структурные параметры слоев: толщина d = 6 – 66 мкм, деформация 4.5×10^{-4} – 5×10^{-3} и их плотность 0.5 – 0.7 относительно c-Si. Показано, что исследуемые пористые слои только в некотором приближении можно считать однородными по плотности и деформации. Структурные параметры были использованы для оценки по спектрам пропускания величины показателя преломления n подложки в рамках модели эффективной среды.

Установлено (рис. 1), что подложки Si(111) (Sb) имеют ярко выраженную область прозрачности в спектральном диапазоне 1.05 – 1.5 мкм. Пористые слои толщиной ~ 6 мкм приводят к эффекту просветления, а сверхрешетки – к сужению области прозрачности, что может быть использовано при создании, например, оптических фильтров. Однако наличие неоднородной деформации по толщине структур, надежно регистрируемой рентгеновскими методами, приводит к разрушению интерференции и будет служить причиной отказа работы приборов на их основе. Этот факт необходимо учитывать в анализе экспериментальных данных, несмотря на малую толщину этих слоев.

Для восстановления дисперсии оптических констант n и k пористых структур в нормальном к поверхности направлении предложена и реализована методика, основанная на математической обработке с учетом реальных геометрических и физических параметров нескольких спектров пропускания. Методика может быть использована не только для пористых слоев, но и для многослойных гетероструктур.

Авторы выражают благодарность В.А. Караванскому за предоставление образцов для исследований.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 10-02-00527-а).

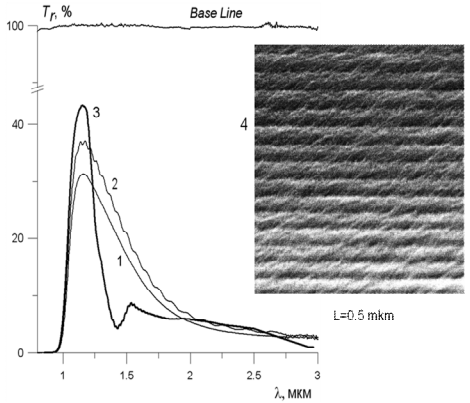


Рис. 1. Спектры пропускания для исходной подложки толщиной d = 350 мкм (1), со слоем ПК (d = 6 мкм) (2), с СР ПК (d = 30 мкм) (3) и фрагмент РЭМ изображения скола сверхрешетки ПК с периодом L = 0.5 мкм (4).

Расслоение твердого раствора GeSi на подложках GaAs и Si

Матвеева Л.А. [1)], ***Венгер Е.Ф.*** [1)], ***Нелюба П.Л.*** [1)]

matveeva@isp.kiev.ua
[1)]Институт физики полупроводников им. В.Е. Лашкарева НАН Украины, Киев, Украина

Интерес к полупроводниковым твердым растворам и гетеросисемам на их основе обусловлен разнообразием электронных, оптических и механических свойств, которые определяются как составом твердого раствора, так и материалом подложки в гетеросистеме. Структуры с GeSi используются для создания солнечных ячеек, детекторов излучений, элементов сенсорной техники, высокочастотных транзисторов. В процессе изготовления гетеросистем в них возникают внутренние механические напряжения (ВМН), приводящие к генерации структурных дефектов на границе раздела (ГР) пленка-подложка, что ухудшает характеристики приборов и снижает их надежность. Работа посвящена исследованию физических свойств гетеросистем с твердым раствором $Ge_{1-x}Si_x$ на подложках GaAs и Si, выявлению особенностей их электронной зонной структуры, а также релаксации ВМН в зависимости от его состава для повышения качества ГР за счет снижения уровня напряжений, а также установления возможности получения гетеросистем без деформации изгиба, которая затрудняет фотолитографический процесс при изготовлении приборов. Гетеросистемы $Ge_{1-x}Si_x$/GaAs и $Ge_{1-x}Si_x$/Si получали термическим испарением в вакууме специально изготовленного сплава GeSi (**x** = 0…0.04), толщина пленки не превышала 2 мкм. Гетеросистемы $Ge_{0,25}Si_{0,75}$/Si были получены методом CVD с толщиной пленки 100 нм.

В эксперименте использованы методы классической и модуляционной спектроскопии электроотражения (ЭО) света, измерения радиуса изгиба гетеросистемы для определения знака и величины ВМН в пленке. ЭО является наиболее чувствительным методом выявления особенностей зонной структуры полупроводника и её изменения под влиянием внешних воздействий. Из спектров ЭО определяли энергию перехода, рассеяние возбужденных светом носителей заряда на поверхности пленки и в подложке в области ГР, их подвижность и время энергетической релаксации, знак и величину ВМН как в пленке, так и в подложке. Распределение Si и Ge в твердом растворе исследовали ЭО и Оже-электронной спектроскопией в сочетании с послойным травлением пленки и электронно-зондовым анализом поперечных сколов гетеросистем. Применяли также обработку образцов облучением γ-квантами 60Co в интервале доз 10^6…$4x10^8$ Р. Для сравнения проведены исследования объемных образцов твердого раствора соответствующего состава.

В Ge/GaAs присутствовали ВМН сжатия. В $Ge_{0.98}Si_{0.02}$/GaAs они не возникали. Это проявлялось в отсутствии изгиба гетеросистемы и улучшении качества границы раздела (параметр уширения спектра ЭО GaAs на ГР уменьшался от 60 до 40 мэВ). Спектры ЭО пленок уширялись с увеличением доли Si, что совпадало с поведением их края собственного поглощения (он размывался) и хвостов плотности состояний в запрещенной зоне. В зависимости от состава пленки в гетеросистеме возникали ВМН сжатия или растяжения, и наблюдалось расслоение твердого раствора. При x меньше 2 ат.% граница раздела обогащалась кремнием, при больших x обогащалась Si поверхность пленки. При x = 0.02 γ-облучение не изменяло энергетическое положение пиков в ЭО, слегка уменьшался параметр уширения, расслоение твердого раствора не наблюдали. Более существенные радиационно-стимулированные эффекты проявлялись при других составах пленок (усиление расслоения твердого раствора, уменьшение ВМН, повышение структурного совершенства ГР).

В гетеросистемах $Ge_{1-x}Si_x$/Si возникали ВМН сжатия при любом составе твердого раствора. Под действием γ – облучения они уменьшались, ГР обогащалась Si. Показана возможность получения гетеросистем без деформации изгиба путем её самоорганизации при переходе в более равновесное состояние с расслоением твердого раствора в пленке.

Малогабаритная эпитаксиальная установка функционального контроля соединений кремния

Миркурбанов Х.А. [1)], ***Котков А.П.*** [2)], ***Романченко А.В.*** [1)]

info@etm.zelcom.ru
[1)]ЗАО «Электронточмаш», Москва, Россия
[2)]ФГУП «НПП «Салют», Нижний Новгород, Россия

В последнее время перед многими производителями остро стоит задача качественного контроля потребляемых и производимых кремний содержащих газов и реагентов [1]. Для обеспечения функционального контроля кремнийсодержащих газов и реагентов через анализ выращенных эпитаксиальных слоев, создана малогабаритная эпитаксиальная установка ЕТМ ФК-1.

Установка ЕТМ-ФК-1 (Рис.1) предназначена для осаждения эпитаксиальных слоёв кремния на монокристаллические подложки кремния и сапфира при научных исследованиях, учебных процессах, отработке технологических процессов и мелкосерийном производстве в областях микроэлектроники и нанотехнологий.

Установка имеет кварцевый горизонтальный реактор с переотражением лучистой энергии и «холодной» стенкой (водяное охлаждение), что позволяет проводить высокотемпературные процессы. Рабочий диапазон температур 900-1250^{o}C [2]. Нагрев подложкодержателя из изостатического графита с SiC покрытием индукционный. Контроль температуры осуществляется термопарой в зоне подложкодержателя. Установка оснащена современной прецизионной системой газораспределения. Газовые элементы и трубки газовой системы имеют полированную внутреннюю поверхность, все сварные швы выполнены с помощью орбитальной сварки; все соединения с металлическими уплотнениями (VCR). Это гарантирует минимальную фоновую память и минимум привносимой дефектности. Установка управляется в автоматическом режиме. В качестве подложек можно использовать фрагменты пластин [3].

Установка ЕТМ-ФК-1 может использоваться для оперативного контроля качества производителями особо чистых кремний содержащих реагентов, а также потребителями реагентов. Представляется перспективным использования данного метода для оперативного контроля чистоты трихлорсилана или моносилана при производстве поликристаллического кремния с использованием Siemens – реакторов. Малые габариты и простота управления позволяют использовать установку для проведения НИР, а так же внедрять ее в учебные процессы в институтах.

Литература

1. Х.А. Миркурбанов, В.Н. Тимофеев и др. *Состояние проблемы разработки эпитаксиальных установок* // Оборонный комплекс – научно-техническому прогрессу России. – М: ВИМИ, 2003, № 3, с. 43-50.
2. Х.А. Миркурбанов и др. Установка эпитаксиального наращивания слоев для индивидуальной обработки подложек большого диаметра. – Наноиндустрия - М.: 2008, № 6, с. 4-5.
3. Х.А. Миркурбанов, А.А. Кравченко и др. *Современное состояние и перспективы развития оборудования для эпитаксии Si-Si, Ge-Si, SiC-SiC и КНС* / VIII Международная конференция «Кремний 2011», Москва, 2011.

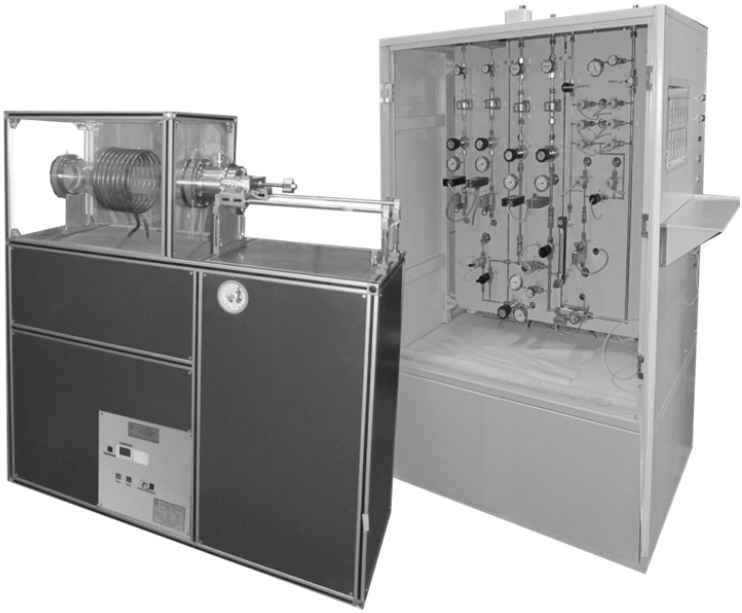


Рис.1 Малогабаритная эпитаксиальная установка функционального контроля соединений кремния.

Опытно-промышленный модуль для получения гранулированного поликремния солнечного качества в реакторе кипящего слоя

Миркурбанов Х.А. [1)], ***Толмачев С.В.*** [2)], ***Трукшин И.Г.*** [3)]

info@etm.zelcom.ru
[1)]ЗАО «Электронточмаш», г. Москва, Россия
[2)]ООО «Группа НИТОЛ», г. Москва, Россия
[3)]ФГУП РНЦ «Прикладная химия», г. Санкт-Петербург, Россия

Как известно, мировые производители поликристаллического кремния (ПКК), в основном, используют оборудование на базе «Сименс- реактора». Основным недостатком данного реактора является высокое удельное энергопотребление 150-250 кВт на килограмм ПКК, что заставляет строить эти заводы вблизи электростанций.

Вторым существенным недостатком этих реакторов является низкая степень конверсии (~30%) трихлорсилана, что требует комплектации этих заводов дорогостоящим оборудованием, улавливания и ректификации отходящих газов для их повторного использования [1, 2, 3].

ЗАО «Электронточмаш» при участии ФГУП РНЦ «Прикладная химия» и ООО «Усолье-Сибирский Силикон» разработан, изготовлен и испытан опытно-промышленный модуль для производства гранулированного ПКК пиролизом моносилана в реакторе кипящего слоя.

При технологических испытаниях опытно-промышленного модуля на базе реактора кипящего слоя были получены следующие показатели:

- удельный расход электроэнергии 9,0 – 12,0 кВт на килограмм ПКК;
- степень конверсии газа кремний-носителя (SiH_4) – (95,0-98,0)%.

Применение такого реактора кипящего слоя позволит производить ПКК с существенно меньшими затратами, чем в «Сименс- реакторе».

При испытаниях для изготовления мелкодисперсных частиц-затравок использовался ПКК производства ООО «Усолье-Сибирский Силикон». Водород и азот подвергались глубокой очистке (точка росы не выше минус 94°С).

Литература

1. О.Е. Гадалова, А.В. Котенко, А.А. Кравченко, Х.А. Миркурбанов, В.В. Одиноков. *Создание производства поликристаллического кремния электронного качества из моносилана*. – Наноиндустрия - М.: 2010, № 1, с. 4-8.
2. В.А. Бородуля, Л.М.Виноградов, О.С. Рабинович, А.В. Акулич. *Теоретический анализ и моделирование получения поликристаллического кремния в реакторе кипящего слоя* // Инженерно-физический журнал, том 78, №1, 2005, с.48-53
3. W.O. Filtvedt, M. Javidi. Development of fluidized bed reactors for silicon production.// Elsevier, 2010, 1980-1995

Зависимость полей температуры в монокристалле кремния от режимов теплообмена с окружающей средой в методе Чохральского

Бердников В.С.[1,2], Митин К.А.[1,2], Клещенок М.С.[1], Григорьева А.М.[1]

berdnikov@itp.nsc.ru
[1]Институт Теплофизики им. С.С. Кутателадзе СО РАН, Новосибирск, Россия
[2]Новосибирский Государственный Технический Университет, Новосибирск, Россия

Метод Чохральского – высокотемпературный технологический процесс. Теплообмен излучением играет существенную роль в процессах теплоотдачи от кристаллов в окружающую среду в ростовой камере и оказывают значительное влияние на поле температуры и распределение осевых и радиальных градиентов температуру в кристалле. С другой стороны плотность аргона в ростовой камере достаточно высока, чтобы конвективный теплообмен оказывал заметное влияние на теплоотдачу от кристалла. Создание современного ростового оборудования и поиск оптимальных параметров технологических режимов роста требует четкого понимания влияния различных механизмов теплообмена на теплоотдачу от кристалла и поиска методов управления вкладами от каждого механизма теплообмена в температурный режим на всех этапах роста. Численное моделирование с использованием упрощенных моделей позволяет определить основные тенденции влияния условий теплоотдачи на поля температуры внутри кристалла, сузить диапазон поиска оптимальных параметров технологических режимов и качественно оценить то или иное конструктивное решение.

Численно исследованы режим теплопроводности, радиационно-кондуктивный, сопряженный конвективный и радиационно-конвективный теплообмен кристаллов с окружающей средой в осесимметричных геометриях, подобных системе «кристалл - газ - стенки ростовой камеры» в методе Чохральского. Показано, что в режимах радиационно-кондуктивного и радиационно-конвективного теплообмена резко растут осевые и радиальные градиенты температуры вблизи нагретого торца кристалла. Роль конвективного теплообмена остается существенной на фоне радиационной теплоотдачи. На пространственную форму термогравитационной конвекции значительное влияние оказывает геометрия расчетной области. Исследована зависимость поля температуры в кристаллах различной длины от режимов теплоотдачи. С ростом длины кристалла меняется пространственная форма конвективного течения и режимы теплоотдачи от кристалла. От геометрии области существенно зависит и радиационная теплоотдача. Как следствие меняются локальные тепловые потоки с образующих кристаллов. Это особенно ярко выражено в области нижнего нагретого торца (вблизи фронта кристаллизации) и в верхней части кристалла, где существенно влияет на поле температуры в кристалле область перехода от кристалла к затравке. Радиальные и осевые градиенты температуры вблизи нижнего нагретого торца сильно зависят от параметров набегающего потока холодного газа.

Математическое моделирование конвективного теплообмена проводилось в сопряженной осесимметричной постановке методом конечных элементов. Решалась система Навье-Стокса в приближении Буссинеска в переменных температура, вихрь, функция тока. Для расчета радиационного теплообмена кристалла с элементами теплового узла и стенками ростовой камеры использовался зональный метод. Метод позволяет получать поля температуры и радиационные потоки тепла с достаточной для инженерных расчетов точностью за приемлемое машинное время.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке РФФИ (грант 09-08-01245а) и интеграционным проектом СО РАН № 34-2009.

Лазерный отжиг тонких пленок германия на кремнии, полученных газофазным химическим осаждением

Зайков В.А.[1)], Новиков А.Г.[1)], Прокопьев С.Л.[1)], Гайдук П.И.[1)], Наливайко О.Ю.[2)], Ивлев Г.Д.[3)]

andrei.novikau.by@gmail.com@e-mail
[1)]Белгосуниверситет, пр. Независимости 4, 220030, г. Минск, Беларусь,
[2)]ОАО «ИНТЕГРАЛ», пл. Казинца 1, 220108 г. Минск, Беларусь,
[3)]Институт физики НАН Беларуси, Логойский Тракт 22, 220090 г. Минск, Беларусь,

Поликристаллические SiGe слои на кремнии с высоким (до 100 %) содержанием Ge перспективны в качестве чувствительных слоев фотоприемников ближнего ИК-диапазона, интегрированных в кремниевую технологию [1]. Такие слои успешно выращиваются химическим осаждением из газовой фазы при низком давлении (ХОГФ НД) [2]. Известно [3], что в интервале температур осаждения 430 - 490 ºС наблюдается рост мелкозернистой поликристаллической пленки Ge. Увеличение температуры осаждения с 500 до 600 ºС приводит к резкому росту размеров зерна и формированию поликристаллических слоев с развитым рельефом поверхности. Требования, предъявляемые к нанесению слоев Ge на Si для фотоприемных структур, заключаются в их высоком кристаллическом совершенстве, что предполагает высокие температуры осаждения, при которых межзеренные границы в Ge слоях имеют минимальную поверхность. Решением данной задачи может служить подход, при котором сначала осаждают мелкокристаллические слои Ge, а затем проводят их рекристаллизацию, например, импульсной лазерной обработкой [4].

Осаждение слоев Ge на кремниевые подложки КЭФ-4,5 с ориентацией (100) проводилось в изотермической зоне горизонтального реактора пониженного давления с горячими стенками "Изотрон 4-150" при постоянном давлении равном 10,0 ± 0,1 Па с использованием 40%-ого моногермана. Температура осаждения слоя Ge изменялась от 390 ºС до 640 ºС. Импульсный лазерный отжиг (ИЛО) структур Si/Ge, выращенных при температуре 470 ºС, проводили излучением рубинового лазера ($\lambda = 694$ нм) при длительности импульса 80 нс. Поверхностная плотность энергии изменялась в диапазоне 0,36 - 1,9 Дж/см^2. Исследования структурно-фазового состава и морфологии поверхности образцов проводили методами растровой электронной микроскопии (РЭМ), резерфордовского обратного рассеяния (РОР), и атомной силовой микроскопии (АСМ).

Измерение и анализ временных зависимостей существования расплава в сравнении с временными зависимостями коэффициента отражения показывают, что пороговой энергией проплавления слоя Ge является плотность энергии 1,0 Дж/см^2. Методом РЭМ исследованы структуры Ge\Si после лазерной обработки и обнаружено, что температура роста 470 ºС является позволяет формировать однородные по толщине структуры Si/Ge с размером зерна < 40 нм, а последующий импульсный лазерный отжиг с плотностью энергии порядка 1,2 Дж/см^2 позволяет провести полную рекристаллизацию слоя Ge и получить сглаженный рельеф поверхности. Размер неоднородностей микрорельефа после лазерного отжига составляет не более 20 нм. Таким образом, в результате выращивания слоев Ge методом ХОГФ НД в сочетании с последующим ИЛО могут быть получены структуры Ge\Si перспективные для разработки фотоприемных устройств на их основе.

Работа выполнена в рамках задания 1.1.02 ГКПНИ “Электроника и фотоника”.

Литература

1. Fidaner O. // IEEE Photonics Technol. Lett.,- 2007, - V 37 - P 432-438.
2. Vega, R.A. // J. Electrochem. Soc. – 2007. – Vol. 154. – № 9. – P. H789-H793.
3. Зайков В.А. // Вестник БГУ, сер. 1, - 2011. - № 1, - С. 28 – 33.
4. Gaiduk, P.I. // Physica B. – 2009. -Vol. 404. - P. 4708-4711.

Применение метода in-situ рентгеновской рефлектометрии для определения параметров наноразмерных пленок кремния

Новоселова Е.Г. [1)], ***Смирнов И.С.*** [1)], ***Егоров А.А.*** [1)], ***Монахов И.С.*** [1)]

met@miem.edu.ru
[1)]Московский государственный институт электроники и математики (ТУ), Москва

В настоящее время особую значимость приобретают методы мониторинга, позволяющие измерять параметры пленочных структур непосредственно во время их формирования – in-situ методы. Применение этих методов способствует получению пленок с заданными характеристиками, позволяя оперативно корректировать режимы технологического процесса.

Преимуществом метода in-situ рентгеновской рефлектометрии является возможность получать информацию о толщине, плотности и среднеквадратичной шероховатости поверхности растущей пленки непосредственно при проведении технологического процесса в реальном масштабе времени.

В докладе приводится описание созданной экспериментальной установки для напыления наноразмерных пленок различных материалов. Установка оснащена рентгенорефлектометрической диагностической системой, основанной на анализе временной зависимости интенсивности зеркально отраженного от образца рентгеновского пучка, регистрируемой при фиксированном значении угла скольжения .

В докладе приведены результаты экспериментов по магнетронному напылению наноразмерных пленок Si и других материалов на различные подложки, на основе которых выявлены границы применимости метода и требования к процессам напыления и условиям измерения.

Фотоиндуцированные изменения темновой проводимости и фотопроводимости в нелегированных пленках a-Si:H при температурах выше комнатных

Ормонт Н.Н. [1)], ***Курова И.А.*** [1)]

ormont@phys.msu.ru
[1)]Московский государственный университет им.М.В.Ломоносова, Москва, Россия

Исследования фотоиндуцированных изменений фотоэлектрических свойств аморфного гидрированного кремния (a-Si:H) продолжают представлять интерес и с научной, и с практической точки зрения, т.к. природа их не ясна до настоящего времени. Проведение этих исследований при повышенных температурах дает возможность рассматривать медленные фотоиндуцированные процессы [1], которые в области комнатных температур могут проявляться лишь при длительных временах измерений.

В докладе приводятся результаты измерений кинетики изменения фотопроводимости (σ_{ph}) и темновой проводимости (σ_d) нелегированных пленок a-Si:H во время и после освещения белым светом от галогенной лампы с ИК-фильтром при различных температурах и интенсивностях освещения. Были измерены также температурные зависимости σ_{ph} и σ_d до и после предварительного освещения пленки.

Исследованы нелегированные пленки a-Si:H, выращенные в ФТИ им А.Ф.Иоффе методом плазмохимического осаждения при температуре 250^0C. Они имели высокую фоточувствительность ($k = \frac{\sigma_{ph}}{\sigma_d} = 10^6$ при комнатной температуре и интенсивности света 70 Вт·см$^{-2}$), что указывает на малую концентрацию оборванных связей кремния. Энергия активации темновой проводимости отожженных пленок имела величину 0.88 эВ.

Было установлено, что при высоких температурах изменения фотопроводимости и темновой проводимости пленок со временем имеют сложные зависимости от интенсивности освещения и температуры во время освещения, что связано с наличием быстрых и медленных фотоиндуцированных процессов. Кинетика релаксации темновой проводимости пленок после их освещения согласуется с изменениями фотопроводимости и темновой проводимости при освещении.

Установлено, что при температурах, близких к комнатной, превалирует быстрый процесс, обуславливающий понижение фотопроводимости и темновой проводимости пленки во время освещения и связанный с образованием фотоиндуцированных оборванных связей кремния в нижней половине запрещенной зоны (эффект Стеблера - Вронского). При температурах выше 400К преобладает медленный процесс, обуславливающий повышение фотопроводимости и темновой проводимости.

Анализ полученных результатов позволяет считать, что наблюдаемые быстрый и медленный процессы фотоиндуцированных изменений фотопроводимости и темновой проводимости пленок a-Si:H независимы и имеют разную природу. Это может быть обусловлено наличием областей с разной упорядоченностью аморфной матрицы и различным типом водородных связей и концентрацией водорода [2].

Литература

1. И.А. Курова, Н.Н. Ормонт. ФТП, **42**, 447 (2008).
2. H. Fritzsche. Annu. Rev. Mater.Res. **31**, 47 (2001).

Свойства мультикристаллического кремния при моделировании исходного состава рафинированного металлургического кремния

Пресняков Р.В. [1)], ***Непомнящих А.И.*** [1)]

ropr@igc.irk.ru
[1)]Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт геохимии им. А.П. Виноградова Сибирского отделения Российской Академии Наук, Иркутск, Россия

Мультикристаллический кремний, полученный направленной кристаллизацией из рафинированного металлургического кремния категорий HP1 и HP2 (HP – High Purity) [1], рассматривается в качестве материала для солнечной энергетики (рис. 1а). В данной работе, исследуя электрофизические характеристики мультикристаллического кремния - такие как удельное сопротивление, время жизни неравновесных носителей заряда, холловская подвижность основных носителей заряда, вольт-амперные характеристики точечного контакта металл-полупроводник [2], мы ставим обратную задачу получения требуемых для ФЭП свойств материала на основе металлургического и полупроводникового кремния (1 и 6 на рис.1а). Массу легирующей навески металлургического кремния подбирали в зависимости от задаваемой концентрации бора 0,3 ppmw (HP1) и 0,1 ppmw (HP2). УЭС полученных образцов мультикремния составило $\rho \geq 0{,}2$ Ом·см и $\rho \geq 0{,}5$ Ом·см, соответственно. Время жизни неравновесных носителей заряда приведено на рис. 1б. Для полученных в работе слитков мультикремния рассчитываются эффективные коэффициенты распределения примесей.

Литература

1. А.С. Басин, А.В. Шишкин. *Получение кремниевых пластин для солнечной энергетики: Методы и технологии.* (Новосибирск: Институт теплофизики СО РАН, 2000) с. 87.
2. Б.А. Красин и др. Известия Вузов. Материалы электронной техники, **№1**, 73 (2006).

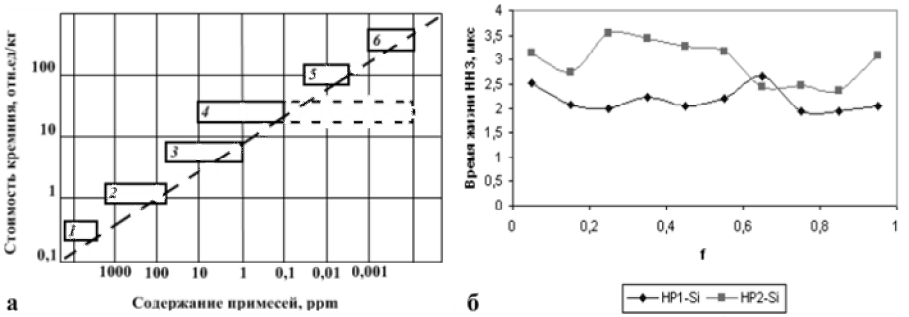


Рис. 1. а - влияние степени очистки металлургического кремния на его стоимость [1] (1 – металлургический кремний, 2 – рафинированный кремний HP1, 3 - рафинированный кремний HP2, 4 - кремний для солнечной энергетики, 5 – монокристаллический кремний, 6 – поликристаллические стержни полупроводникового кремния); б - осевое распределение объёмного времени жизни в мультикристаллическом кремнии после кристаллизации из HP1-Si и HP2-Si (f – доля закристаллизовавшегося кремния).

Изучение флуктуаций температуры и динамики фронта кристаллизации на модели метода Чохральского

***Верезуб Н.А.*[1)], *Простомолотов А.И.*[1)]**

prosto@ipmnet.ru
[1)]Учреждение Российской академии наук Институт проблем механики им. А.Ю. Ишлинского РАН, Москва, Россия

При выращивании монокристаллов кремния из больших загрузочных масс (100 и более кг) течение расплава является гидродинамически неустойчивым, что вызывает флуктуации температуры и примеси в расплаве и приводит к полосчатой микронеоднородности растущих монокристаллов. Ранее гидродинамически неустойчивые течения расплава и флуктуации температуры наблюдались и при малых загрузках тигля из-за асимметрии теплового нагрева и вращения кристалла или тигля. Их количественная корреляция с полосчатой микронеоднородностью была экспериментально исследована в [1].

Современной тенденцией компьютерного моделирования гидродинамики и теплообмена в расплаве при выращивании монокристаллов кремния большого диаметра (200 мм и более) является использование турбулентных моделей [2], которые дают осредненные величины скорости и температуры в расплаве. Эти осредненные модели достаточно хорошо рассчитывают динамику и форму фронта кристаллизации (ФК), но не дают информацию о флуктуациях температуры и примеси вблизи ФК, приводящих к возникновению полос роста.

Альтернативным, но более трудоемким, является прямое компьютерное моделирование гидродинамически неустойчивых течений расплава в приближении Навье-Стокса-Буссинеска с последующим осреднением и расчетом амплитудно-частотных характеристик для статистически однородных во времени флуктуаций скорости, температуры и концентрации примеси в расплаве [3].

В данной работе такой подход был верифицирован по данным эксперимента, полученным для модельной жидкости (этиловый спирт) на лабораторном стенде метода Чохральского [4], в том числе на эксперименте с кристаллизацией модельного вещества – гептадекана [5]. Установлено, что флуктуации температуры в подкристальной области вызваны динамикой образования и отрыва термиков (локально нагретых зон). На Рис. 1 показана пространственная структура термиков в подкристальной области в фиксированный момент времени в виде изотермической поверхности 312 К. Динамика этой структуры такова: термики зарождаются вблизи кромки кристалла и перемещаются к его центру, увеличиваясь в размере, и затем в центре сливаются в опускное течение от ФК. Построены спектральные характеристики флуктуаций температуры в различных точках жидкости в зависимости от условий нагрева тигля. Изучена динамика ФК при изменении скорости вращения кристалла. Развитые представления служат основой анализа температурных флуктуаций и причин полосчатой неоднородности монокристаллов кремния в технологии выращивания по Чохральскому из двойного тигля [6].

Данная работа поддержана проектом РФФИ № 11-08-00966-а.

Литература

1. М.А. Филиппов и др. Изв. АН СССР. Сер. физ. **36**(3), 543 (1972).
2. W. Miller. Phys. Status Solidi. **B247**(4), 855 (2010).
3. Н.А. Верезуб, А.И. Простомолотов. Изв. ВУЗов. МЭТ. **3**, 28 (2000).
4. В.С. Бердников. Изв. ВУЗов. МЭТ. **4**, 19 (2007)
5. В.С. Бердников и др. Вестн. ННГУ. **4**(2), 641 (2011).
6. Н.А. Верезуб, А.И. Простомолотов. Изв. ВУЗов. МЭТ. **4**, 17 (2011).

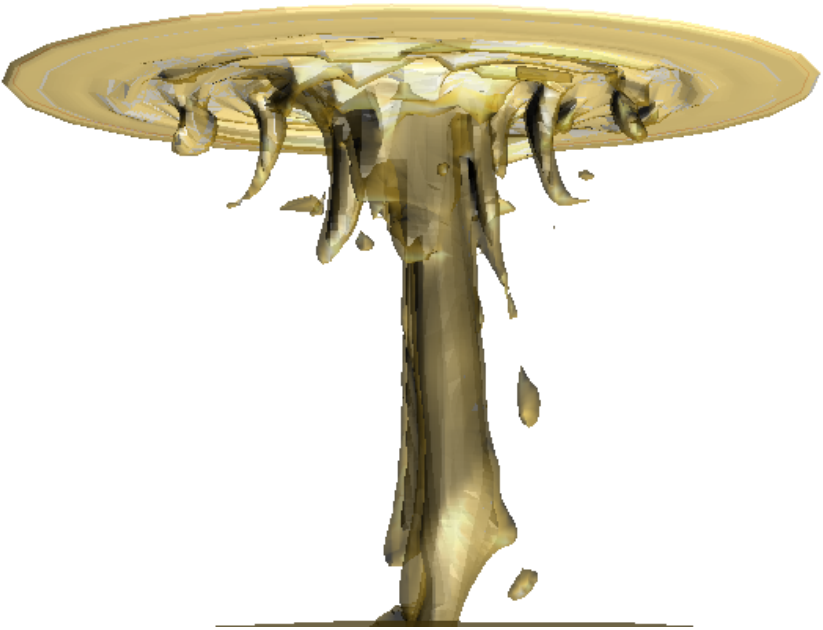


Рис. 1. Структура термиков в подкристальной области в фиксированный момент времени в виде изотермической поверхности 312 К.

Кинетика химического осаждения слоев аморфного кремния

Манжа Н.М.[1)], Рудаков Г.А.[2)]

rudakov_g@mail.ru
[1)]ВНИИА Госкорпорация «Росатом», Москва, Россия
[2)]НПК «Технологический центр», Москва, Зеленоград, Россия

Настоящая работа посвящена исследованию кинетических характеристик роста слоев аморфного кремния (a-Si) от температуры и давления во время процесса осаждения, микрорельефа и его модификация высокотемпературным отжигом (T=1050 ºC) в инертной среде. Структура кремниевых слоев, осажденных из моносиланов, определяется температурой осаждения и давлением в реакторе. В зависимости от этих параметров осажденные слои могут быть аморфными, поликристаллическим (p-Si) или смесью из этих компонентов, что определяет электронные свойства слоев [1].

Осаждение слоев кремния проводилось в изотермическом LPCVD реакторе пиролизом 100% моносилана (SiH_4) при пониженном давлении (P=13-80 Па) в температурном диапазоне (530–630) ºC с расходом газа 3–6 л/ч на кремниевые пластины, окисленные в трихлорэтилене с кислородом на толщину 50 нм.

Получены зависимости скорости роста a-Si по зоне осаждения реактора от температуры осаждения и давления в реакторе. На рис.1 представлена зависимость скорости роста a-Si от положения пластин в реакторе для различных давлений при температуре 570 ºC. Неоднородность скорости осаждения в начале зоны осаждения объясняется несформировавшимся потоком газа SiH_4 в реакторе. Отмечено, что неоднородность скорости роста по зоне осаждения увеличивается, как с увеличением давления, так и с увеличением температуры осаждения.

На рис.2 представлена зависимость скорости слоев аморфного и поликристаллического кремния от температуры осаждения. Видно, что при переходе структуры пленки от аморфной к поликристаллической наблюдается излом кривых роста. Из уравнения Аррениуса:

$$Vp = K_0 \cdot \exp(-Ea / RT),$$

где K_0 – предэкспоненциальный множитель, E_a – энергия активации, R – газовая постоянная, T – температура осаждения и рис.2 была рассчитана энергия активации процесса осаждения для аморфных и поликристаллических слоев. Рассчитанная на основе экспериментальных данных энергия активации процесса осаждения для a-Si составляет $E_{a\text{-}Si}$=(30±0.5) ккал/моль, а для p-Si $E_{p\text{-}Si}$=(25.5±0.4) ккал/моль.

Проведенные исследования структур полученных слоев на электронном микроскопе указывают на то, что до температур осаждения T≤580 ºC слои кремния аморфны, а при T>580 ºC слои кремния состоят из поликристаллитов, вложенных в аморфную матрицу.

Исследования морфологии поверхности слоев a-Si и p-Si сканирующим зондовым микроскопом показали, что микрорельеф поверхности исходной пленки a-Si и модифицированной высокотемпературным отжигом практически одинаков и составляет 6.2 нм и 5.7 нм соответственно по сравнению с пленкой p-Si у которой микрорельеф 32.7 нм при одинаковой толщине слоев.

Литература

1. Н.М. Манжа, А.Н. Сауров. Известия ВУЗов. Электроника., **3**,14 (2006).

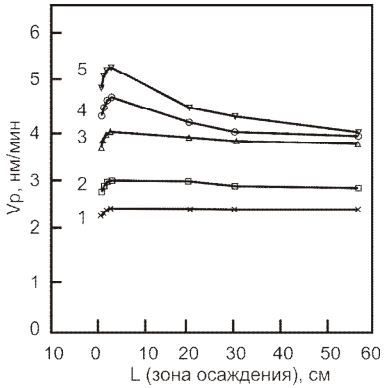


Рис. 1. Зависимость скорости роста a-Si от положения в зоне осаждения при T=570 ºC для давлений: 1 – 13Па, 2 – 26Па, 3 – 52Па, 4 – 66Па, 5 – 80Па.

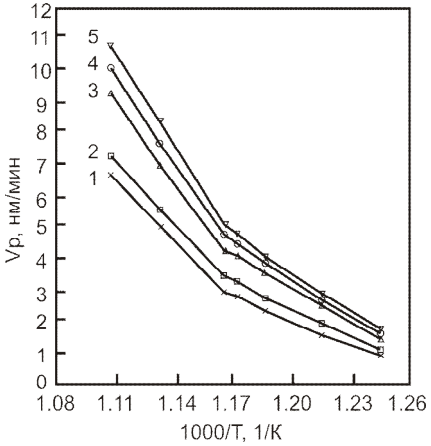


Рис. 2. Зависимость скорости роста a-Si и p-Si от обратной температуры для давлений: 1 – 13Па, 2 – 26Па, 3 – 52Па, 4 – 66Па, 5 – 80Па.

Сужение ширины запрещенной зоны пористого кремния, полученного химическим травлением, с увеличением времени травления

Рустамов Ф.А. [1)], ***Дарвишов Н.Г.*** [1)], ***Мамедов М.З.*** [1)], ***Боброва Е.Ю.*** [1)], ***Гафарова Х.О.*** [1)]

farhad.rustamov@bsu.az
[1)]Бакинский Государственный Университет, НИИ Физических Проблем, Отдел Физики Полупроводников, Баку, Азербайджанская Республика

Слои пористого кремния (ПК) получают как электрохимическим, так и чисто химическим травлением [1]. Хотя механизм образования пористого кремния в обоих случаях идентичен, химический метод травления представляется более простым и технологичным, так как вписывается в обычный технологический цикл обработки кремниевых пластин. В этом случае достаточно окунуть пластинку кремния в соответствующий травящий раствор на некоторое требуемое время. Такая технология позволяет исключить необходимость нанесения омического контакта на обратную сторону пластины и проводить травление без приложения внешнего напряжения.

В данной работе слои пористого кремния были получены методом химического травления на полированной с обеих сторон монокристаллических подложках Si с р-типом проводимости и удельным сопротивлением 20 Ом·см. В качестве травителя был выбран раствор $HF/HNO_3/CH_3COOH$. Травление проводилось в тефлоновой ячейке и только с одной стороны пластинки. Применение химически устойчивой прокладки позволило устранить влияние границ скола пластинки и проводить травление только в выбранной ограниченной области. Площадь обрабатываемой поверхности составляла 1 $см^2$.

Были получены различные образцы ПК отличающиеся временем травления: После инкубационного времени травление проводилось в течении от 1 мин до 45 мин. Все полученные образцы ПК проявляли видимую фотолюминесценцию (ФЛ) при комнатной температуре. Возбуждение проводилось при длине волны 320 нм. Было обнаружено, что с увеличением времени травления положение максимума ФЛ остается почти неизменным (~1.81 эВ).

Для всех полученных образцов были также исследованы спектры возбуждения (СВЛ) на максимальной длине ФЛ. Была проведена экстраполяция низкоэнергетического крыла спектров СВЛ в координатах $(IPLE h\nu)^{1/2}$ прямыми линиями, точки пересечения которых с осью $h\nu$ позволяют определить оптическую ширину запрещенной зоны ПК в каждом случае [2]. Исследования показали, что с увеличением времени травления измеряемая оптическая ширина запрещенной зоны уменьшается с 2.6 эВ до 2.2 эВ.

При химическом методе травления раствор содержит окислитель и поэтому процесс утолщения слоя ПК с течением времени определяется балансом между стравливанием верхнего слоя ПК и порообразованием на границе ПК/Si. На начальном этапе травления преобладает процесс порообразования, толщина слоя ПК увеличивается. Так как верхняя граница подвержена более продолжительному воздействию травящего раствора содержащего окислитель, то она является более пористой и происходит стравливание именно этой высокопористой области ПК. То есть с ростом времени травления происходит стравливание нанокристаллитов кремния меньшего размера и поэтому средний размер нанокристаллитов кремния увеличивается приводя к сужению оптической ширины запрещенной зоны.

Литература

1. V. Lehmann. Electrochemistry of Silicon. (New York: Willey VCH, 2002) p. 277.
2. F.A. Rustamov et al., J. Lumin. 131(10), 2078 (2011).

Изучение получения поликристаллического кремния из кварца неравновесным плазмохимическим методом

Борисов Л.А.[1)], Гришин Ю.М. [1)], Козлов Н.П. [1)], Скрябин А.С. [1)]

terra107@yandex.ru
[1)]Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана», Москва, Россия

Научный и практический интерес к плазмохимическим методам получения поликристаллического кремния из его оксидов возник достаточно давно. Возможность получения кремния из кварца плазмохимическим методом с применением водорода впервые упомянута еще в [1]. В настоящее время интенсивно проводятся исследования вариантов плазменных методов с использованием различных восстановителей [2, 3].

В данной работе представлены и обсуждаются результаты экспериментально-теоретического исследования плазмохимического метода [4] получения поликристаллического кремния из кварца, основанного на возможности осуществления неравновесного газофазного процесса связывания кислорода, полученного в результате диссоциации молекул SiO_2 в водородосодержащем потоке плазмы инертного газа.

Метод реализуется следующим образом. На первой фазе происходит гомогенизация и атомизация исходного дисперсного гетерогенного потока плазмообразующего газа (Ar), водорода и мелкодисперсного кварца в канале электродного узла и начальной части струи плазмы, вытекающей из плазмотрона. Фаза быстрого охлаждения сформированной газофазной смеси осуществляется в водоохлаждаемом канале плазмохимического реактора, где инициируется комплекс неравновесных химических реакций, приводящих к связыванию свободного кислорода водородом в условиях отсутствия реакций образования оксидов кремния. На последней фазе полученные пары кремния конденсируются.

По результатам теоретических исследований было установлено влияние размеров исходных частиц кварца и степени неравновесности протекающих в плазмохимическом реакторе химических процессов на эффективность наработки паров кремния. Теоретическое значение выхода кремния при оптимальных режимных и энергомощностных параметрах составляет 90%.

Экспериментальные исследования проведены на плазменной установке с использованием стационарного электродугового аргонового микроплазмотрона с потребляемой электрической мощностью до 3,0 кВт. Установлены зависимости выхода получаемого кремния от дисперсности перерабатываемых частиц кварца, расхода газа-восстановителя и т.д. По результатам микроскопических исследований, рентгеноспектрального микроанализа и рентгенофазового анализа выявлено, что средний размер частиц получаемого поликристаллического кремния составляет 0,1-0,2 мм при чистоте 99,8-99,9 % и максимальном выходе 60 %.

Литература

1. Юхимчук С.А., Шинка В.П. Тез. докл. совещания «Плазменные процессы в металлургии и технологии неорганических материалов» (М., Россия, 1976). с.8.
2. Бибиков М.Б. и др. ХВЭ, 1, 44 (2010).
3. Ma. W. et al. Solar Energy Materials and Solar Cells, 81 (2004).
4. Гришин Ю.М. и др. Горный журнал, 12 (2010).

Получение и свойства наноструктурированных объемных твердых растворов кремний-германий (SiGe)

Бублик В.Т.[1)], Каратаев В.В.[2)], Освенский В.Б.[2)], Пархоменко Ю.Н.[2)], Сорокин А.И.[2)], Табачкова Н.Ю.[1)]

girlab22@mail.ru
[1)]Национальный исследовательский технологический университет „МИСиС“, Москва, Россия
[2)]Государственный научно-исследовательский и проектный институт редкометаллической промышленности „Гиредмет“,
Москва, Россия

Объемные наноструктурированные кристаллы твердого раствора $Si_{0.8}Ge_{0.2}$ n- и p-типа, получали методом механохимического синтеза и последующего искрового плазменного спекания (SPS) нанопорошков. Механический синтез осуществляли в высокоэнергетической планетарно-шаровой мельнице Retsch PM 400 (MA – type) в инертной атмосфере. Исследована зависимость состава порошка от времени помола. С использованием методов рентгеновской дифрактометрии и просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения установлено, что полученный порошок состава $Si_{0.8}Ge_{0.2}$ является однофазным, а размер частиц составляет ~10 нм.

Спекание порошков проводили в установке SPS (SPS 511S) при температурах 900 □ 1100 ºC. Структуру спеченных объемных материалов исследовали методами рентгеновской дифрактометрии, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии, в том числе высокого разрешения.

Термоэлектрические свойства легированных образцов n- и p-типа измеряли при температурах от 30 до 800 ºC на установках ZEM-3 (электропроводность и термоЭДС), LFA457 (температуропроводность) и DSC 404 (удельная теплоемкость).

Приведены термоэлектрические свойства объемных твердых растворов при различных условиях легирования.

Особенности формирования смачивающего слоя Ge на Si(111) и (001) в квазиравновесных условиях роста

Тийс С.А. [1)]

teys@isp.nsc.ru
[1)]Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН, Новосибирск, Россия

Хорошо известно, что рост Ge на поверхности Si происходит по механизму Странского-Крастанова. Однако, на атомном уровне процессы образования смачивающего слоя (СС) и начала формирования трехмерных островков Ge на разных ориентациях подложки существенно отличаются, и зависят не только от температуры и напыленного покрытия [1], но и от скорости роста.

Формирование и исследования СС проводились in situ в сверхвысоковакуумной установке сканирующего туннельного микроскопа (СТМ) производства фирм OMICRON. Молекулярно-лучевая эпитаксия Ge проводилась на атомарно-чистую поверхность Si при температурах 300-500^{o}C со скоростями 10^{-3} - 10^{-1} БС/мин (БС - один бислой Ge соответствует 1.44×10^{15}ат/см^{2}), что обеспечивало квазиравновесные условия роста.

В представленной работе с помощью метода СТМ получена информация об атомных процессах при формировании СС на поверхностях Si(111) и (001). Проанализированы места зарождения новых трехмерных островков Ge поверх СС. Показаны различия в механизмах формировании СС и трехмерных островков на поверхностях Si(111) и (001) в квазиравновесных условиях роста.

На грани Si(111) в квазиравновесных условиях роста формирование СС начинается с аккумулирования Ge в кластерах величиной не больше половины элементарной ячейки поверхностной структуры 7x7. Затем атомы Ge переходят из кластеров в псевдоморфные, напряженные трёхбислойные (3БС) островки в рамках механизма многослойного роста [2]. По мере латерального разрастания 3БС островков и их коалесценции в сплошной СС происходит изменение структуры поверхности островков от (7x7) к (5x5), что в несколько раз увеличивает скорость поверхностной диффузии атомов Ge по поверхности СС при неизменной температуре роста [3]. Зарождение новых трехмерных островков Ge поверх СС начинается в местах наименьшего напряжения решетки Ge, и на значительно больших расстояниях, чем расстояния между 3БС островками на исходной подложке кремния.

На основе экспериментальных данных СТМ показаны 6 последовательных стадий формирования фазы Ge на поверхности Si(111) и последовательность изменения напряженного состояния Ge на разных стадиях роста.

На грани Si(100) накопление напряжений в процессе роста Ge приводит к изменению поверхностной структуры от (2x1) к (2xN) и (MxN), что сопровождается развитием шероховатости поверхности и возникновением отдельных фасеток {105} [4]. Эти процессы существенно замедляют поверхностный массоперенос Ge. Тем не менее, формирование фасеток {105} сопровождается локальным переходом атомов Ge из исходных плоскостей {001} в {105}. Таким образом, при пониженных температурах роста (300-400^{o}C), и замедленной поверхностной диффузии Ge происходит повсеместная огранка СС фасетками {105}, которые формируют из СС массив хат-кластеров. По этой причине плотность хат-кластеров слабо зависит от температуры роста.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 12-02-01128-а.

Литература

1. S.A. Teys, A.B. Talochkin, B.Z. Olshanetsky, J. Cryst. Growth **311**, 3898 (2009).
2. B. Voigtlaender and A. Zinner, Surface Sci. **351**, L233 (1996).
3. С.А. Тийс и др. ФТТ **46** 83 (2004).
4. I. Goldfarb, et al., Phys.Rev.Lett. **78** 3959 (1997).

Исследование стабилизации характеристик пористого кремния за счет добавок окислителя в электролит

Трегулов В.В. [1)]

trww@yandex.ru
[1)]Рязанский государственный университет имени С.А. Есенина, г. Рязань, Россия

Основным препятствием для применения пористого кремния (ПК) при изготовлении полупроводниковых приборов является нестабильность его характеристик. Стабилизировать характеристики ПК можно за счет введения в состав электролита окислителей, например $FeCl_3$ [1]. При электрохимическом окислении кремния в присутствии $FeCl_3$ поддерживается высокая концентрация ионов Fe^{3+} вблизи поверхности кремниевой пластины. В результате в процессе формирования слоя ПК менее стабильные связи $Si-H$ заменяются более стабильными $Si-Fe$ и $Si-O-Fe$ [1].

В данной работе исследовалась попытка стабилизации характеристик ПК, полученного методом анодного электрохимического травления, за счет добавления в электролит водного раствора $KMnO_4$. Использовалась монокристаллическая кремниевая пластина p-типа проводимости с удельным сопротивлением 1 Ом·см. Процесс проводился в электролите HF (48%):C_2H_5OH: водный раствор $KMnO_4$ (0,04М) с содержанием компонентов 0,5:0,5:1,0. Формирование ПК производилось в течение 10 минут при плотности тока 12,5 мА/см^2. Образец №1 был изготовлен при освещении поверхности кремниевой пластины в ходе электрохимического травления, №2 – без освещения.

Оба образца обладали ФЛ в видимой области спектра. Интегральная интенсивность ФЛ не изменилась после хранения образцов при нормальных условиях в течение одного месяца.

Стабильность электрофизических характеристик образцов №1 и №2 оценивалась по высокочастотным вольт- фарадным характеристикам (ВЧ ВФХ), измеренным на частоте 1 МГц, при температуре 300 К (рис.1, рис.2). Максимум на ВЧ ВФХ обоих образцов может быть объяснен процессами перезарядки энергетических уровней быстрых поверхностных состояний на границе раздела между кремниевыми кристаллитами и SiO_x, находящегося в порах. Для образца №1 ВЧ ВФХ (рис.1) в течение месяца изменяется более заметно, чем для образца №2 (рис.2).

Перманганат- ион MnO_4^- в кислотной среде является сильным окислителем. Поэтому добавление $KMnO_4$ в электролит при электрохимическом способе формирования ПК приводит к ускорению окисления кремния. В результате кремниевые кристаллиты становятся более мелкими даже при отсутствии освещения поверхности кремниевой пластины в процессе роста ПК. Это объясняет наличие ФЛ в видимой области спектра для обоих образцов. Стабилизация ВЧ ВФХ может быть объяснена эффектом пассивации поверхности кремниевых кристаллитов за счет замены связей $Si-H$ на более стабильные связи $Si-Mn$ и $Si-O-Mn$. Более существенное изменение ВЧ ВФХ для образца №1 в течение месяца по сравнению с образцом №2, можно объяснить снижением активности химических окислительных процессов при освещении. Под действием света $KMnO_4$ в водном растворе превращается в диоксид марганца и его окислительная способность снижается.

Таким образом, электрохимическое окисление кремния без освещения с добавкой $KMnO_4$ в электролит, позволяет стабилизировать характеристики ПК.

Литература

1. О.Ю. Шевченко, Д.Н. Горячев, Л.В Беляков, О.М. Сресели. ФТП, 44, 669 (2010).

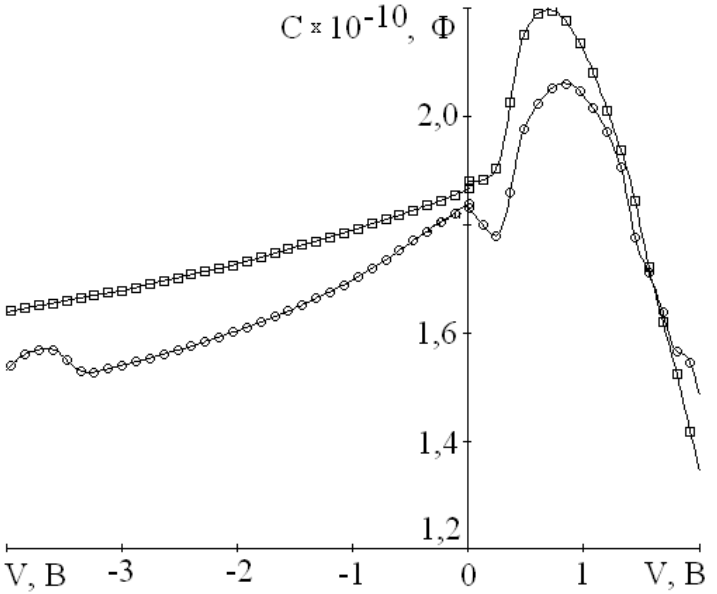


Рис. 1. ВЧ ВФХ образца №1 (○ – на следующий день после изготовления, □ – через месяц после изготовления).

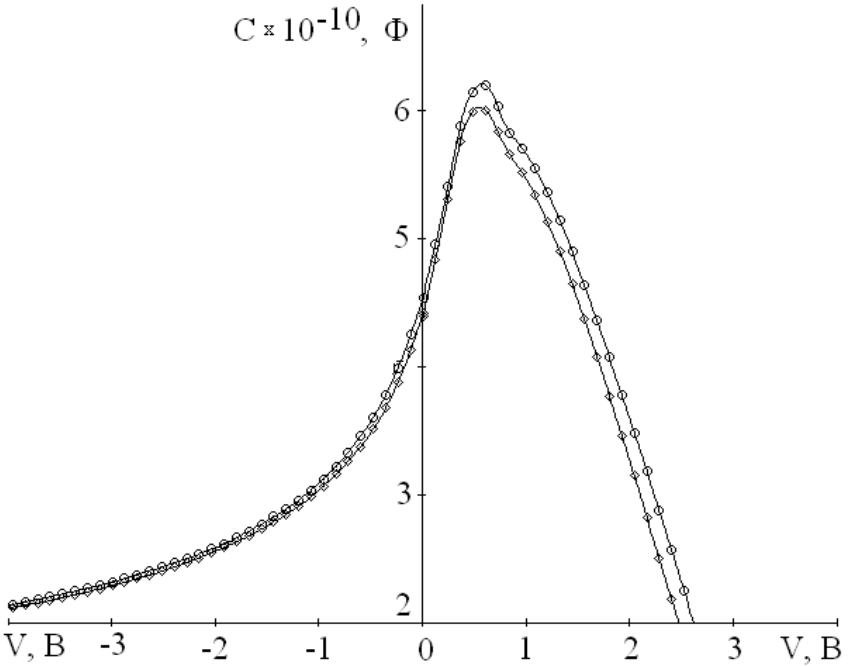


Рис. 2. ВЧ ВФХ образца №2 (○ – на следующий день после изготовления, □ – через месяц после изготовления).

Изучение кристаллографии и электрофизических параметров монокристаллов кремния (111), полученных методом бестигельной зонной плавки

Фрицлер К.Б. [1)], ***Труханов Е.М.*** [1)], ***Калинин В.В.*** [1)]

kbf@isp.nsc.ru
[1)]Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН, Новосибирск, Россия

Для метода бестигельной зонной плавки характерно существенное варьирование условий роста в процессе кристаллизации. Это приводит к изменениям морфологии поверхности слитка и характера распределения примесей, а также влияет на структурное состояние кристалла. В процессе роста нами регистрировался ряд параметров: скорости подачи и вращения монокристалла и поликремния, мощность генератора, диаметр слитка, расстояние от индуктора до фронта кристаллизации и др. *In-situ* также фиксировались изменения морфологии монокристалла, свидетельствующие о развитии следующих трех гранных форм (ГФ) роста: (1) традиционная форма октаэдра, а также установленные нами формы (2) ромбического додекаэдра и (3) тетрагонтриоктаэдра, когда поверхность роста ограняется, соответственно, плоскостями (111), (110) и (112) [1,2]. На выращенных слитках бесконтактным СВЧ методом изучалось распределение времени жизни неравновесных носителей заряда τ.

ГФ(1) постоянно наблюдается при выращивании шейки слитка, когда имеет место максимальный градиент температур и наибольшее переохлаждение. При увеличении диаметра бездислокационного монокристалла контролируемое уменьшение переохлаждения расплава и средней скорости кристаллизации сопровождается переходом от ГФ(1) к ГФ(2 или 3). Нами установлено, что скорость кристаллизации коррелирует с распределением τ по длине слитка, поскольку экстремумы обеих зависимостей совпадают. При росте цилиндрической части слитка, когда контролируемые оператором параметры не изменяются, нестабильность процесса кристаллизации обусловлена периодическими накоплениями жидкой фазы и последующими локальными возрастаниями тангенциальной и аксиальной скоростей роста в областях реберных выступов ГФ(2 и 3). Это вызывает образование наростов указанных ГФ. Вблизи наростов в приповерхностной области кристалла наблюдаются существенные изменения τ. Нестабильность процесса кристаллизации повышает риск генерации дислокаций [3], что наиболее характерно для монокристаллов большого диаметра из-за высокого уровня термоупругих напряжений. Введение дислокаций сопровождается переходом от ГФ(2 или 3) к ГФ(1), а последующая полигонизация приводит к исчезновению и реберных выступов ГФ(1).

Литература

1. С. А. Строителев. *Кристаллохимический аспект технологии полупроводников*. (Новосибирск, Наука, 1976).
2. К.Б. Фрицлер, Е.М. Труханов, В.В. Калинин и др. *In situ контроль структуры кристаллов бестигельного Si (111) на основе поведения реберных выступов*. Письма в ЖТФ, т.33, вып.12, 55-60 (2007)
3. A. Muiznieks, G. Raming, A. Miihlbauer, J. Virbulis, B. Hanna,W.v. Ammon. *Stress-induced dislocation generation in large FZ- and CZ-silicon single crystals - numerical model and qualitative considerations.* J. Crystal Growth 230, 305 (2001)

Перестройка зонной структуры твердых растворов $Si_{1-x}Ge_x$ в зависимости от состава

Турищев С.Ю. [1)], ***Терехов В.А.*** [1)], ***Кашкаров В.М.*** [3)], ***Шенгуров В.Г.*** [2)]

tsu@phys.vsu.ru
[1)]Воронежский государственный университет, Воронеж, Россия
[2)]Нижегородский государственный университет, Нижний Новгород, Россия

В работе проведены исследования электронно-энергетического спектра в зоне проводимости нанослоев твердых растворов (ТР) $Si_{1-x}Ge_x$ выращенных на подложках кристаллического кремния методом сублимационной молекулярно-лучевой эпитаксии. Были сформированы структуры, содержащие единичный нанослой твердого раствора $Si_{1-x}Ge_x$/c-Si и системы с буферным слоем $Si_{1-x}Ge_x$/c-Si/c-Si. Содержание германия варьировалось от 0,017 до 0,8. Распределение локальной парциальной плотности электронных состояний вблизи дна зоны проводимости было исследовано для всех образцов методом спектроскопии ближней тонкой структуры края рентгеновского поглощения (XANES - X-ray Absorption Near Edge Structure). Экспериментальные спектры XANES вблизи $L_{2,3}$ уровня кремния были получены на канале Mark II синхротрона SRC (Synchrotron Radiation Center, Университет Висконсин - Мэдисон, г. Стоутон, США). Глубина информативного слоя при получении указанных спектров составляла ~ 5 нм. Точность определения особенности в этих спектрах составляла ~ 0.05 эВ, что позволяло соответственно проследить поведение точек минимума зоны проводимости Δ_1, L_1 и Γ_{15} [1] в зависимости от состава.

Показаны изменения в распределении локальной парциальной плотности состояний поверхностных нанослоев ТР. Во всех исследованных структурах наблюдается смещение в положении дна зоны проводимости относительно остовного 2p3/2 уровня кремния (минимум Δ_1 зоны проводимости). Максимальное смещение Ec (Δ_1 + 0,21 эВ) наблюдается для слоя ТР, для которого методом АСМ зарегистрирована кластерицазия, с содержанием германия x=0.7. В тоже время, сдвига L_1 не зарегистрировано ни для одного из изученных ТР. Более того, для слоев с кластеризацией показан существенный сдвиг в положении минимума Γ_{15} также в сторону точки L_1, сопровождающийся заметным размытием плотности состояний. Последний факт указывает на существенные напряжения, возникающие на границе слоев ТР с подложкой и/или буферным слоем.

Данная работа частично выполнена на The Synchrotron Radiation Center, University Of Wisconsin-Madison, который поддерживается NSF грант To. DMR-0537588.

Литература

1. J. F. Morar, P. E. Batson, and J. Tersoff. Phys. Rev. B, **47**(7), 4107 (1993).

Формирование структуры поверхности (001) монокристаллического кремния в водных растворах KOH с повышенным содержанием K_2CO_3

***Усенко А.Е.*[1)], *Трафимович О.А.*[1)], *Юхневич А.В.*[2)]**

yukhnevich@bsu.by
[1)]Белорусский государственный университет, Минск, Беларусь
[2)]Научно-исследовательский институт физико-химических проблем Белорусского государственного университета, Минск, Беларусь

Анизотропное растворение маскированных поверхностей монокристаллического кремния (m-Si) в щелочных растворах является одним из ключевых технологических этапов в процессе изготовления кремниевых микро- и наноустройств различного назначения (MEMS, NEMS, MOEMS, химико-аналитических и др.). Несмотря на широкое применение водных растворов KOH в качестве анизотропных травителей для m-Si, остается недостаточной воспроизводимость структуры травленой поверхности, в частности, – формы и кристаллографической ориентации отдельных элементов ее микрорельефа. Об этом свидетельствуют, например, противоречивые данные об ориентации микроповерхностей, формирующихся под вершинами выпуклых углов химической маски, нанесенной на технологически важную поверхность (001) кристалла [1, 2]. Нет также полной информации о факторах, определяющих особенности формирования нанорельефа таких усекающих поверхностей при растворении. Знание этих факторов необходимо для управления с высокой точностью процессами направленного структурирования поверхности монокристалла.

В данной работе представлены результаты экспериментального исследования влияния содержания K_2CO_3 в водных растворах KOH (основная примесь в исходных твердых и жидких реактивах KOH) на формообразование поверхности Si-(001) вблизи вершин выпуклых прямых углов химической маски с ориентацией сторон типа <110> и <100> при травлении кристалла в этих растворах. Опыты проводили в интервале температур 60–80 °C, использовали растворы с концентрацией KOH 10–14 моль/л. Для изучения влияния карбоната готовили серии растворов с различным его содержанием: от менее 0.5 масс. %, до концентрации, близкой к пределу насыщения в системе $KOH–H_2O$ при температуре 25 °C. Состав растворов уточняли методом кислотно-основного титрования. Рельеф травленой поверхности исследовали при помощи сканирующего электронного микроскопа LEO-1420 и микрогониометра, сконструированного на основе микроинтерферометра МИИ-4.

Экспериментально установили, что повышение содержания K_2CO_3 (выше 0.05 моль/л) в исследуемых растворах существенно влияет на процесс растворения кристалла вблизи вершин углов маски. Об этом свидетельствуют своеобразные зависимости кристаллографической ориентации самоформирующихся микро-поверхностей, их микро-/нано-рельефа, а также скоростей их травления от содержания карбоната в растворах с различной концентрацией KOH. В частности, наблюдается уменьшение отношения скоростей растворения этих поверхностей, формирующихся вблизи вершин углов маски типа <110> и <100> в травителях с концентрацией KOH 12 моль/л и ниже. А для растворов с концентрацией KOH 14 моль/л такая закономерность не отмечена. Следовательно, повышению качества и воспроизводимости параметров кремниевых микро-/нано-приборов, изготавливаемых с использованием технологии маскированного химического травления монокристалла в водных растворах KOH, будет способствовать контроль и учет содержания K_2CO_3 в этих растворах.

Литература

1. P .Pal et al. J. Micromech. Microeng. **17**, R 111 (2007).
2. G. K .Mayer et al. J. Electrochem. Soc. 137 (**12**), 3947 (1990).

Оптические и фотоэлектрические свойства пленок полиморфного гидрированного кремния

Хенкин М.В. [1)], ***Емельянов А.В.*** [1)], ***Форш П.А.*** [1),2)], ***Казанский А.Г.*** [1)]

mark.khenkin@gmail.com
[1)]Московский государственный университет имени М.В. Ломоносова, Москва, Россия
[2)]Национальный исследовательский центр " Курчатовский институт", Москва, Россия

Пленки аморфного (a-Si:H) и нанокристаллического (nc-Si:H) гидрированного кремния имеют большие перспективы применения для создания солнечных элементов и других тонкопленочных оптоэлектронных приборов. В последнее время большое внимание исследователей уделяется пленкам с малой долей нанокристаллических включений, содержащихся в аморфной кремниевой матрице. Это связано с имеющимися в литературе свидетельствами улучшенной стабильности свойств таких пленок по сравнению с традиционным a-Si:H [1].

В конце 1990-х Roca i Cabarrocas и др. продемонстрировали возможность получения нового материала близкого к a-Si:H, в процессе осаждения которого существенную роль играют нанокристаллы и кластеры кремния, — полиморфного кремния (pm-Si:H) [2,3]. Проведенные ранее исследования показали, что этот материал обладает меньшей концентрацией дефектов и улучшенной стабильностью параметров по сравнению с a-Si:H.

В представленной работе изучались фотоэлектрические и оптические свойства pm-Si:H и их связь с особенностями структуры и условиями получения пленок. Пленки, толщиной 0,2-0,5 мкм, осаждались при разложении смеси моносилана (SiH_4) и водорода (H_2) в плазме ВЧ тлеющего разряда, в условиях, соответствующих получению pm-Si:H (Ecole Politechnique, Франция). Сведения о структуре пленок получались из анализа спектров комбинационного рассеяния света (КРС) и при помощи просвечивающей электронной микроскопии. Спектральные зависимости коэффициента поглощения в области края поглощения измерялись методом постоянного фототока. Сведения о природе парамагнитных центров в пленках pm-Si:H получались из анализа спектров ЭПР.

Проведенные исследования показали наличие в некоторых образцах pm-Si:H нанокристаллов размером 2-5 нм. Присутствие малой доли кристаллических включений не приводило к появлению на спектрах КРС пика, характерного для кристаллической фазы, но изменяло форму спектральных зависимостей коэффициента поглощения и температурных зависимостей фотопроводимости.

На спектрах ЭПР всех исследованных образцов pm-Si:H доминировал сигнал с g-фактором 1,998, не характерный для a-Si:H и ранее наблюдавшийся другими группами в образцах nc-Si:H [4].

Исследование спектральных зависимостей коэффициента поглощения и температурных зависимостей фотопроводимости позволили определить влияние условий получения пленок – температуры осаждения, давления и состава газовой смеси, - на стабильность параметров пленок полиморфного кремния при их освещении.

Литература

1. J. Yang, A. Banerjee, S. Guha, Appl. Phys. Let., v.70. P.2975-2978 (1997).
2. P. St'ahel, M. Hamma, P. Sladek, P. Roca i Cabarrocas, J. Non-Cryst. Solids, v.227-230, p. 276-280 (1998).
3. M. Meaudre, R. Meaudre, M. Butte, S. Vignoli, C. Longeaud, J.P. Kleider, P. Roca i Cabarrocas, J. Appl. Phys., v. 86, 2, p.946-950 (1999).
4. F. Finger, J. Muller, C. Malten, R. Carrius, H. Wagner, J. Non-Cryst. Solids 266-269, 511-518 (2000).

Стендовые доклады, секция 4

Приборные структуры на основе кремния для микро-, опто-, солнечной и силовой электроники, микромеханики и других применений

Кремниевые пленочные структуры с наноразмерными диэлектрическими слоями из оксидов редкоземельных элементов

***Гурьянов А.М.*[1)], *Лебедев В.М.*[2)]**

gurjanovam@mail.ru
[1)]Самарский государственный архитектурно-строительный университет, Самара, Россия
[2)]Петербургский институт ядерной физики, Гатчина, Россия

Оксиды редкоземельных элементов (РЗЭ) относятся к альтернативным диэлектрикам (диэлектрикам с высокой диэлектрической проницаемостью – high-*k* dielectrics) и являются перспективными материалами для создания изолирующих слоев в кремниевых пленочных структурах микро и наноэлектроники.

Диэлектрические пленки оксидов гольмия, диспрозия, иттрия, скандия и эрбия толщиной 20-100 нм изготавливались на полированных кремниевых подложках методом термического окисления предварительно нанесенного вакуумным термическим распылением слоя РЗЭ. Определялись свойства, как самих диэлектрических пленок оксидов, так и свойства границ раздела фаз кремниевая подложка – диэлектрик, а также МДП-структур с диэлектрическими слоями из оксидов РЗЭ.

Элементный состав и концентрационные профили кислорода, кремния и редкоземельного элемента в структурах диэлектрическая пленка – кремниевая подложка определялись ядерно-физическими методами элементного микроанализа: спектрометрии резерфордовского рассеяния и ядерных реакций с дейтронами на аналитическом комплексе на базе электростатического ускорителя Петербургского института ядерной физики имени Б.П. Константинова. Установлено наличие на границе раздела фаз двух переходных слоев, одним из которых является слой двуокиси кремния. Элементный состав второго переходного слоя выражается формулой $R_{2+x}Si_{1-y}O_5$ (R – химический символ РЗЭ).

Методами отражательной эллипсометрии определялись оптические параметры диэлектрических пленок (толщина, показатель преломления) и структур кремниевая подложка – диэлектрическая пленка. Установленной моделью отражающей поверхности структуры диэлектрическая пленка оксида РЗЭ – кремниевая подложка является модель однородной прозрачной пленки на поглощающей подложке с двумя переходными слоями, одним из которых является поверхностный слой двуокиси кремния. В рамках установленной модели по измеренным эллипсометрическим углам рассчитывались оптические параметры (показатель преломления и толщина) пленок, а также параметры переходных слоев на границе диэлектрик – полупроводник, которые использовались при определении электрофизических характеристик МДП-структур.

Установлено, что электропроводность исследуемых диэлектрических пленок, определяемая по вольтамперным характеристикам МДП-структур, описывается механизмом Пула-Френкеля. Из измеренных высокочастотных вольт-фарадных характеристик рассчитывались удельная емкость диэлектрического слоя, коэффициент перекрытия по емкости, величина управляющего напряжения, поверхностная плотность встроенного заряда в диэлектрике, эффективная плотность поверхностных состояний при потенциале плоских зон. Показано, что наличие переходных слоев на межфазной границе диэлектрик – полупроводник приводит к уменьшению удельной емкости МДП-структур и увеличению поверхностной плотности встроенного заряда в диэлектрике и эффективной плотности поверхностных состояний. Используя данные о параметрах пленок и переходных слоев на границе диэлектрик – полупроводник, получены значения диэлектрической проницаемости пленок оксидов РЗЭ в рассматриваемых МДП-структурах. Методом внутренней фотоинжекции электронов из металла или кремния в пленку оксида РЗЭ определены высоты потенциальных барьеров на границах диэлектрика в МДП-структурах.

Восстановление чувствительности кремниевых фотодиодов в вакуумном ультрафиолете

***Забродский В.В.*[1,2], *Аруев П.Н.*[1,2], *Белик В.П.*[1], *Бер Б.Я.*[1], *Дроздова М.В.*[1], *Забродская Н.В.*[1], *Лазеева М.С.*[1], *Суханов В.Л.*[1], *Филимонов В.В.*[1]**

sildet@mail.ioffe.ru
[1]Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, РФ
[2]Санкт-Петербургский Государственный Политехнический Университет Санкт-Петербург, РФ

Потребность в детекторах вакуумного ультрафиолета (ВУФ) обусловлена развитием литографии, астрофизики и исследованиями в области физики плазмы. Кремниевые фотодиоды с тонким входным окном (мертвым слоем) используются в качестве детекторов как вторичные стандарты чувствительности для ВУФ [1]. Для метрологического применения фотодиодов важно знать их чувствительность, а также стойкость фотодиодов к воздействию ВУФ и ЭУФ спектра. Абсолютная калибровка фотодиодов проводится в метрологических центрах, где в качестве источника излучения используется синхротронное излучение, а первичным эталоном служат криогенные болометры.

Кремниевые фотодиоды значительно проще в использовании, чем криогенные болометры и позволяют проводить измерения в широком спектральном диапазоне излучений от ближнего инфракрасного диапазона до рентгена. Однако при длительном облучении высокоэнергетичными квантами у фотодиодов наблюдается значительное изменение квантовой эффективности, которое вызвано возникновением дефектов в активной области детектора.

В данной работе представлено сравнение метрологических характеристик двух вариантов кремниевых фотодиодов, выполненных на подложках противоположного типа проводимости, обладающих различным составом входного окна и имеющих толщину мертвого слоя порядка 10 нм. Требование к толщине мертвого слоя связано с минимальной глубиной поглощения ВУФ излучения. Для кремния, эта величина находится в пределах единиц нм [2].

Проведено исследование пространственного отклика кремниевых n-p [3,4] и p-n [5] фотодиодов после облучения в вакуумном ультрафиолете на длине волны 121.6 нм. В рамках представленной работы обнаружено, что p-n фотодиоды обладают заметным эффектом восстановления чувствительности в облученной области, у n-p фотодиодов этот эффект не зафиксирован.

Работа поддержана Министерством образования и науки Российской Федерации (договор 11.G34.31.0001 с СПбГПУ и ведущим ученым Г.Г. Павловым)

Литература

1. P. Kuschnerus et al. Metrologia, 1998, **35**, 355-362
2. A. Theuwissen, Solid-State Imaging with Charge-Coupled Devices, Kluwer Academic Publishers, Boston, 1995.
3. R. Korde and J. Geist, "Quantum Efficiency Stability of Silicon Photodiodes," Applied Optics**,** vol. **26**, pp. 5284-5290 1987
4. R. Korde, J. S. Cable, and L. R. Canfield, “One gigarad passivating nitrided oxides for 100% internal quantum efficiency silicon photodiodes,” IEEE Trans. Nucl. Sci., vol. **40**, no. 12, pp. 1655–1659, Dec. 1993.
5. Yu.A. Goldberg et al. Semiconductors **33**, 343 (1999)

Получение и структура композитных слоев на основе макропористого кремния и SnOx

Болотов В.В.[1)], Ивлев К.Е.[1)], Князев Е.В.[1)], Шелягин Р.В.[1)]

knyazev@obisp.oscsbras.ru
[1)]Омский филиал ИФП СО РАН Россия, Омск.

Миниатюризация чувствительных элементов газовых микросенсоров приводит к понижению чувствительности сенсора за счет уменьшения площади рабочей поверхности. Для решения данной проблемы используются материалы с развитой поверхностью, которые позволяют уменьшить геометрические размеры сенсора, в частности, пористый кремний[1].

В данной работе получены слои макропористого кремния путем анодного травления в растворе HF:C3H7NO полированных пластин монокристаллического кремния р-типа КДБ-12 (100). Для создания композитного материала и в качестве чувствительной среды использовался нестехиометрический оксид олова. Для изолирования от подложки слоя SnO_x [1] макропористый кремний был окислен в атмосфере кислорода при температуре 1000^0 в течение трех часов. После этого на поверхность окисленного макропористого кремния наносилась пленка оксида олова методом осаждения из парогазовой фазы. Изучение морфологии композита проводилось с помощью растрового электронного микроскопа JEOL JSM-6610-LV.

По данным электронной микроскопии после окисления пористого кремния средний диаметр пор уменьшился на 30%, а глубина пор уменьшилась на 20%. Так же по данным энергодисперсионного анализа (ЭДА) существенно увеличилась концентрация кислорода на поверхности образца. Из этого можно сделать вывод о том, что SiO_2 равномерно покрывает поверхность образца, образуя сплошную пленку диэлектрического слоя. Исследование образца методом ЭДА после напыления нестехиометрического оксида олова показали равномерное распределение атомов олова по поверхности образца, а также небольшое увеличение концентрации атомов кислорода. Из анализа снимков растровой электронной микроскопии видно, что пленка SnOx равномерно покрывает не только развитую поверхность образца, но и стенки пор образуя непрерывную пленку, которая повторяет ранее созданный рельеф.

Полученные результаты позволяют сделать вывод о том, что данный технологический метод позволяет получить структуры макропористый $Si\text{-}SiO_2\text{-}SnOx$, перспективные для создания газовых микросенсоров.

Литература

1. Болотов В.В., Корусенко П.М., Несов С.Н., Поворознюк С.Н., Росликов В.Е., Курдюкова Е. А., Стенькин Ю. А., Шелягин Р.В., Князев Е.В., Кан В.Е., Пономарева И. В. Получение слоев нанокомпозитов *por-Si/SnOx для газовых микро- и наносенсоров* (ФТП, 2011, том 45, вып. 5)

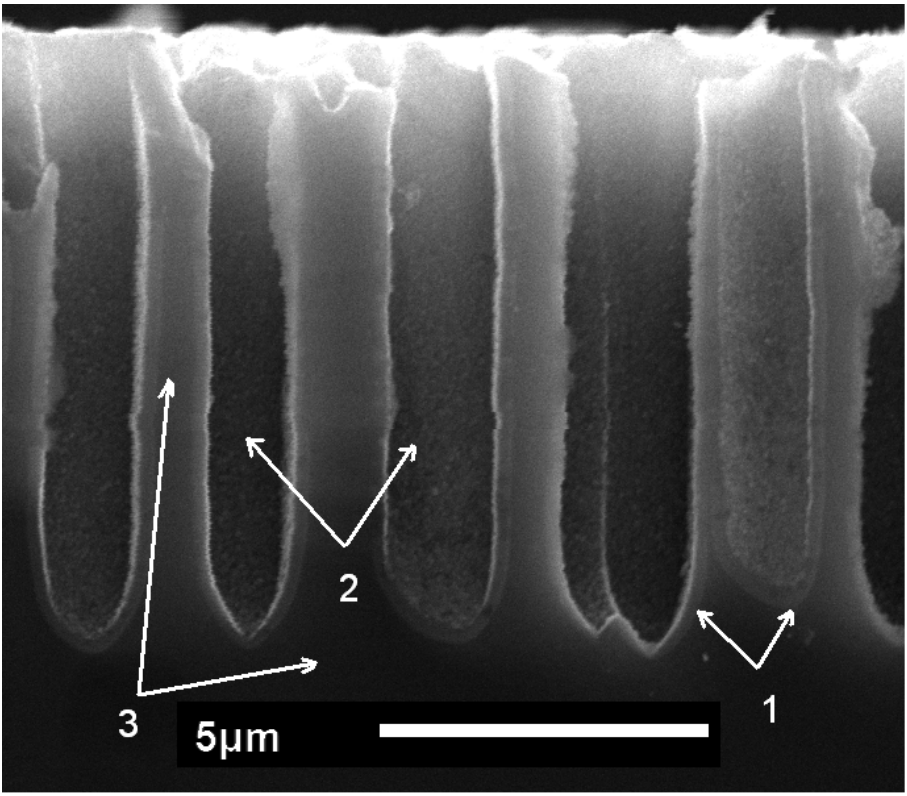


Рис. 1. РЭМ изображение композита por-SiO2/SnOx; 1 - слой SiO2 , 2 – пленка SnOx, 3 – монокристаллический Si.

Расчетно-экспериментальное прогнозирование влияния РТП на радиационную стойкость npn структур КСДИ, изготовленных на n-Si <Ge> с различным содержанием Ge

Быткин С.В.[1)], Быткина О.В.[2)], Критская Т.В.[3)]

bytkin@bigmir.net, krytskaja@mail.ru
[1)]Комбинат «Запорожсталь», г. Запорожье, Украина
[2)]Производственное объединение «Гамма», г. Запорожье, Украина
[3)]Запорожская государственная инженерная академия, Запорожье, Украина

Возможным решением задачи повышения радиационной стойкости ИС является использование SiGe в качестве исходного материала для производства планарных npn-структур с диэлектрической изоляцией [1]. Радиационная стойкость транзисторов, изготовленных на пластинах кремния с концентрацией германия $N_{Ge}=7{,}5\cdot10^{19}$ см$^{-3}$ увеличивается по сравнению с контрольными ($N_{Ge}=0$) тестовыми приборами, а также характеристиками приборов, изготовленных на Si, легированных до $N_{Ge}=1{,}3\cdot10^{19}$ см$^{-3}$ [2]. С технологической точки зрения предпочтительным является использование изовалентно низколегированных исходных пластин. Перспективным направлением с точки зрения снятия противоречия является использование радиационно-технологической обработки (РТП) ИС, изготовленных на SiGe [3]. С использованием возможностей среды STATISTICA, MathCAD и ранее полученных экспериментальных данных построена модель радиационной стойкости биполярных SiGe-транзисторов ИС после применения различных режимов РТП.

Концентрация германия $N_{Ge}=1{,}2\cdot10^{19}$ см$^{-3}$ является лучшей с точки зрения быстрого увеличения радиационной стойкости транзисторов после РТП. С использованием решений уравнений полученной модели найдено сочетание технологических факторов, обеспечивающих теоретически полную радиационную стойкость SiGe-биполярных транзисторов т.е. $h_{21E}(\Phi\alpha)/h_{21E}(\Phi(0)) = 1$. С точки зрения авторов, ускоренное достижение единичного значения связано с эффектом резкого возрастания радиационной чувствительности структур, изготовленных на изовалентно легированном кремнии [4] вследствие проявления двухстадийного процесса образования К-центров (O_i-C_i-V-V) при облучении α-частицами: вначале, до $\Phi\alpha = 8\cdot10^{10}$см$^{-2}$, на O_i захватывается одна вакансия При больших дозах начинается захват второй вакансии с участием близлежащих атомов углерода, т.е. идёт образование К-центра.

Литература

1. Bytkin S.V. Silicon Doped with Germanium (n-Si<Ge>) Usage For Manfacturing Of Radiation Hardened Devices And Integrated circuits, RADECS 97 Proceeding, p.p. 141-146
2. Быткин С.И., Критская Т.В. Радиационная стойкость планарных n-p-n-структур, изготовленных из монокристаллов кремния с различной концентрацией германия //Складні системи і процеси, №2 (4), 2003, С. 90-96
3. Bytkin S.V. MAPLD 2002 Proceedings, http://klabs.org/richcontent/MAPLD Con02/papers/session_p/p4_bytkin_p.doc
4. Критская Т.В., Быткин С.В., Радиационная деградация времени жизни неосновных носителей заряда в кремниевых p^+-n-структурах. Металургія, вип. 1(26). Збірник наукових праць Запорізької державної інженерної академії, Запоріжжя, ЗДІА, 2012, стор.110-116

Экспериментальная верификация нового подхода к описанию квазинейтральных режимов переноса в полупроводниках на примере кремниевых p^+-n-n^+ диодов

***Левинштейн М.Е.*[1)], *Шуман В.Б.*[1)], *МнацакановТ.Т.*[2)], *Тандоев А.Г.*[2)], *Юрков С.Н.*[2)], *Palmour J.W.*[3)]**

melev@nimis.ioffe.rssi.ru
[1)]Физико-Технический институт им. А. Ф. Иоффе РАН, Ст. Петербург, Россия
[2)]Всероссийский электротехнический институт им. В. И. Ленина, Москва, Россия
[3)]Cree Inc., 4600 Silicon Drive, Durham, NC 27703, USA

Теоретические основы анализа работы полупроводниковых приборов в условиях прямого смещения были заложены еще в начале 60-х годов прошлого столетия. Наиболее полное изложение полученных результатов можно найти в классической книге [1], в которой содержатся, также, все необходимые ссылки. В соответствии с классическими результатами возможны два квазинейтральных режима переноса носителей заряда в биполярной плазме полупроводников, а именно, диффузионный и дрейфовый.

Однако недавно в работе [2] было показано, что наряду с указанными выше режимами, в полупроводниках может реализовываться еще один квазинейтральный режим переноса носителей заряда, количественно, и качественно отличающийся от диффузионного и дрейфового режимов. Этот режим был назван авторами режимом диффузии, стимулированной квазинейтральным дрейфом (DSQD). В работе [3] было показано, что для адекватного описания эффектов переноса в случае больших плотностей тока и больших отношениях W/L (W- ширина базы полупроводниковой структуры, L – амбиполярная диффузионная длина) необходимо (даже при выполнении условий квазинейтральности) учитывать зависимость подвижности носителей заряда от электрического поля. Интересно отметить, что учет этой зависимости по-разному влияет на перенос носителей заряда в полупроводниках n- и p- типа [4, 5].

Из развитой в [2,3] теории следует, что при больших отношениях W/L зависимость дифференциального сопротивления Rd p^+-n-n^+ структуры от плотности тока j должна качественно отличаться от зависимости Rd(j), предсказываемой классическими теориями квазинейтрального переноса. В рамках классических теорий Rd при высоком уровне инжекции монотонно уменьшается с ростом j, стремясь к некоторому минимальному значению при больших значениях j. С учетом проанализированных в [2,3] эффектов уменьшение Rd с ростом j, предсказываемое классическими теориями, должно смениться ростом Rd. С дальнейшим увеличением j дифференциальное сопротивление достигает максимума при некотором значении j = jcr (в работе [3] получено аналитическое выражение для jcr), и затем вновь начинает уменьшаться.

В настоящей работе предсказания теории проверены экспериментально. Отношение W/L в исследованных структурах изменялось облучением быстрыми (энергия 1 МэВ) электронами или гамма фотонами от источника Co60. Полученные результаты: поведение дифференциального сопротивления и зависимость jcr от уровня легирования полностью согласуются с предсказаниями теории.

Литература

1. M.A. Lampert, P. Mark. Current Injection in Solids. New York: Academic Press; 1970.
2. T.T. Mnatsakanov и др. Journ. Appl. Phys, 105, 044506, (2009).
3. T.T. Mnatsakanov и др. Semicond. Sci. Technol. 24, 075006 (2009).
4. T.T. Mnatsakanov и др. Solid-State Electron. 56, 60 (2011).
5. T.T. Mnatsakanov и др. Физика и техника полупроводников, 45, 196 (2011).

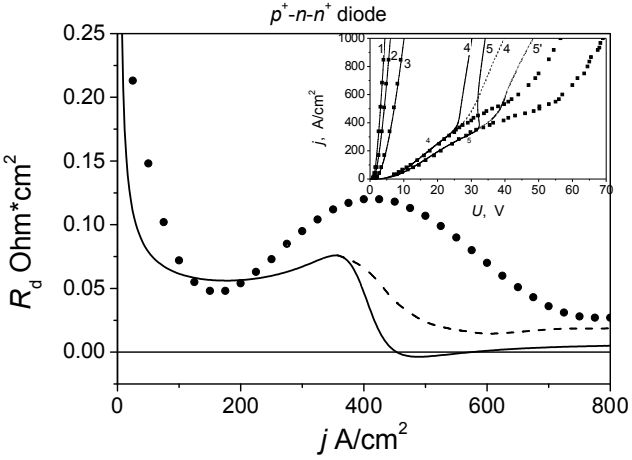


Рис. 1. Зависимости дифференциального сопротивления Rd от плотности тока для p^+-n-n^+-структуры для минимального значения времени жизни в базе $\tau = 1.8$ мкс, полученного после 4-х последовательных облучений от источника Co60. Кружками показаны экспериментальные данные. Сплошная линия показывает результаты численного изотермического расчета в рамках нового подхода. Пунктирной линией показаны результаты расчета с учетом саморазогрева образца в течение 60-и микросекундного импульса. На вставке показаны вольтамперные характеристики диода. Квадратами показаны экспериментальные данные. Времена жизни τ , измеренные методом Лэкса (мкс): 1 – 14.0, 2 – 9.0, 3 – 4.8, 4 – 1.8, 5 – 1.6. Кривые 1-5 представляют изотермические вольтамперные характеристики, рассчитанные для температуры 297 К. Кривые 4' и 5' рассчитаны с учетом саморазогрева образца. Значения τ , использованные при расчете (мкс): 1 – 14.0, 2 – 9.0, 3 – 4.8, 5 – 2.0, 6 – 1.8

Формирование сквозных мембран с различной пористостью на толстых пластинах монокристаллического кремния

Юзова В.А.[1)], Ляйком Е.А.[1)]

yuzovav@yandex.ru
[1)]ФГАУ «Сибирский федеральный университет», Красноярск, Россия

Бессборочная технология изготовления каркасов мембрано-электродных блоков водородных микротопливных элементов (МТЭ) получила широкое распространение. Необходимым условием применения такой технологии является формирование мембран с различной пористостью на пластинах монокристаллического кремния. Крайние макропористые слои играют роль газотранспорта и электродов. Средний мезопористый слой служит для выполнения проводящей протоны мембраны. На свободных от мембраны местах монокристаллической пластины хорошо разработанными методами микромеханической обработки с использованием фотолитографии и различных видов травления возможно создание микронасосов, сепараторов, датчиков давления и т.п., а также с помощью технологий микроэлектроники схем управления МТЭ. Принципы микроминиатюризации МТЭ и обеспечения необходимой механической прочности мембран диктуют использование кремниевых пластин большой толщины. Однако формирование толстых, порядка 200 um, пористых слоев сопряжено с большими технологическими трудностями, поэтому получение сквозных мембран на пластинах большой толщины приводит к необходимости удаления под пористыми слоями слоя монокристаллического кремния химическим травлением [1] или с помощью шлифования и полирования [2].

В данной работе получены два типа сквозных мембран (рис. 1а и 1б) на пластинах кремния (100) толщиной 500 um (n-тип, ρ = 8 – 10 Om • cm) без использования операций удаления слоев монокристаллического кремния. Мембрана первого типа (рис.1а) содержит мезопористый слой между макропористыми слоями. Мембрана второго типа имеет внутренние полости, образованные смыканием макропористых слоев и наложением их друг на друга, которые предназначены для заполнения электролитом, проводящим протоны. Для создания таких мембран была разработана технология длительного двухстороннего электрохимического травления в двухкамерной ячейке с охлажденным электролитом, варьируемыми плотностями тока и составами электролитов при подсветке торцевой части образца.

Литература

1. Е. В. Астрова и др. Альтернативная энергетика и экология, (2), 60 (2007).
2. А. Г. Забродский и др. Альтернативная энергетика и экология, (2), 54 (2007) .

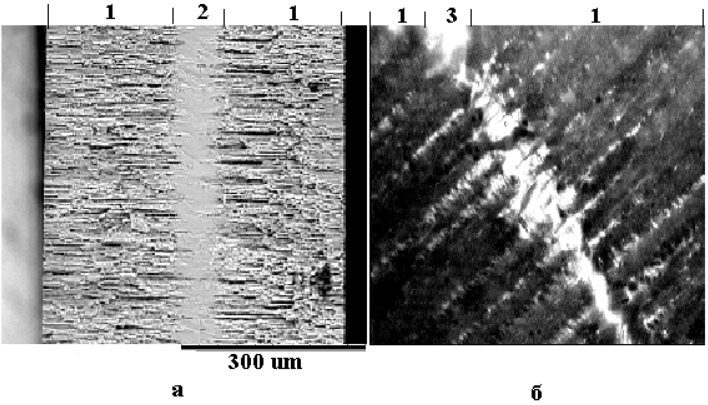


Рис.1. Сквозные мембраны: а – с мезопористым слоем; б – с полостями (1 – макропористые слои, 2 – мезопористый слой, 3 – полости)

Определение параметров статистических распределений шероховатой поверхности по измерениям ее нанорельефа с помощью атомно-силового микроскопа

Мемнонов В.П.[1)]

pokusa@star.math.spbu.ru
[1)]Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия

Неминуемая в ближайшем будущем дальнейшая миниатюризация микроэлектромеханических (MEMs) устройств [1] на основе кремния, которые содержат течения воздуха или других газов, приведет к тому, что вдоль некоторых направлений размеры будут порядка нанометров, и, соответственно, число Кнудсена Kn ~ 0,1-5. Несмотря на постоянное совершенствование способов обработки поверхности всегда остаются ее неровности теперь уже в нано масштабе, влияющие через сопротивление движению молекул на характеристики течений. С появлением атомно-силовых микроскопов (АСМ) эти неровности, случайным образом распределенные на поверхности, удается измерять, но их описание неизбежно оказывается статистическим.

В работе используется представление шероховатой поверхности как набора микроплощадок, соединяющихся краями между собой и имеющие местные нормали $\boldsymbol{n_i}$, отличающиеся на некоторые углы $\boldsymbol{\beta_i}$ от нормали $\boldsymbol{n_o}$ к среднему уровню поверхности. Каждая микроплощадка при пересечении среднего уровня или плоскости, параллельной ему, образует двугранный угол с ним, ребро которого составляет вокруг нормали $\boldsymbol{n_o}$ азимутальный угол $\boldsymbol{\varphi_{oi}}$, который в случае поверхности без специальной обработки естественно предполагать распределенным равновероятно. С помощью измерений на АСМ можно получить вдоль линии скана прибора распределение углов отклонений $\boldsymbol{\alpha}$ от среднего уровня для микроплощадок. В частности, в нашей работе [2] такие измерения были проведены для жестких дисков винчестеров фирмы Quantum в воздухе при атмосферном давлении, но для MEMs устройств они выполняются аналогично. Для абсолютных величин углов $\boldsymbol{\alpha}$ была по получена плотность функции распределения $\boldsymbol{f(\alpha)}$ гауссовского типа:

$$f(\alpha)=\sqrt{(2/\pi)}(C\sigma)^{-1}\, exp(-(\alpha-\alpha_c)^2/2\sigma^2) \qquad (1)$$

Однако для численных расчетов необходимо распределение для угла $\boldsymbol{\beta}$, определяющего пространственное положение нормали к микроплощадке, и вместе с этим диффузное рассеяние молекул пропорциональное косинусу угла к местной нормали, справедливое в условиях рассматриваемых течений. В частном случае, когда линия скана АСМ проходит перпендикулярно ребрам двухгранных углов нескольких микроплощадок, углы $\boldsymbol{\alpha}$ и $\boldsymbol{\beta}$ совпадают. Поэтому естественно предположить, что распределение $\boldsymbol{W_1(\beta)}$ для величины угла $\boldsymbol{\beta}$ должно быть также гауссовым, как и экспериментальное распределение для угла $\boldsymbol{\alpha}$

$$W_1(\beta)=\sqrt{(2/\pi)}(C_1\sigma_1)^{-1}\, exp(-(\beta-\beta_c)^2/2\sigma_1^2 \qquad (2)$$

Но положение микроплощадки относительно плоскости падения молекулы или плоскости с линией скана АСМ зависит еще от азимутального угла $\boldsymbol{\varphi_o}$, распределение для которого $W_2(\varphi_o)= 1/C_2(\beta)$. Параметры двумерного распределения $W(\beta, \varphi_o)=W_1(\beta)\, W_2(\varphi_o , \varphi_{o1})$ находятся с помощью выражения угла $\boldsymbol{\alpha}$ через углы $\boldsymbol{\beta}$ и $\boldsymbol{\varphi_o}$, приравнивая моменты этого распределения $\langle\boldsymbol{\alpha}\rangle_w$ и $\langle\boldsymbol{\alpha^2}\rangle_w$ к соответствующим моментам экспериментального распределения (1). И из полученной системы двух уравнений определяются неизвестные параметры $\boldsymbol{\beta_c}$ и $\boldsymbol{\sigma_1}$ распределения $\boldsymbol{W_1(\beta)}$.

Литература:

1. P. Bahukudumbi и др. Microscale Thermophysical Engineering, **7**:291–315 (2003)
2. Мемнонов *В.П., Ульянов П.Г.* ЖТФ, **81,** (12), 104 (2011)

Низкотемпературный способ формирования барьерного слоя силицида платины для силовых диодов Шоттки

***Мильчанин О.В.*[1)], *Комаров Ф.Ф.*[1)], *Ковалева Т.Б.*[1)], *Солодуха В.А.*[2)], *Соловьев Я.А.*[2)], *Турцевич А.С.*[2)]**

milchanin@tut.by
[1)]Научно-исследовательское учреждение «Институт прикладных физических проблем имени А.Н.Севченко» БГУ, Минск, Беларусь
[2)]Открытое акционерное общество «Интеграл», Минск, Беларусь

Наиболее сильное влияние на электрические характеристики диода Шоттки имеет выбор контактного металла, от которого зависит высота барьера Шоттки. При малой величине высоты барьера диод Шоттки имеет сравнительно большую плотность обратного тока, который к тому же экспоненциально возрастает с увеличением температуры кристалла и приложенного обратного напряжения. Применение металлов с большим значением высоты барьера к кремнию позволяет значительно уменьшить обратный ток диода Шоттки [1-3]. В ряде работ [3, 4] было отмечено, что стандартный технологический режим формирования силицида платины – 550 °С при длительности 15–30 минут (выбор времени термообработки определяется толщиной исходной металлической пленки) не подходит для силовой электроники. Основным достоинством данного режима формирования является быстрота получения. Однако, в тоже время, основным и самым важным недостатком данного режима термообработки является неоднородность по толщине формируемых слоёв. Использование силицидов, полученных в описанном температурном режиме формирования, при создании силовых диодов Шоттки, где линейные размеры контактов достигают миллиметров не желательно. В связи с тем, что силицид платины может формироваться при более низких температурах [5], предполагалось, что при снижении температуры формирования и увеличении длительности термообработки, будет более однородное формирование силицидных слоёв платины.

В данной работе методами просвечивающей электронной микроскопии (в геометриях планарного и поперечного срезов), электронной дифракции, резерфордовского обратного рассеяния, измерения сопротивлений проведены исследования структурных и электрофизических свойств контактных слоев силицидов платины, формируемых в ходе низкотемпературных термообработок (100–360 ºС) слоев Pt/Si. Исследованы основные температурно-временные зависимости процессов силицидообразования, в том числе и в зависимости от толщины нанесенных пленок платины. Установлено, что формирование фазы Pt_2Si происходит уже при 180 ºС. В температурном диапазоне 180-240 °С обнаружено формирование только фазы Pt_2Si. При температурах 200-220 °С полного перехода пленки платины в фазу силицида не наблюдается. Формирование фазы PtSi происходит при температурах выше 240 °С. Показано, что низкотемпературная термообработка более предпочтительна с позиции однородности формируемых силицидных слоев (по толщине, по размеру поликристаллических зерен, по качеству границ с кремниевой матрицей).

Литература

1. Попов С. *Силовые диоды Шоттки* (“Электронные компоненты”, 2002), **8**, 77.
2. Попов С. *Диоды Шоттки для преобразовательной техники* (“Электронные компоненты”, 2002), **3**, 35.
3. Баранов В.В., Соловьев Я.А., Тарасиков М.В., Фоменко Н.К. // Известия Белорусской инженерной академии, **1**(15)/4, 89 (2003).
4. Турцевич А.С., Ануфриев Д.Л., Соловьев Я.А., Мильчанин О.В. Вакуумная техника и технология, **16**, 271 (2006).
5. Larrieu G., Dubois E., Wallart X., Baie X. J. Appl. Phys., **94**(12), 7801 (2003).

Поглощение излучения многослойной дисперсной структурой, состоящей из сферических частиц кремния

Мискевич А.А.[1)], ***Лойко В.А.***[1)]

miskevic@dragon.bas-net.by
[1)]Институт физики им. Б. И. Степанова НАН Беларуси, Минск, Беларусь

В приближении однократного рассеяния (ПОР) рассчитаны коэффициенты пропускания, отражения и поглощения монослоёв сферических частиц кристаллического кремния c-Si при нормальном освещении. Проведено сравнение поглощения отдельного монослоя и системы монослоёв с поглощением однородного плоскопараллельного слоя эквивалентного объёма того же вещества. Показано, что в многослойной системе частиц кремния поглощение света значительно больше поглощения однородного плоскопараллельного слоя того же объёма вещества. Полученные результаты позволяют решать задачи увеличения поглощения света в многослойных тонкоплёночных дисперсных солнечных элементах.

Коэффициент поглощения A монослоя монодисперсных сферических частиц в ПОР $A=\eta_2 Q_{abs}$, где η_2 – коэффициент заполнения монослоя (отношение площади проекций частиц на плоскость монослоя к площади слоя, на которой они расположены), $Q_{abs}=Q_{ext}-Q_{sc}$ – фактор эффективности поглощения частицы, где Q_{ext} и Q_{sc} - факторы эффективности ослабления и рассеяния сферической частицы.

Коэффициент поглощения A_{pl} однородной плоскопараллельной пластинки рассчитывается по формуле [1]:

$$A_{pl} = (1-R_1)\left[1 - e^{-\alpha h} + R_2\left(e^{-\alpha h} - e^{-2\alpha h}\right)\right], \qquad (1)$$

где R_1 и R_2 – коэффициенты отражения верхней и нижней границ пластинки толщины h, показатель ослабления $\alpha=4\pi\kappa/\lambda$, κ – мнимая часть показателя преломления c-Si, λ – длина волны падающего света. Толщина пластинки h выбирается исходя из условия равенства объёмов вещества на единицу площади слоя (монослоя и однородной пластинки).

Поглощение системы, состоящей из N одинаковых монослоёв частиц можно приблизительно оценить из соотношения:

$$A_{1,N} \approx \sum_{j=1}^{N} A\left(T_c + T_{nc}\right)^{j-1}, \qquad (2)$$

где A – коэффициент поглощения отдельного монослоя частиц, T_c и T_{nc} – когерентная и некогерентная компоненты коэффициента пропускания отдельного монослоя.

На Рис.1 приведены результаты расчёта коэффициента поглощения 1, 2 и 3х монослоёв частиц кремния и эквивалентной по объему на единицу площади поверхности пластинки того же вещества. Как видно из Рис.1, поглощение двух и трёх монослоёв частиц кремния больше поглощения пластинки. Полученные результаты могут быть использованы для разработки и изготовления многослойных тонкоплёночных солнечных элементов на основе дисперсных структур полупроводникового материала.

Литература

1. В.Ф. Гременок и др. *Солнечные элементы на основе полупроводниковых материалов*. (Мн., Изд. Центр БГУ, 2007) с. 222.
2. V.A. Babenko et al. *Electromagnetic scattering in disperse media*. (Chichester, UK, Praxis Publishing, 2003) p. 434.

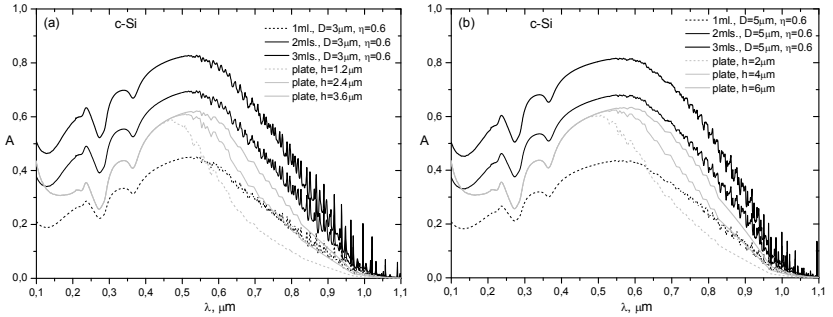


Рис. 1. Спектральная зависимость коэффициента поглощения одного монослоя частиц кремния (чёрная штриховая линия), системы, состоящей из 2х (тонкая чёрная сплошная линия) и 3х (жирная чёрная сплошная линия) одинаковых монослоёв частиц и плоскопараллельной пластинки эквивалентного объёма вещества. Серая штриховая линия – объём пластинки соответствует одному монослою, тонкая серая сплошная – двум монослоям, жирная серая сплошная – трём монослоям. (a) – диаметр частиц D=3 мкм, (b) – D=5 мкм.

Приборно-технологическое моделирование наноразмерных полупроводниковых структур на основе кремния

Мустафаев А.Г. [1),2)], ***Мустафаев Г.А.*** [2)]

arslan_mustafaev@mail.ru
[1)]ФГБОУ ВПО «Дагестанский государственный технический университет», Махачкала, Россия
[2)]ФГБОУ ВПО «Кабардино-Балкарский государственный университет», Нальчик, Россия

Приборно-технологическое моделирование является одним из ключевых элементов систем автоматизированного проектирования БИС и СБИС [1]. В настоящее время прогресс в области микро- и наноэлектроники сопровождается усилением роли приборно-технологического моделирования. Применение экспериментальных методов при исследовании полупроводниковых структур с нанометровыми размерами не дает высокой точности результатов, необходимой для надежного прогнозирования приборных характеристик. Нельзя также обойтись только экспериментальными исследованиями при поиске и оптимизации принципиально новых приборных структур и конструктивных решений [2]. Разумной альтернативой в этих случаях является использование численного моделирования.

Элементы СБИС обладают субмикронными характерными размерами порядка 0,5 – 0,35 мкм, а толщины слоев и глубины переходов в них составляют порядка 0,1 мкм. Основными проблемами микроминиатюризации МОП-транзисторов являются туннелирование через затвор, инжекция горячих носителей в окисел, прокол между истоком и стоком, утечки в подпороговой области, уменьшение подвижности носителей в канале, увеличение последовательного сопротивления между истоком и стоком, и, кроме того, обеспечение запаса между пороговым напряжением и напряжением питания. Транзистор должен иметь слабую зависимость порогового напряжения от напряжения на стоке, от длины и ширины канала, а также большое выходное сопротивление, малое сопротивления областей истока и стока, высокую крутизну передаточной характеристики и нагрузочную способность. Для увеличения степени интеграции, быстродействия и снижения влияния короткоканальных эффектов, на смену классическим планарным МОП-транзисторам с одним затвором, были предложены трехмерные МОП-транзисторы с двумя, тремя или даже четырьмя затворами изготовленные по технологии кремний на изоляторе (КНИ).

В работе проведено исследование подпороговых характеристик КНИ МОП-транзисторов различных конструкций, а также влияние масштабирования на характеристики приборов. Численное моделирование осуществлялось с помощью программ SSuprem-4 и S-Pisces. Результаты моделирования показали пригодность разработанных математических моделей для исследования характеристик субмикронных КНИ-транзисторов.

Литература

1. Королев М. А., Крупкина Т. Ю., Чаплыгин Ю. А. Приборно-технологическое моделирование при разработке изделий микроэлектроники и микросистемной техники // Изв. вузов. Электроника. 2005, № 4-5. С. 64-71.
2. Chau R., Doyle B., Kavalieros J. et al. Advanced depleted-substrate transistors: Single-gate, double-gate and tri-gate // Proc. SSDM, Japan. 2002. P. 68-69.

Исследование физических процессов в элементах энергонезависимой памяти (ЭЭП) на основе дискретной запоминающей среды – структура ПОНОП(SONOS), структура с кремниевыми нанокластерами

Орлов О.М.[1)]

oorlov@sitronics.com
[1)]Открытое акционерное общество «НИИМЭ и завод Микрон»,г.Москва, Россия

В настоящее время наблюдается значительный интерес [1-3] к использованию нитрида кремния и кремниевых нанокластеров для ЭЭП. В работе исследовались физические процессы в разработанных N и P канальных ПОНОП (кремний-оксид кремния-нитрид кремния-оксид кремния-поликремний) ЭЭП при напряжении перепрограммирования 8-9 В с разными параметрами ОНО структуры при фиксированных режимах формирования затворной системы, выбранными на основе проведенного физико-математического моделирования: толщина туннельного оксида (d_{TOX}) 2,0 и 2,5 нм (вариант А - 2,5 нм, вариант Б -2,0нм), толщина блокирующего оксида (d_{BOX}) 5,0 нм, толщина нитрида кремния (d_{SiN}) 5,0 и 8,0 нм. Проанализированы основные режимы работы ЭЭП: запись, стирание, хранение. Приемлемые характеристики перепрограммирования (окно памяти более 2В после перепрограммирования) получены для пластин с толщиной нитрида кремния 8,0 нм и дальнейшие исследования проводились для них. Наблюдается воспроизводимый сдвиг пороговых напряжений N и P канальных ПОНОП ЭЭП в зависимости от режимов программирования. Для оценки параметра Ech, характеризующего процессы программирования и стирания использовано соотношение:

$$t_p = \beta \Delta V_t \exp(E_{ch} / qV_p) \qquad (1)$$

где tp - время перепрограммирования tp, за которое пороговое напряжение изменяется на ΔVt при напряжении перепрограммировании Vp, β = коэффициент, который учитывает сечения захвата при перепрограммировании.

Поле в блокирующем оксиде такое же, как в туннельном оксиде, что приводит к уменьшению окна памяти при стирании, что является специфической особенностью протекания физических процессов в ПОНОП ЭЭП. Из полученных результатов следует, что нежелательное туннелирование электронов через блокирующий оксид из затвора при операции стирания приводит к уменьшению окна памяти при напряжениях свыше 9В по модулю. Результаты подтверждают сильную зависимость инжекции дырок (режим стирания) и слабую зависимость инжекции электронов (режим программирования) для данных толщин туннельного оксида туннельная инжекция дырок уменьшается в 2 и 3 раза для толщины туннельного окисла 2.5 нм по сравнению с 2.0 нм, соответственно, для P канального и N канального ЭЭП. Также предложен подход к моделированию времени хранения заряда в ЭЭП на основе нанокристаллов Si [4].

Литература

1. J. Bu, M. H. White, /Design considerations in scaled. SONOS nonvolatile memory device //, Solid-State Electronics., vol. 45, pp. 113-120 (2001)
2. V. A. Gritsenko, E. E. Meerson and Yu, N. Morokov, Phys. Rev. B57, R2081 (1998)
3. Элементы энергонезависимой памяти на МОНОП структурах // Орлов О.М.// Электроника, микро - и наноэлектроника. Сб. научн. Трудов.- М.: МИФИ, 2009, С.67 –73
4. Красников Г.Я., И.В. Матюшкин, О.М. Орлов // Материалы VIII-й Международной конференции «Кремний-2011»,Москва,2011, с.216

Восстановление деградационных свойства диодов Шоттки и солнечных элементов, изготовленных на основе кремния

Ейвазова А.Г. [1)], ***Пашаев И.Г.*** [1)], ***Мехтиев Р.Ф.*** [1)]

eyvazova@yandeks.com
[1)]Бакинский Государственный Университет, Баку, Азербайджан

В данной работе изучено восстановление деградационных свойств αTiAu-nSi диодов Шоттки (ДШ) термоотжигом, а также нарушенных облучением γ-квантами фотоэлектрически и электрофизические свойств αTiAu-nSi солнечных элементов (СЭ), изготовленных по технологии ДШ, ультразвуковой обработкой (УЗО). Использованный металлический слой имел аморфную структуру [1.5] Выявлено, что восстановление деградационных свойств αTiAu-nSi в ДШ связано с изменением структуры аморфного сплава αTiAu, основной этап процесса отжига «излечивает» поврежденные диоды [2.5]. Одновременно рассмотрены экспериментальные результаты, доказывающие возможность восстановления и управления параметрами кремниевых СЭ с помощью УЗО [3.4]. Восстановление исходных электрофизических и фотоэлектрических свойств СЭ, нарушенных γ облучением, с помощью УЗО связано с перегруппировкой и атермическим отжигом радиационных дефектов, образованных γ-квантами. Для изготовления ДШ использовали кремниевую пластину n– типа с ориентацией (III) и удельным сопротивлением 0,7 Ом•см. Матрица содержала 14 диодов, площади которых менялись в интервале от 100 до 1400 мкм^2. В нашем случае площадь контакта была равна 100 мкм2. Металлический сплав αTiAu наносили методом электронно-лучевого испарения из двух источников.

На рис. 1. представлены ВАХ для αTiAu-nSi ДШ, деградированного искусственно с помощью алмазного идентера (под нагрузкой F(60Г), количество нарушений N=1) до и после отжига 480ºС в течение определенного времени: 1-17с, 2-65с, 3-148с, 4-260с, 5-410с, 6-580с (при постоянном обратном токе Vов=0,25В). СЭ облучались γ-квантами 60Co с дозой ~106 Rad при комнатной температуре. Затем эти образцы были последовательно, в два этапа, подвергнуты УЗО; продольная волна вводилась с тыльной стороны образца, перпендикулярно к его рабочей поверхности. После каждого этапа УЗО измерялись электрофизические и фотоэлектрические параметры СЭ. Показано, что γ-облучение негативно сказывается как на обратной, так и на прямой ВАХ, ухудшая последние по сравнению с исходными (увеличение обратного тока Iобр).

Литература

1. К Судзуки., КХасимото. Аморфные металлы.(М., Металлургия, 1987) с.365
2. П.Н Крылов.ФТП, 34, 306(2000)
3. П.Б. Парчинский и др Письма в ЖТФ, 26(10).40(2000).
4. Н.С. Заяц и др. ФТП, 42 , 207 (2008)
5. Ш.Г. Аскеров, Ш.С. Асланов, И.Г Пашаев Тез. докл .Всесоюзной конф. по физика и применение контакта металл-полупроводник(Киев, 1987) с.16.

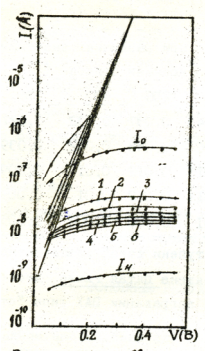


Рис.1 ВАХ деградационных свойств αTiAu-nSi ДШ в нормальном, искусственно деградированном и отожженном (410ºС) состояниях.

Изучение электрофизических свойств диодов Шоттки, изготовленных на основе кремния с различными аморфными металлическими слоями

Пашаев И.Г. [1)]

islampashayev@rambler.ru
[1)]Бакинский Государственный Университет, Баку, Азербайджан

Увеличение надежности и улучшение качества электронных приборов, в том числе приборов на основе барьера Шоттки, остается настоятельной потребностью современной полупроводниковой техники. Для увеличения качества диодов Шоттки (ДШ) предлагалось использовать аморфную структуру пленок металлов и металлических сплавов [2.5]. Причиной такого интереса является то, что применение пленок металлов с аморфной структурой позволяет изготовить ДШ с важными прикладными свойствами. Преимущество применения аморфных металлов заключается еще в том, что из-за отсутствия зернистой структуры и границ зерен в аморфных пленках должна формироваться более однородная граница раздела (ГР), и, как результат этого, ДШ должен обладать свойствами, близкими к идеальным. Кроме того, имеются сообщения о том, что аморфные пленки металлов хорошо выполняют роль диффузионного и электрического барьеров в микроэлектронных структурах и позволяют изготавливать ДШ с высоким потенциальным барьером (до 1 эВ), что представляет интерес для солнечной энергетики [2.5]. В данной работе излагаются результаты исследования для аморфной пленки (α) металла с кремнием, $\alpha TiB_2 - nSi$ ДШ и {α(AlNi), α(NiTi), α(PbSb)}–nSi ДШ. Найденные главные параметры ДШ такие как плотность потока насыщенности, высоты барьера, напряжения пробоя, коэффициент неидеальности и другие зависят от размера области контакта и металлической пленки сплава. Для изготовления ДШ использовали кремниевую пластину n – типа с ориентацией (III) и удельным сопротивлением 0,7 Ом.см. Матрица содержала 14 диодов, площади которых менялись в интервале от 100 до 1400 мкм^2. Металлический сплав α-TiB_2 был нанесен методом магнетронного распыления, а металлический сплав α(AlNi), α(PbSb) и α(NiTi) наносили методом электронно-лучевого испарения из двух источников. О возможности получения плёнок этого сплава с аморфной структурой сообщалось в работе [1]. Скорости испарения компонентов выбирались таким образом, чтобы состав плёнки соответствовал сплаву $Al_{80}Ni_{20}$, $Ni_{35}Ti_{65}$, $Pb_{52}Sb_{48}$, поскольку в работе [1] сообщалось, что такой сплав склонен к аморфизации. Структура сплава пленки контролировалась методом рентгенографического анализа на промышленной установке ДРОН-2. Полученные результаты позволяют сделать вывод, что, при составе $Al_{80}Ni_{20}$,$Ni_{35}Ti_{65}$ и $Pb_{52}Sb_{48}$ образец является аморфным. Такому составу ДШ соответствует наибольшая высота барьера по сравнению с поликристаллической пленкой металла, в случае контакта аморфной пленки металла с кремнием граница раздела относительно однородна. Сравнивая результаты рентгенофазового анализа и величины параметров ДШ можно заключить, что изменение параметров ДШ связаны с изменением состава и структуры пленки металла.

Литература

1. К Судзуки., КХасимото. Аморфные металлы.(М., Металлургия, 1987) с.365
2. Крылов П.Н.ФТП, 34, 306(2000)
3. Торхов Н.А. ФТП, 44, 767(2010)
4. Н.С. Заяц и др. ФТП, 42 , 207 (2008)
5. Ш.Г. Аскеров, Ш.С. Асланов, И.Г Пашаев Тез. докл .Всесоюзной конф. по физика и применение контакта металл-полупроводник(Киев, 1987) с.16.

Кремниевые детекторы с ВАХ “идеального” диода в приборостроении

Суханов В.Л. [1)], ***Забродская Н.В.*** [1)], ***Забродский В.В.*** [1)], ***Аруев П.Н.*** [1)], ***Шерстнев Е.В.*** [1)], ***Филимонов В.В.*** [1)], ***Лазеева М.С.*** [1)], ***Дроздова М.В.*** [1)], ***Антонова Л.Ф.*** [1)]

sildet@mail.ioffe.ru
[1)]Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, РФ

Технология “**идеального**” **диода.** Кремниевые p-n переходы с вольтамперной характеристикой (ВАХ) “идеального” диода, описываемой уравнением Шокли [1], впервые были получены нами на рубеже семидесятых и восьмидесятых годов прошлого века[2] и, таким образом, в этот период времени нами был достигнут теоретический предел уменьшения темнового тока кремниевого p-n перехода до единственной – диффузионной составляющей. Для создания кремниевых детекторов различного назначения были востребованы различные методы формирования p-n перехода [3].

Метод локального осаждения эпитаксиальных слоев легированного кремния в окна диэлектрической маски позволил создать широкий ряд кремниевых фотодиодов, у которых легированная область p-n перехода имеет гребенчатую конфигурацию **Рис.1** [4] и занимает незначительную часть фотоприемной площади кремниевой пластины. Начиная с середины восьмидесятых годов, нами организован серийный выпуск этих фотодиодов [5].

Метод локальной диффузии из газовой фазы позволил создать ряд детекторов, обладающих сверхтонкой легированной p^+ областью p-n перехода толщиной 10-30 нм **Рис.2** для работы в области рентгеновского, гамма и жесткого УФ излучения, а также детекторы отражённых электронов и детекторы тяжелых ядерных частиц с рекордными параметрами.

Метод осаждения из газовой фазы легированного поликристаллического кремния используется нами для создания детекторов высокого быстродействия с $t_{0,1\text{-}0,9}$ менее одной наносекунды, чему способствует малое время жизни носителей и малое сопротивление растекания сильнолегированного слоя поликристаллического кремния **Рис.3**.

Высокочувствительные системы детектирования токовых сигналов с рабочим динамическим диапазоном измерения тока порядка от 10^{10} до 10^{12}, способны измерять токи до 10^{-16} А. Отношение сигнал/шум превышает величину 10^6. Основу этих систем составляют микросхемные электрометрические преобразователи тока (МЭПТ), выполненные по схеме интегратора на операционном усилителе **Рис.4**, которые работают автономно и не требуют внешнего управления. МЭПТ изготавливаются в виде гибридной тонкопленочной микросхемы, которая размещается в четырехвыводном металлостеклянном корпусе **Рис.5**.

Применение МЭПТ. Спектрофотометрические МЭПТ использованы в приборе высокоэффективного капиллярного электрофореза «Нанофор 02»[6], в государственном эталоне РФ оптической плотности во ВНИИОФИ г. Москва, в универсальном оптоволоконном пирометре [7] для установок молекулярно-лучевой эпитаксии. В вакуумметре ВМ-11МБ предназначенном для измерения сверхвысокого вакуума в диапазоне давлений от 10^{-1} Па до 10^{-11} Па, для измерения выходных токов датчика вакуума ПММ-46 от $2\cdot10^{-3}$А до $2\cdot10^{-14}$А использован МЭПТ с динамическим диапазоном 10^{12}.

Литература:

1. W.Shockley Electron and Holes is semiconductors, Toronto-New-York-London, 1950.
2. Е.И. Иванов и др. Письма ЖТФ, **6**, 14. 1980.
3. Е.И. Иванов и др. ФТП, **16**, 2. 1982.
4. Е.И. Иванов и др. ФТП, **15**, 7 1981.
5. http://technoexan.ru
6. Патент РФ №2189038, 24.05.2000
7. *Сотникова Г.Ю.* и др. Instruments and Experimental Techniques т.50 №4 с. 2007

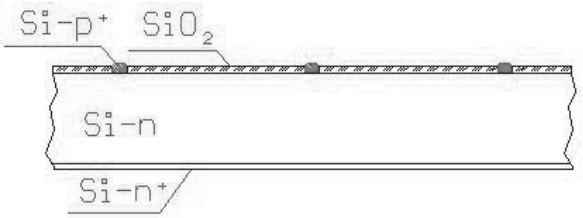


Рис. 1. p-n переход с гребенчатой конфигурацией.

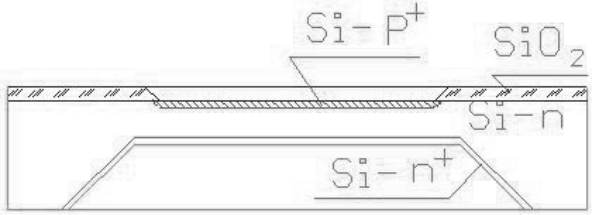


Рис. 2. p-n переход со сверхтонкой легированной p^+ областью.

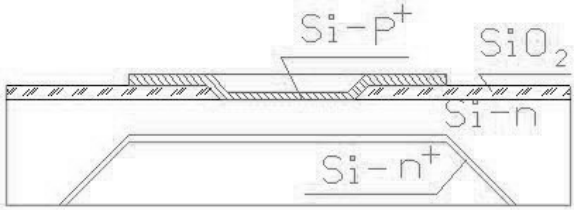


Рис. 3. p-n переход с поликристаллическим кремнием.

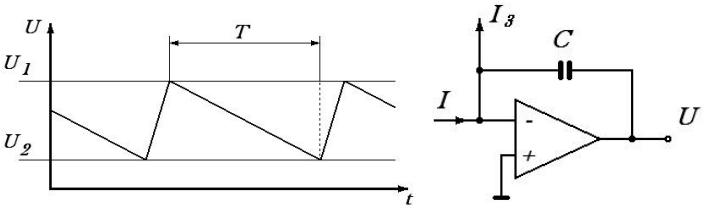


Рис. 4. Интегратор на операционном усилителе.

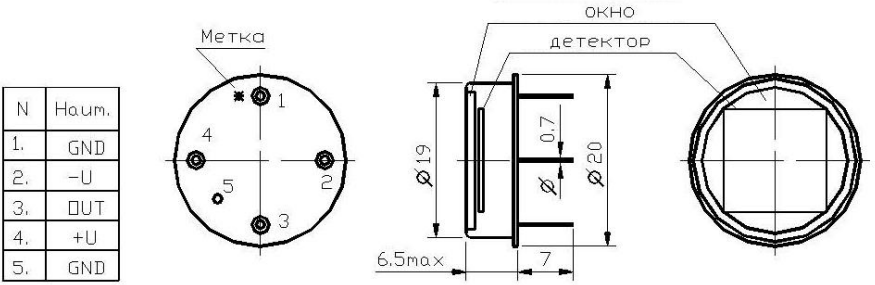


Рис. 5. Конструкция МЭПТ.

Магнитосопротивление структур In/n-Si/In на основе сильно легированного кремния

Федотов А.К. [1)], ***Свито И.А.*** [1)], ***Прищепа С.Л.*** [2)] , ***Федотова В.В.*** [3)]

fedotov@bsu.by
[1)]Белорусский государственный университет, Минск, Беларусь
[2)]Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники, Минск, Беларусь
[3)]Научно-практический центр НАНБ по материаловедению, Минск, Беларусь

В последние годы было опубликовано много сообщений о наблюдении высоких значений магнитосопротивления MR нелоренцева типа в немагнитных полупроводниках. К примеру, в работе [1] сообщалось о достижении MR ≥ 1000 % (в магнитных полях до 9 Тл) в барьерах Шоттки In/n-Si/In на основе пластин слабо легированного и собственного кремния с крупномасштабными неоднородностями (КМН). Данный эффект объяснялся нарушением квазинейтральности в области пространственного заряда, когда недостаток заряда компенсируется инжекцией электронов из контактов.

В представляемой работе изучалось влияние температуры T и магнитного поля B на вольт-амперные характеристики (ВАХ) и удельное электросопротивление ρ структур In/n-Si/In на основе сильно легированного сурьмой кремния типа КЭС–0,01 с концентрацией электронов порядка 10^{18} $см^{-3}$. Контакты Шоттки изготавливались ультразвуковой пайкой индия на пластины по четырехконтактной схеме, представленной на вставке (а) на рис. 1. Измерения проводились в измерительной системе CFMS компании Cryogenics Ltd. (Англия), позволявшей измерять зависимости $\rho(T,B)$ и ВАХ образцов на постоянном токе в диапазоне температур $2 < T < 300$ К и в магнитных полях до 8 Тл.

Как следует из вставки (б) на рис. 1, ВАХ исследуемой структуры при $T > 5$ К были линейными (в отличие от того, что наблюдалось в работе [1]). При T < 5 K ВАХ становились нелинейными (с признаками переключения при 2 К) и по виду соответствовали симметричному двойному барьеру Шоттки (вставка на рис. 2). Как видно, приложение магнитного поля перпендикулярного плоскости кремниевой пластины и вектору тока приводило к положительным значениям магнитосопротивления MR, величина которого росла при понижении температуры (см. кривые 5 и 6 на рис. 1 измеренные в режиме постоянного тока I = 10 мкА). Магнитополевая зависимость MR показала квадратичный ход при увеличении B (рис. 2) в отличие от линейного характера, наблюдавшегося в работе [1] для слаболегиронного кремния.

Таким образом, сравнение величин положительного магниторезистивного эффекта, полученных в работе [1] и в проведенном исследовании, указывает на снижение MR с ростом концентрации легирующей примеси, которое возможно обусловлено отсутствием КМН в последнем случае.

Литература

1. Michael P. Delmo, Shinpei Yamamoto, Shinya Kasai, Teruo Ono & Kensuke Kobayashi. Nature, **457**, 1112 (2009).

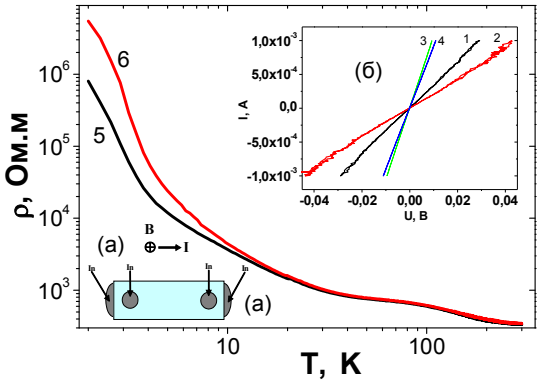


Рис. 1. Температурные зависимости $\rho(T)$ без магнитного поля (5) и при B = 8 Тл (6) при измерительном токе I = 10 мкА. Вставка (а): расположение индиевых контактов (вид сверху) и векторов B и I. Вставка (б): ВАХ при температурах 5 К (1,2) и 10 К (3,4) при B = 0 (1, 3) и B = 8 Тл (2, 4).

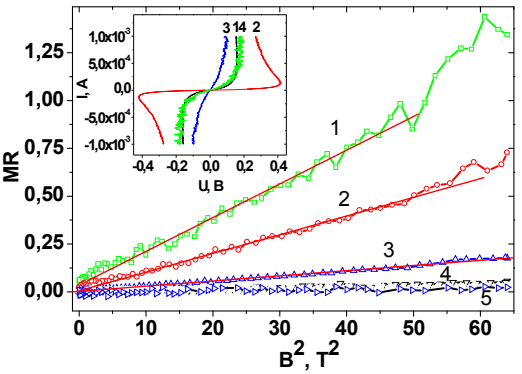


Рис. 2. Зависимости магнитосопротивления MR = $[\rho(T,B) - \rho(T,0)]/\rho(T,0)$ от квадрата магнитного поля B при температурах 4 К (1), 5 К (2) 10 К (3), 25 К (4), 300 К (5). Вставка: ВАХ при температурах 2 К (1,2) и 4 К (3,4) при B = 0 (1, 3) и B = 8 Тл (2, 4).

On the issue of mechanism of contact resistance formation on polished n-Si samples

Sachenko A.V.[1)], Belyaev A.E.[1)], Boltovets N.S.[2)], Vinogradov A.O.[1)], Konakova R.V.[1)], Kapitanchuk L.M.[3)], Kostylyov V.P.[1)], Kudryk Ya.Ya.[1)], Sheremet V.N.[1)]

VolodymyrSheremet@gmail.com
[1)]V. Lashkaryov Institute of Semiconductor Physics, NAS of Ukraine, Kiev, Ukraine
[2)]State Enterprise Research Institute "Orion", Kiev, Ukraine
[3)]E.O. Paton Electric Welding Institute, NAS of Ukraine, Kiev, Ukraine

In our works [1, 2], an anomalous temperature dependence of contact resistivity ρc was found for heavily doped silicon samples with high dislocation density in the near-contact region: ρc(T) increased rather than decreased with temperature. This was explained by current flow through metal shunts associated with dislocations as well as current limitation by diffusion supply of electrons. Presence of high dislocation density ($ND \geq 10^9$ cm^{-2}) was proved by monitoring ND value from surface density of etch pits. It should be noted that, for ohmic contacts formed on silicon samples with higher resistance and lower dislocation density, the ρc curves were traditional, i.e., they went down as temperature increased [3].

In this work, we assumed that formation of ohmic contacts to polished silicon surface (which is known [4] to have high density of structural defects , in particular, dislocations) also leads to realization of the mechanism of contact resistance formation described in [1, 2].

The Pd–Ti–(Pt)–Au layers were deposited in vacuum onto the polished n-Si <111> substrates heated up to 300°C. The n-Si substrates were doped with phosphorus up to concentration of 5×10^{16}, 3×10^{17} and 7×10^{17} cm^{-3}. The contacts formed with palladium silicide were ohmic; the contact resistivity ρc was measured for a test structure (Fig. 1) using the transmission line method. However, the temperature dependences of ρc were anomalous for all the three samples: starting from some measurement temperature value, contact resistivity ρc increased with temperature (Fig. 2). One can see also from Fig. 2 that ρc decreases with temperature in the lower-temperature regions. The dependence of ρc on doping level was not clearly pronounced. The ρc(T) curves obtained by us for polished surface were qualitatively similar to those for n+-Si with high dislocation density in the near-contact region (Fig. 2, curve 4). An analysis of selective etching of polished n-Si surface showed that the surface density of etch pits on it corresponded to $ND > 10^8$ cm^{-2}.

Thus, the results of simulation experiment showed that the mechanism of contact resistance formation in the metal–n-Si structures changed after polishing because of appearance of high dislocation density. This mechanism is determined by current flow through the metal shunts associated with dislocations; current flow occurs through the regions at the metal shunt ends that are enriched with electrons.

References

1. A.E. Belyaev et al. SPQEO 13, 436 (2010)
2. A.E. Belyaev et al. Fiz. Tekh. Poluprov. 46 344 (2012) (in Russian)
3. Dieter K. Schroder. Semiconductor Material and Device Characterization (IEEE Press, Wiley-Intersci. Publ., 2006), 781
4. A.I. Tatarenkov et al. Inspection Methods for Damaged Layers at Mechanical Treatment of Single Crystals (Energiya, Moscow, 1978), 54 (in Russian)

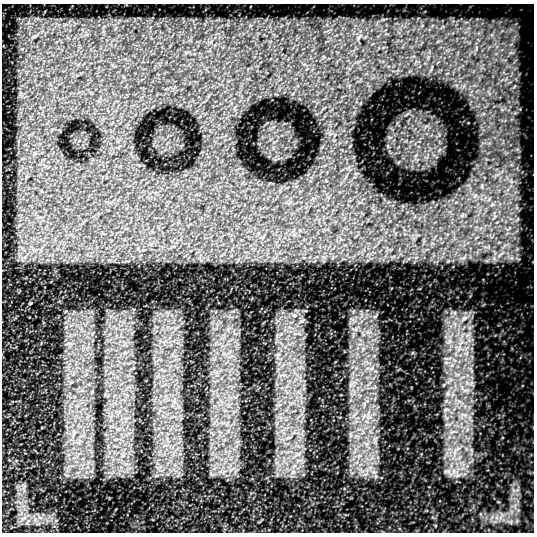


Fig. 1 Test structure for measurement of contact resistivity.

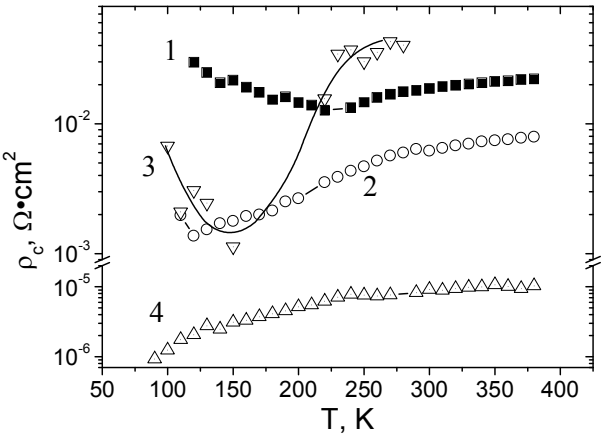


Fig. 2 Resistivity vs temperature curves, $\rho_c(T)$, for Pd–Ti–Au ohmic contact to *n*-Si at dopant concentration: 1) 5×10^{16} cm^{-3}; 2) 3×10^{17} cm^{-3}; 3) 8×10^{17} cm^{-3}; 4) $3\ 10^{19}$ cm^{-3}.

Стендовые доклады, секция 5

Другие твердотельные структуры на подложках кремния для нано- и оптоэлектроники, спинтроники и фотоники

Исследование структуры и морфологии пленок ферритов, полученных золь-гель методом на подложках кремния

Гареев К.Г. [1)], ***Грачева И.Е.*** [1)], ***Кайралиева Т.Г.*** [1)], ***Мошников В.А.*** [1)]

kggareev@rambler.ru
[1)]ФГБОУ ВПО СПбГЭТУ «ЛЭТИ» им. В.И. Ульянова (Ленина)

Применение золь-гель покрытий [1, 2] в последние годы распространилось с узкоспециализированных устройств военного назначения и ядерных энергетических установок до изолирующих и полупроводниковых функциональных слоев в микроэлектронике, сенсорике и катализе. Наибольший интерес для потенциального согласования с кремниевой электроникой представляет развитие методик формирования ферритовых покрытий на кремниевых подложках. Необходимость высокотемпературной обработки слоев, осаждаемых на поверхности подложки с использованием золь-гель технологии, накладывает ограничения на выбор материала подложки.

Возможность выбора в качестве метода нанесения ферритовых слоев золь-гель процесса позволяет существенно упростить и удешевить производственный процесс изготовления элементов разнообразных устройств, таких как датчики магнитного поля, электромагнитные экраны, фильтры, линии задержки и другие. В данной работе зерна ферримагнитного материала из оксидов железа, никеля, марганца, цинка и эрбия были распределены в изолирующей пористой матрице из диоксида кремния. Так как одной из причин ограничения рабочей частоты устройств на ферритах со структурой шпинели и граната являются потери, обусловленные проводимостью и задержкой перемагничивания, то снижение размеров зерен до субмикронного уровня позволяет существенно расширить границы применения материалов, не изменяя при этом состав исходных веществ.

Для получения пленочных наноструктур на основе диоксида кремния был выбран этиловый эфир ортокремневой кислоты (ТЭОС, $Si(OC_2H_5)_4$). Растворы ТЭОС обусловливали пленкообразующие качества и способность к растеканию по поверхности подложек. Проведение реакций гидролиза и поликонденсации ТЭОС осуществляли в присутствии источников металлооксидов в виде солей. Приготовленные золи наносили на поверхности кремниевых подложек, распределяли с помощью центрифуги, и подвергали термической обработке при температурах от 600 до 10000С.

Анализ исследуемых слоев производился методами сканирующей зондовой микроскопии на базе комплексной нанолаборатории ИНТЕГРА Therma (NT-MDT), а также с помощью оптической микроскопии и методом электронной дифракции на электронографе ЭМР-102 (SELMI). Ферриты никеля, марганца, марганца-цинка и никеля-цинка, имеющие кристаллическую решетку со структурой шпинели образовывали поликристаллическую пленку при температурах отжига от 9000С. Ферримагнитная природа композиционных слоев была зафиксирована путем проведения магнитно-силовой микроскопии поверхности (использован зонд, покрытый хромидом кобальта).

Работа проводилась в рамках реализации ФЦП "Научные и научно-педагогические кадры инновационной России" на 2009 - 2013 годы при выполнении государственного контракта П1249 от 07.06.2010.

Литература

1. V.A. Moshnikov et al. Hierarchical nanostructured semiconductor porous materials for gas sensors // J. Non-Cryst. Solids, 356 (2010) 2020-2025.
2. V.A. Moshnikov et al. Porous silicon with embedded metal oxides for gas sensing applications. Journal of Non-Crystalline Solids 358 (2012) 590–595.

Влияние низкоинтенсивного бета-облучения на адгезионные свойства структур AlN/Si

***Дмитриевский А.А.*[1)], *Ефремова Н.Ю.*[1)], *Ловцов А.Р.*[1)], *Исаева Е.Ю.*[1)], *Коренков В.В.*[2)], *Badylevich M.*[3)]**

dmitr2002@tsu.tmb.ru
[1)]Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина, Тамбов, Россия
[2)]НОЦ «Нанотехнологии и наноматериалы» ТГУ имени Г.Р. Державина, Тамбов, Россия
[3)]Present affiliation: Light and Lighting Laboratory, Catholic University College Gent, Gebroeders Desmetstraat 1, B-9000 Gent, Belgium

Тонкие пленки традиционно используются в различных датчиках, системах магнитной и оптической записи и хранения информации, МЭМС/НЭМС, триботехнике, защите от коррозии и высоких температур и в других областях. Одним из наиболее перспективных материалов в опто- и микроэлектронике является нитрид алюминия [1,2], тонкие пленки которого выращивают на кремниевой подложке. На механо-физические свойства материалов и их композиций существенное влияние могут оказывать внешние воздействия радиационной природы, в том числе низкоинтенсивные [3]. Ранее было установлено [4], что облучение структур AlN/Si бета-частицами с флюенсом F = 3,6×1010 cm^{-2} вызывает увеличение склонности к трещинообразованию при внедрении индентора на глубину hmax > 1 □m. Бета-индуцированная модификация приповерхностных слоев кремниевой подложки может отразиться на адгезионных свойствах. В связи с этим, целью работы являлось исследование влияния низкоинтенсивного бета-облучения на процесс отслоения аморфной пленки AlN от кремниевой подложки при царапании с нарастающей нагрузкой.

В работе исследовали образцы, представляющие собой композицию аморфной пленки AlN толщиной 90 ÷ 100 nm на кремниевой подложке (100). Условия выращивания исследуемых структур были аналогичны [5]. Для облучения образцов использовали источник на основе препарата 90Sr + 90Y со средней энергией эмиттируемых электронов 0,20 MeV для 90Sr и 0,93 MeV для 90Y. Значение флюенса F = 3,6×1010 cm^{-2} было выбрано в соответствии с [4]. Исходные и облученные образцы царапали пирамидой Берковича с нарастающей нагрузкой N от 0 до 2 mN с использованием Nanoindenter G200.

Обнаружено, что после облучения аморфная пленка AlN начинает отслаиваться от кремниевой подложки (Рис. 1, врезка) при меньших усилиях на индентор. Установлено, что низкоинтенсивное бета-облучение способно вызывать уменьшение тангенциальной силы сопротивления материала царапающему индентору (Рис. 1). Показано, что эффект начинает проявляться при глубине царапины, превышающей толщину аморфной пленки нитрида алюминия (~ 100 nm) и может достигать 30 – 40 % при глубине царапины ~180 nm.

Полученные результаты свидетельствуют о влиянии низкоинтенсивного бета-облучения на адгезионные свойства кремния, что может быть использовано в технологиях бондинга или при изготовлении нанофольг.

Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009 – 2013 годы (Гос. контракт: П892).

Литература

1. S. Nakamura, et al. Jpn. J. Appl. Phys., (37), L309 (1998).
2. C.R. Miskys, et al. Appl. Phys. Lett., (82), 290 (2003).
3. Ю.И. Головин, А.А. Дмитриевский. ЖФМ, 1, (1), 11 (2007).
4. А.А. Дмитриевский, Н.Ю. Ефремова, Е.М. Вихляева, В.В. Коренков, А.В. Шуклинов, M. Badylevich, Y. G. Fedorenko. Известия РАН. Серия Физическая, 74, (2), 229 (2010).
5. M. Badylevich, S. Shamuilia, V.V. Afanas'ev, A. Stesmans, Y.G. Fedorenko, C. Zhao. J. Appl. Phys. (104), 198 (2008).

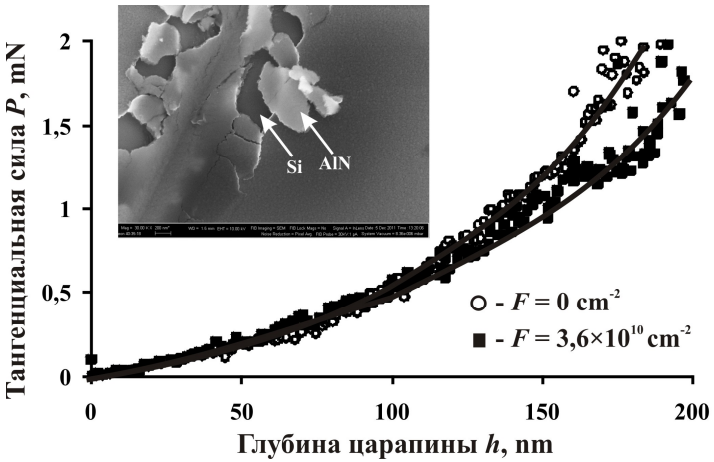


Рис. 1. Зависимость тангенциальной силы сопротивления материала царапающему индентору от глубины формируемой царапины в структуре AlN/Si. На врезке представлено ESM-изображение участка царапины, где появляются отслоения аморфной пленки AlN от кремниевой подложки.

Золь-гель синтез наноструктурированных пористых слоев ZnO-SiO_2

Карпова С.С. [1)], ***Воронцова К.В.*** [1)], ***Бобков А.А.*** [1)]

sskarpova@list.ru
[1)]Санкт-Петербургский государственный электротехнический университет «ЛЭТИ» им. В.И. Ульянова (Ленина), Санкт-Петербург, Россия

Золь-гель метод представляет практический интерес для производства тонких наноструктурированных пленок оксида цинка различного функционального назначения, позволяя управлять размером и формой частиц оксида цинка, варьируя различные параметры синтеза [1, 2]. Целью данной работы являлось исследование влияния количества растворителя и температуры отжига на структуру слоев ZnO-SiO_2, полученных золь-гель методом.

Нанокомпозиты состава ZnO-SiO_2 были получены золь-гель методом, прекурсорами являлись тетраэтоксисилан (ТЭОС) и нитрат цинка, их мольное соотношение в растворе составляло 1:1, количество этанола (растворителя), используемого для приготовления раствора, изменялось от 4 до 12 моль на 1 моль нитрата цинка. Растворы после 24 часов выдержки были нанесены на кремниевые подложки и центрифугированы. Температура отжига синтезированных нанокомпозитов варьировалась от 300 до 500 °С. Метод атомно-силовой микроскопии был использован для анализа морфологии поверхности полученных нанокомпозитов [3, 4]. Исследования проводились на нанолаборатории NTEGRA-Therma (NT-MDT, г. Зеленоград, Россия) в полуконтактном режиме.

Установлено, что при низких температурах отжига (300°С) внутри пор образуются частицы, форма и размер которых зависит от количества растворителя, используемого для приготовления раствора-золя. При малом соотношении растворителя и нитрата цинка в порах образуются кристаллические структуры, расположенные перпендикулярно к поверхности подложки, с размером порядка 1 мкм. При увеличении количества растворителя наблюдается образование наночастиц размером менее 100 нм. При увеличении температуры отжига в порах не наблюдается образования кристаллических структур.

Пористые оксидные фазы кремния, полученные золь-гель методом, могут быть использованы как матрица для синтеза различных наночастиц. Синтез таких функциональных материалов осуществляется обычно в несколько этапов: сначала золь-гель методом получают непосредственно пористую матрицу, а потом осаждают в поры наночастицы. Преимуществом предложенного метода синтеза нанокомпозитов является возможность получения наноматериалов и пористой матрицы в едином процессе.

Основными результатами проведенных исследований являются данные о возможности управления размерами и закономерностями иерархического строения нанокомпозитов системы ZnO-SiO_2, полученных золь-гель методом, включая организацию внутрипористого пространства.

Работа проводилась при поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» (ГК № П1249 от 07.06.10), а также стипендии Президента РФ для обучения за рубежом в 2010-2011 г и проекта по программе «УМНИК».

Литература

1. Gracheva I. E. et al. J. Non-Cryst. Solids **358**, 433 (2012).
2. Gracheva I.E. et al. Phys.: Conf. Series **291**, 012017 (2011).
3. Грачева И.Е. и др. Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования **10**, 16 (2009).
4. Moshnikov V. A. et al. J. Non-Cryst. Solids **356**, 2020 (2010).

Рост двухслойных нанопленок Cu/Fe и Cu/Fe_xSi на Si(001)

Ильященко В. М.[1,2], Китань С.А.[1,2], Тарима Н.А.[1,2], Плюснин Н.И.[1,2]

ivladimir_m@mail.ru
[1)]Институт автоматики и процессов управления ДВО РАН, Владивосток, Россия
[2)]Владивостокский государственный университет экономики и сервиса, г. Владивосток

В работе исследуется рост двухслойных нанопленок, состоящих из атомных мультислоев Cu и Fe или Fe_xSi на Si(001). Исследование проводили в условиях сверхвысокого вакуума методами спектроскопии характеристических потерь энергии электронов и электронной Оже-спектроскопии. Кроме того, на воздухе была исследована морфология полученных образцов методом атомно-силовой микроскопии.

В ходе исследования было проведено две серии экспериментов. В обеих сериях на чистой поверхности Si(100) выращивали прослойку из атомных мультислоев Fe-Si или Fe с толщиной Fe 2 - 8 МС, поверх которой растили пленку Cu толщиной ~ 5 МС. В первой серии экспериментов, в качестве прослойки, выращивали атомные мультислои силицида – Fe_xSi, во второй серии – атомные мультислои чистого Fe. Рост металлов производили при комнатной температуре подложки методом горячей стенки из Та ленточных источников [1] с использованием пониженной энергии молекулярного пучка [2].

На Рис.1(а) представлены зависимости относительной интенсивности оже-пиков Fe от толщины Fe для прослойки Fe_xSi (пустые треугольники) и для прослойки Fe (заполненные треугольники). Сплошной кривой показана теоретическая модель для послойного роста Fe, пунктирной – для послойного роста мультислоя Fe_xSi (x = 0,5d, где d – толщина Fe). На Рис. 1(б) представлены зависимости относительной интенсивности оже-пиков Cu от толщины Cu для прослойки Fe_xSi (пустые треугольники) и для прослойки Fe (заполненные треугольники). Сплошной кривой показана теоретическая кривая для послойного роста Cu, пунктирной – для модели перемешивания осажденной меди с 4-мя нижележащими монослоями Fe и Si. Из данных зависимостей видно, что медь растет псвдопослойно в случае осаждения Cu на мультислои Fe толщиной 4 и 8 МС. В случае же осаждения Cu на мультислои Fe_xSi толщиной 2, 4 и 8 МС, послойного роста меди не наблюдается и происходит перемешивание, достигающее максимальной интенсивности при 4-х МС. Также происходит перемешивание и при осаждении Cu на мультислои Fe толщиной 2 МС. В обоих случаях мы нашли хорошее соответствие экспериментальных точек модели перемешивания с четырьмя нижележащими монослоями Fe и Si.

Таким образом, рост двухслойных нанопленок, состоящих из атомных мультислоев Cu и Fe или Fe_xSi, на Si(001), сильно зависит от состава и толщины мультислоев Fe и Fe_xSi на Si(001). А именно, механизм роста пленки Cu изменяется от перемешивания к псевдопослойному при изменении состава мультислоев от Fe_xSi к Fe. Толщина прослоек также оказывает влияние на изменение характера перемешивания пленки Cu с нижележащими мультислоями. В частности при толщине прослоек Fe_xSi в 4 МС и Fe в 2 МС, степень перемешивания с пленкой Cu максимальна.

Литература

1. N. I. Plusnin, et al., Phys. Low-Dim. Struct., No 9/10, 129 (2002).
2. Н.И.Плюснин и др., Письма в ЖТФ, **33**(11), 79 (2007).

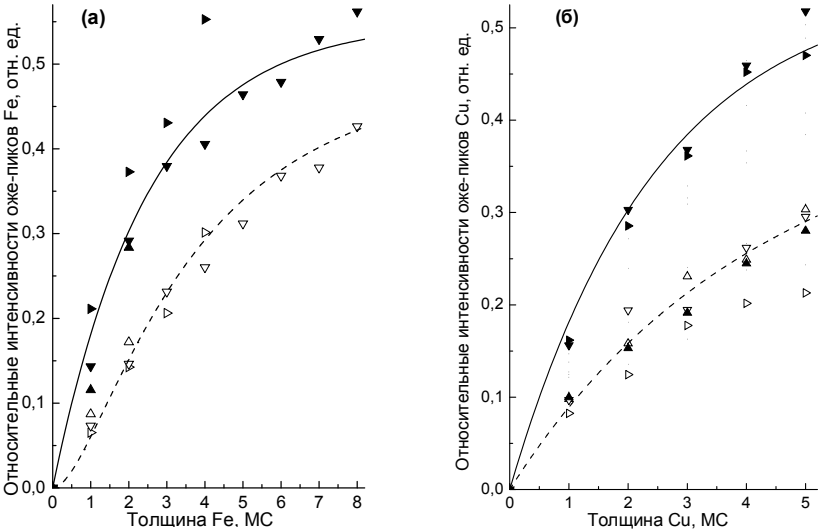


Рис.1. Относительные интенсивности оже-пиков Fe (а) и Cu (б) в зависимости от толщины пленки Fe и, соответственно, Cu. Экспериментальные точки, при толщине Fe 2, 4 и 8 монослоев, показаны треугольниками, направленными соответственно, вверх, вправо и вниз, при этом пустые треугольники соответствуют пленочным нанофазам Fe-Si, а заполненные – Fe. На рис. 1 (а) сплошными и пунктирными кривыми показаны теоретические зависимости для моделей послойного роста Fe и фазы Fe_XSi (X = 0,5d, где d – толщина Fe), а на рис. 1 (б) - теоретические зависимости для моделей послойного роста Cu и перемешивания Cu с 4-мя нижележащими монослоями Fe и/или Si.

Рост пленок неизоструктурных материалов на кремнии: от нанометровых толщин – к атомным слоям

***Плюснин Н.И.*[1)], *Китань С.А.*[2)]**

plusnin@iacp.dvo.ru
[1)]Институт автоматики и процессов управления, Владивосток, Россия

Для кремниевой наноэлектроники и одного из её подразделов — спинтроники, особый интерес представляют металлические нанослои, наноконтакты и нанопровода на кремнии. Он вызван возможным наличием в этих структурах низкоразмерного магнетизма, гигантской магнитной анизотропии, баллистической квантовой проводимости, баллистического магнетосопротивления, а также других размерных эффектов. Одна из возможностей управления этими эффектами – это создание смешанных нанослоев, наноконтактов и нанопроводов из двух- или нескольких атомных слоев ферромагнитных (Co, Fe, Mn и др.) и немагнитных металлов (Cu, Au, Pt и др.). Такие атомно-слоистые структуры могут обладать повышенными значениями гигантской магнитной анизотропии и баллистического магнетосопротивления. Однако для получения этих структур необходимо развитие физики роста пленок адсорбатов, неизоструктурных к подложке, в диапазоне атомных толщин. Цель данного доклада – продемонстрировать, какие проблемы роста возникают для неизоструктурных пленок при переходе от нанометровых толщин к атомным толщинам. Обзор наших результатов по исследованию механизмов роста ультратонких пленок металлов на кремнии и формированию слоистых структур на их основе позволяет достичь этой цели.

Теоретические воззрения по росту слабо-неизоструктурных подложке пленок предсказывали формирование сначала метастабильных псевдоморфных «мультислоев» и, затем, зарождение из них и островковый рост стабильных объемных фаз, которые контролируются минимизацией энергии на границе раздела пленка-подложка [1, 2]. Однако, реальная картина оказалась сложнее. В частности, при температурах, недостаточных для взаимодиффузии, в экспериментах обнаруживали реактивное перемешивание пленки с подложкой на начальной стадии ее роста [3, 4]. Наши исследования последних лет [5] по контролю кинетики роста и механизмам роста ультратонких пленок переходных металлов (Cr, Co, Fe и Cu) и их силицидов на кремнии позволили пролить свет на механизм перемешивания, а затем и на природу «мультислоев», названных нами пленочными нанофазами. Стало понятно, что пленочные нанофазы – это и не псевдоморфные слои и не метастабильные объемные фазы, а низкоразмерные по структуре фазы. Удалось выяснить, как вырастить пленочную нанофазу атомной толщины или уменьшить толщину пленок объемных фаз, зарождающихся из пленочных нанофаз, избежав образования островков. В результате нами были выращены пленки Cr, Co, Fe, Cu и их силицидов на подложках Si(111) и Si(001) толщиной от десятка монослоев до одного монослоя. Недавно были получены двухслойные структуры из нанослоев Fe и Cu, атомных слоев Fe и Si и Fe и Cu, а также двухслойные структуры из нанослоев и атомных слоев Fe, Cu и Si. Была исследована стабильность состава и морфологии этих структур, в частности, при нагреве и выдержке на воздухе. Были получены первые результаты по морфологии, а также оптическим, электрическим и магнитным свойствам этих структур, которые показывают их уникальность.

Литература

1. Д. Робертсон, Г.М. Паунд, Новое в иссл. поверхн. тв. тела. Вып.1 (М., Мир, 1977) с. 64.
2. E. Bauer, Z. Kristallogr., **110**, 372 (1958).
3. L.J. Brillson, Surface Science Report., **2**, 123 (1982).
4. N.I. Plusnin and al., Surface Review and Letters, **2**, 439 (1995).
5. Н.И. Плюснин и др., Поверхность. Рентген., синхр. и нейтр. исслед.., №9, 1 (2009).

Магнитные свойства наноразмерных пленок $Sr_2FeMoO_{6\pm\delta}$ гетероструктуры $Si/SiO_2/Ti/Pt/ Sr_2FeMoO_{6\pm\delta}$

Ковалев Л.В. [1)], ***Каланда Н.А.*** [1)]

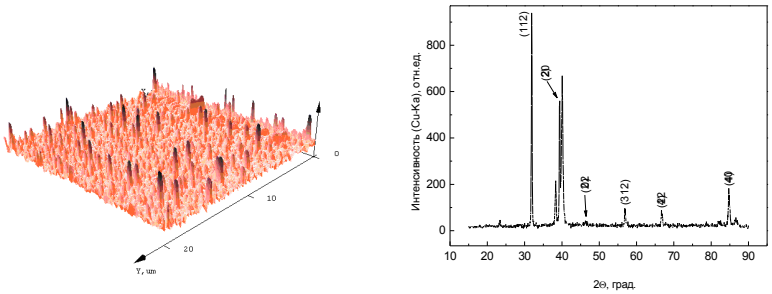
введите@e-mail: kalanda@ifttp.bas-net.by
[1)]*ГО «НПЦ НАН Беларуси по материаловедению», 220072, Беларусь, Минск, ул. П. Бровки 19*

К наиболее перспективным материалам для электродов спиновых клапанов и магнитных туннельных устройств, а также для элементов спинтроники в сенсорных датчиках, спин-диодах, спин-транзисторах, работающих при комнатной температуре можно отнести структурносовершенные наноразмерные пленки $Sr_2FeMoO_{6\pm\delta}$ (SFMO), обладающие высокими значениями температуры Кюри (T_c~420К), и высокой степенью (~100%) спиновой поляризацией и ферримагнитной природой намагниченности [1, 2]. Для формирования текстуры с кристаллографической ориентацией (101) в пленках SFMO использовали монокристаллические подложки кремния Si(111). Для текстурированного роста зерен пленки SFMO в качестве центров кристаллизации для их гетерогенного зарождения с последующим направленным их ростом использовали зерна оксида титана, вкрапленные в слой текстурированной платины . На основании ряда проведенных исследований установлено, что напыление нижнего слоя, состоящего из двух слоев Ti/Pt на подложку Si/SiO_2 с последующим их отжигом при 670-870К в течение 30 минут способствует формированию текстурированного роста зерен Pt рис. 1. Замечено, что увеличение температуры отжига структуры $Si/SiO_2/Ti/Pt$ приводит к росту игл Pt. Дальнейшее повышение температуры отжига T>770K нежелательно из-за интенсивного роста платиновых игл.

Установлено, что пленки SFMO, напыленные со скоростью ν_n=8 нм/мин и температурой подложки $T_п$ = 923 К в среде Ar с дополнительным отжигом при 1123 К и $pO_2=10^{-8}$ Па в течение 1 часа однофазны, характеризуются тетрагональной симметрией элементарной ячейки с пространственной группой I4/m и являются частично текстурированными рис.1. В этом случае ферримагнитная структура образовывается спинами электронов Fe и Mo, расположенных в ферромагнитных плоскостях Fe/Mo и пересекающихся под углом ~120º. При измерении намагниченности пленки при T=300K в зависимости от внешнего магнитного поля, приложенного вдоль поверхности пленки установлены высокие значения коэрцитивной силы H_c~700ое, обусловленные наличием различного рода дефектов и прежде всего микроструктурного характера [3]. Тем не менее, несмотря на наличие дефектной структуры пленки являются магнитноднородными с критической температурой (T_m=47K) при которой полностью размораживаются магнитные моменты у частиц пленок двойного перовскита. Данное обстоятельство указывает на то, что присутствие антиструктурных дефектов типа [Fe_{Mo}] в пленках SFMO не приводит к сближению величин намагниченности в различных катионных подрешетках вплоть до антиферромагнитного состояния в пленках и соответственно к антиферромагнитному кластерообразованию типа - Fe^{3+} -0- Fe^{3+}- и - Mo^{5+}-0-Mo^{5+}-, приводящий к уменьшению намагниченности пленки в целом и увеличению температуры T_m.

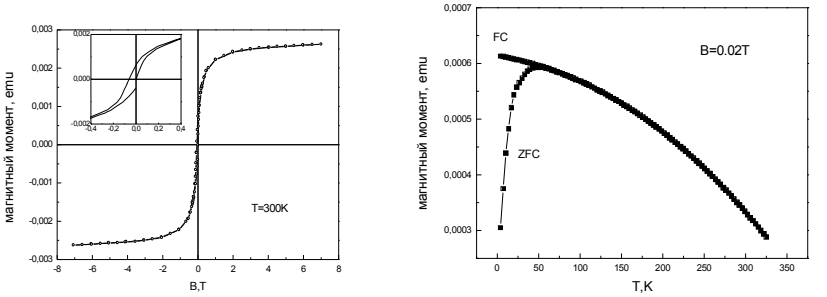
Литература

1. J.L. MacManus-Driscoll, A. Sharma, Yu. Bugoslavsky, W. Branford*, Advanced Materials*, **54,** 67 (2005)
2. D. Sánchez, J.A. Alonso, M. García-Hernández, M.J. Martínez-Lope, J.L. Martínez, A. Mellergard, *Physical Review B*,**65**, 10426-8 (2002)
3. M. Kalanda, G. Suchaneck, A. Saad, S. Demyanov, G. Gerlach, *Materials Science Forum* **636**, 338 (2010)



а б

Рис. 1. а) АСМ-изображение поверхности платиновой пленки. б) рентгенограмма структуры $Si/SiO_2/Ti/Pt/Sr_2FeMoO_{6\pm\delta}$. Рефлексы отмеченные индексами Миллера относятся к пленке $Sr_2FeMoO_{6\pm\delta}$.



а б

Рис. 2. Полевая (а) и температурные (б) зависимости намагниченности пленок $Sr_2FeMoO_{6\pm\delta}$.

Толщинная зависимость электрических и магнитотранспортных свойств пленок магнетита на окисленной поверхности кремния *n*-типа

Димитриев А.А. [1)], ***Балашев В.В.*** [1,2)], ***Викулов В.А.*** [1)], ***Писаренко Т.А.*** [1,2)], ***Коробцов В.В.*** [1,2)]

korobtsov@iacp.dvo.ru
[1)]Институт автоматики и процессов управления ДВО РАН, Владивосток, Россия
[2)]Дальневосточный федеральный государственный университет, Владивосток, Россия.

Поликристаллические пленки магнетита (Fe_3O_4), толщиной в интервале 11-158 нм, были синтезированы на химически окисленной поверхности кремния n-типа (ρ=4.5 Ом·см) путем осаждения железа в атмосфере кислорода (P_{O2}=1.0·10^{-6} мм рт. ст.) при температуре подложки 300°С [1].

Зависимость удельного сопротивления от температуры (рис.1) для пленок толщиной более 50 нм хорошо описывается соотношением Аррениуса $\rho = \rho_0 exp(E/kT)$ с E=0.104эВ в диапазоне температур 100-300К. Пленки тоньше 50 нм при Т>250К показывают отклонение от этой зависимости, которое связывается с эффектом переключения канала проводимости в пленке (при Т<250К) к каналу проводимости расположенному либо в инверсионном слое, либо в обедненном слое кремниевой подложки (при Т >250К) [2]. Увеличение удельного сопротивления с уменьшением толщины пленки (рис.1б) обусловлено усилением рассеяния носителей поверхностью и межзеренными границами.

Магнитосопротивление, $MR = (\rho-\rho_0)/\rho_0$, измеренное при комнатной температуре (рис.2), для пленок более 50 нм, проявляет квадратичную зависимость от величины намагниченности и возрастает с увеличением толщины до -1.3% для пленки 158нм и магнитном поле 4700 Оэ .

Литература

1. В.В. Балашев и др. ЖТФ, **81**(10), 122 (2011).
2. J. Dai, L. Spinu, K.-Y. Wang, L. Malkinski and J. Tang. J. Phys. D: Appl. Phys. **33**, L65 (2000).

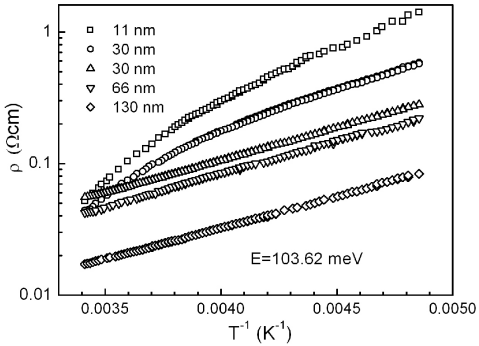


Рис. 1. Температурная зависимость удельного сопротивления пленок магнетита на окисленной поверхности кремния n-типа

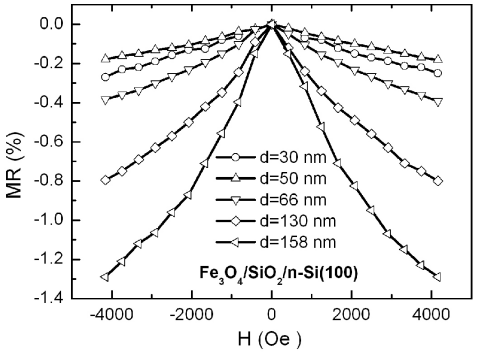


Рис.2 Величина магнитосопротивления структуры Fe_3O_4/SiO_2/n-Si(100) в зависимости от толщины пленки магнетита и напряженности магнитного поля

Формирование регулярной микроструктуры карбида кремния в процессе вакуумного разряда

Лупехин С.М. [1)]

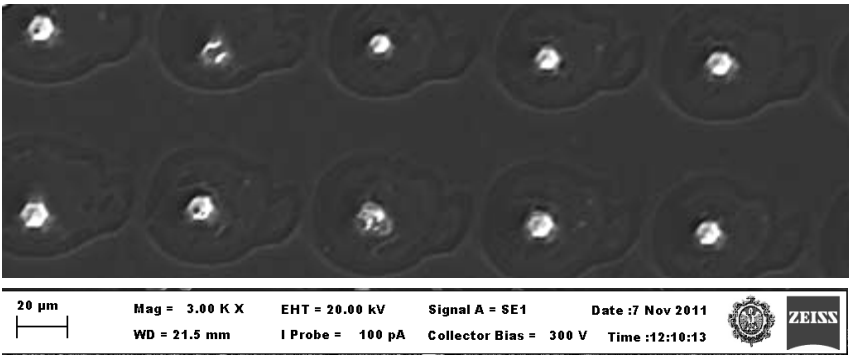
sml50@mail.ru
[1)]Санкт-Петербургский государственный университет телекоммуникаций им. проф. М.А.Бонч-Бруевича, г. Санкт-Петербург, Россия

В работе проведены экспериментальные исследования в области создания микроструктур карбида кремния. Общеизвестно, что в настоящее время данный материал, в силу своих физических свойств, представляет особый интерес для электронной промышленности [1]. Структура карбида кремния формировалась на поверхности кремниевой пластины, для чего применялся оригинальный метод модифицирования поверхности, в основе которого - использование импульсного вакуумного разряда.

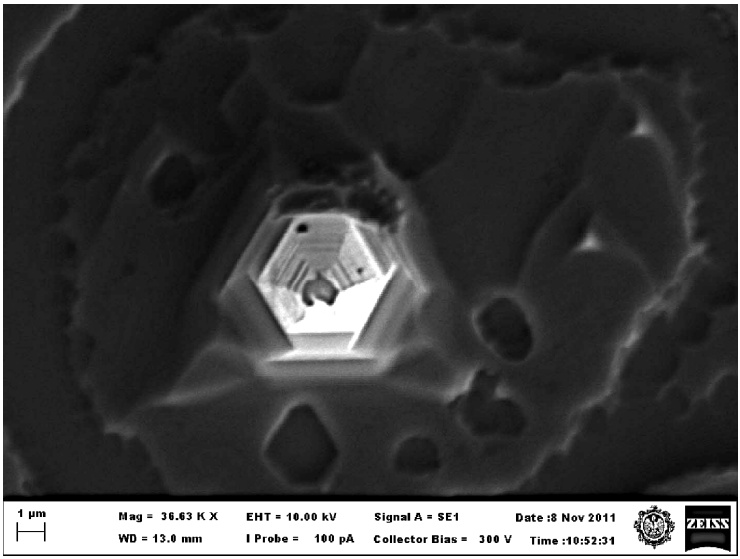
Экспериментальное устройство представляло собой вакуумную камеру, в которую помещалась диодная система в составе катода и анода. Остаточное давление $P \sim 10^{-6}$ Торр. При этом в качестве материала катода использовался углеродный стержень, анодом служила кремниевая пластина с регулярной структурой неоднородностей на рабочей поверхности, обращенной к катоду. В процессе включения вакуумного разряда у катода формировалась плазма катодного факела (КФ). В вакуумном промежутке катод – анод происходил полусферический разлет плазмы КФ в сторону анода. Для инициирования вакуумного разряда на диодную систему подавалось импульсное напряжение $U \sim 10^4$ кВ с длительностью импульса $\tau \sim 10^{-6}$ с. Амплитуда импульса напряжения выбиралась такой, что у рабочей поверхности катода существовало электрическое поле с напряженностью $E \geq 10^8$ В/см. При этом учитывалось усиление поля за счет специально выбранной геометрии рабочего тела катода. Поток ионов углерода из плазмы КФ попадал на поверхность кремниевой пластины. Ионы плазмы КФ имели скорость $2 \cdot 10^6$ см/с, что соответствовало их кинетической энергии $E_i \sim (10^1 - 10^2)$ эВ [2]. В промежутках между двумя последовательными импульсами ионного облучения пластины она обрабатывалась сильноточным электронным пучком с плотностью тока на поверхности пластины $j \sim 10^2$А/см^2. Энергия электронов составляла $E_e \sim 10^4$ эВ. В процессе бомбардировки ионами и воздействия электронного пучка в местах структурных неоднородностей поверхности кремниевой пластины происходит рост монокристаллов карбида кремния. Кристаллы вырастают практически на каждой неоднородности. Это приводит к формированию регулярной структуры, состоящей из данных монокристаллов, которые, в свою очередь, имеют одинаковую гексагональную структуру и практически один линейный размер порядка 10^{-6} м. Микроструктура поверхности кремния после ее модифицирования исследовалась в растровом электронном микроскопе компании Carl Zeiss серии EVO MA/LS с встроенным рентгеновским спектрометром. На рисунке 1 приведены изображения фрагмента структуры поверхности обработанного кремния (рис.1а) и отдельного сформированного монокристалла карбида кремния (рис.1б). Изображение, приведенное на рис 1б, показывает, что отдельный монокристалл имеет гексагональную структуру.

Литература

1. А.Лебедев, С.Сбруев Электроника: Наука, Технология, Бизнес, 5, 28 (2006).
2. Г.А. Месяц, Д.И.Проскуровский. Импульсный электрический разряд в вакууме. (Новосибирск., «Наука»,1984) с. 256.



а)



б)

Рис.1. Изображения микроструктуры кремния, полученные в РЭМ.

а) Изображение фрагмента поверхности, позволяющее наблюдать огранку кристаллов;

б) Изображение отдельного микрокристалла

Исследование магнитной бислойной наноструктуры CoCu/Co на кремневой подложке методом рефлектометрии поляризованных нейтронов

Матвеев В.А. [1)], ***Плешанов Н.К.*** [1)], ***Байрамуков В.Ю.*** [1)], ***Булкин А.П.*** [1)], ***Сыромятников В.Г.*** [1)]

matveev@lns.pnpi.spb.ru
[1)]Петербургский институт ядерной физики, Гатчина, Россия

В представленной работе методом рефлектометрии поляризованных нейтронов исследовалась магнитная бислойная наноструктура гранулированный ферромагнетик (ГФ) – ферромагнетик (Ф) на кремниевой подложке. Интерес к таким магнитным бислойным наноструктурам обусловлен потенциальными возможностями их применения в электронной промышленности. Бислойная наноструктура типа магнитомягкий Ф – магнитожесткий Ф может послужить базисом для архитектуры спинтронных устройств [1,2]. В качестве гранулированного ферромагнетика использован распадающийся твердый раствор металлов кобальт-медь ($Co_{0.5}Cu_{0.5}$), в качестве мягкого ферромагнетика – слой из чистого кобальта.
Анализ отражения пучка поляризованных нейтронов позволяет определить детали слоистой структуры, глубинный профиль намагниченности, причем как величину намагниченности, так и ее направление, Для исследуемых образцов Si(подложка)/CoCu(5нм)/Co(x)/Si(3нм) с толщинами x от 7 до 20 нм были определены основные параметры намагниченности насыщения слоев, а также исследованы процессы перемагничивания такой бислойной наноструктуры. Полученные результаты позволили получить данные о существенной зависимости характера перемагничивания от соотношения толщин обменно-связанных слоев CoCu и Co и сделать предположения о механизме их перемагничивания [3]. В данной работе структурные исследования образцов были дополнены измерениями локальным методом атомно-силовой микроскопии (АСМ). Поверхностные профили АСМ подтвердили сделанное на основании анализа нейтронных рефлектометрических данных предположение о значительном разрыхлении поверхности при нарушении защитного кремниевого нанослоя. Данное явление может представлять значительный интерес с точки зрения механизмов окисления гетерогенных наноструктур.

Литература

1. E. Hirota, H. Sakakima, K. Inomata. *Giant Magneto-Resistance Devices.* Springer Series in surface science, **40** (2001).
2. S. Parkin, X Jiang, C. Kaiser, A. Panchula, K. Roche, M. Samant. Proceedings of the IEEE, **91**, 661 (2003).
3. N.K. Pleshanov, V.L. Aksenov, A.P. Bulkin, A.A. Fraerman, V.A. Matveev, Yu.V. Nikitenko, V.G Syromyatnikov, S.N. Vdovichev, V.M. Uzdin. *Study of magnetization of a bilayer nanostructure CoCu/Co (F/GF) by polarized neutron reflectometry.* J. Phys.: Conf. Ser. **340**, (2012).

Наноструктуры на основе VO_2 на поверхности кремния для наноэлектроники

Назаров Д.В. [1)], ***Осмоловская О.М.*** [1)], ***Смирнов В.М.*** [1)], ***Глумов О.В.*** [1)], ***Мельникова Н.А.*** [1)], ***Мурин И.В.*** [1)]

Dennazar1@yandex.ru
[1)]Санкт-Петербургский Государственный Университет, Санкт-Петербург, Россия

Диоксид ванадия, обладающий фазовым переходом типа полупроводник–металл (ФППМ), привлекает интерес исследователей уже более 50 лет. Резкое изменение электрических, магнитных и оптических свойств при ФППМ, а также необходимость минитюаризации приборов для их применения в наноэлектронике открывает широкие перспективы использования VO_2. В связи с этим, чрезвычайно важным для дальнейших применений является разработка способов регулирования характеристик ФППМ в диоксиде ванадия.

Одним из очевидных путей является создание наноструктур, в которых изменение характеристик фазового перехода вызвано влиянием размерного эффекта. Особое внимание в данной области привлекают микро- и нанопленки VO_2, которые не разрушаются при неограниченном циклировании вблизи температуры фазового равновесия. Однако при получении такого рода объектов следует учитывать ориентирующее действие матрицы на морфологию образующихся наноструктур. В случае диоксида ванадия данный факт имеет большое значение, поскольку морфология VO_2 оказывает большое влияние на характеристики ФППМ. Также эффективным способом влияния на характеристики ФППМ является легирование VO_2 3d элементами.

В связи с этим, целью данной работы являлось получение наноструктур диоксида ванадия на поверхности кремния и установление взаимосвязи между составом и строением синтезированных объектов и характеристиками ФППМ.

Для синтеза образцов был выбран метод молекулярного наслаивания, позволяющий прецизионно получать нанообъекты с изначально заданными характеристиками (толщина слоев, их структура, концентрация легирующего элемента) за счет контролирования состава и строения получаемых наноструктур непосредственно в ходе синтеза. В качестве матрицы использовался предварительно подготовленный монокристаллический кремний. Были синтезированы несколько серий образцов, различающихся условиями синтеза (температура и время обработки исходными реагентами), а так же наличием легирующего элемента (Fe и Cr). Внутри каждой серии образцы различались размером полученных наноструктур (количеством циклов обработки), а для серии легированных образцов - концентрацией, природой и объемным распределением легирующего элемента (Fe или Cr). Все образцы были охарактеризованы магнетохимическим методом, а также методами атомно-силовой микроскопии (АСМ) и фотометрии. Характеристики ФППМ были определены при исследовании магнитных и электрических свойств методами магнитной восприимчивости и импедансной спектроскопии, соответственно.

На основании данных АСМ предложен механизм роста наноразмерного диоксида ванадия на поверхности кремния в различных условиях. Найдено, что характеристики ФППМ зависят от морфологии наноструктур диоксида ванадия, в том числе наблюдается снижение температуры ФППМ до 100-150 К для образцов различного состава и строения. Таким образом, уменьшение температуры перехода с 340 К (массивный материал) до зарегистрированных нами значений указывает на значительное влияние размерного фактора на свойства VO_2. Также продемонстрировано наличие синергетического эффекта в характеристиках ФППМ в наноструктурах VO_2, легированного хромом или железом.

Работа поддержана Федеральной целевой программой "Научные и научно-педагогические кадры инновационной России" (г/к № 16.740.11.0213).

Потенциальный компонент повышения КПД фотоэлектрической структуры

Пекшев Е.А. [1)], ***Чепурнов В.И.*** [1)]

pekschevegor@mail.ru
[1)]Самарский государственный университет, Самара, Россия

В представленной работе затронута проблема нетрадиционной электроэнергетики. Это одна из основных проблем, которая стоит перед человечеством. Одно из направлений решения этой проблемы это использование фотоэлементов, которые преобразуют прямые солнечные лучи в электроэнергию.

Целью настоящей работы является определение потенциальных возможностей гетероструктуры β-SiC/Si, как компонента структуры кремниевой солнечной батареи.

Поставленная цель предполагает решение ряда задач, таких как:

- выбор наиболее эффективного варианта исполнения гетероструктуры β-SiC/Si.

Выбор гетероструктуры основан на расчете энергетических зонных диаграмм.

Роль β-SiC в каждом типе гетероструктуры разная:

- в одном случае выполняется роль широкозонного окна – это гетероструктура с гетеропереходом p-SiC/p-Si/n-Si;

- в другом случае генерация фото-ЭДС осуществляется в гомопереходе карбида кремния n-SiC/p-SiC/p-Si, p-SiC/n-SiC/n-Si.

Роль кремниевой подложки в данной структуре двойная и обусловлена конструктивно-техническим исполнением:

- в одном случае выполняет роль подложки;

- в другом случае в подложке встроен p-n переход и он может выполнять роль фотопреобразователя с низкой температурной стабильностью, поэтому в этом случае требуется планарное исполнение электрических контактов к структуре n-SiC/p-SiC/p-Si, p-SiC/n-SiC/n-Si, p-SiC/p-Si/n-Si.

По энергетическим зонным диаграммам можно сделать еще одно заключение: объемный пространственный заряд ассиметричен относительно металлургической границы для гетероперехода и если делать фотопреобразователь только на гетеробарьере, то требования к подложке по концентрации кремния таковы чтобы p-n переход был симметричным и неравновесные носители заряда рождались как в SiC так и в Si.

Толщина полученных пленок составила около 3 мкм. Скорость роста гетероэпитаксиальных пленок 1,5 мкм/час, их рост осуществлялся при температуре 1360 - 1380°C, легирующая примесь галлий или фосфор в зависимости от типа проводимости.

Исследованы ВАХ структур, из световых характеристик ВАХ определен коэффициент заполнения и для структуры -SiC/n-SiC/n-Si составляет 51%, для структуры p-SiC/p-Si/n-Si – 38%, для структуры n-SiC/p-SiC/p-Si – 44%.

Рост токов короткого замыкания в зависимости от освещенности не входит в насыщение, эффективность генерации снижается вдвое при температуре около 150°C.

Max КПД имеют структуры p-SiC/n-SiC/n-Si – 9%,которые можно использовать как встроенные активные элементы слоистой структуры фотопреобразователя.

Сверхпроводниковый однофотонный приемник ближнего ИК-диапазона на основе ультратонкой наноструктурированной NbN пленки на Si-SiO_2 подложке и криорефрижератора замкнутого цикла

Дивочий А.В.[1)], Вахтомин Ю.Б.[1,2)], Смирнов К.В.[1,2)], Ковалюк В.В.[2)], Пентин И.В.[1,2)], Ожегов Р.В.[1)]

PentinIvan@mail.ru
[1)]ЗАО «Сверхпроводниковые нанотехнологии», Москва, Россия
[2)]Московский педагогический государственный университет, Москва, Россия

Обнаружение в 2001 году эффекта детектирования узкими полосками нитрид ниобия (NbN), одиночных фотонов видимого и ближнего инфракрасного (ИК) излучения [1] и проведенные на протяжении последующих десяти лет исследования открытого эффекта [2, 3], убедительно показали перспективность разработки сверхпроводникового однофотонного детектора (SSPD – Superconducting Single-Photon Detector), а также позволили создать коммерческий приемник одиночных фотонов ближнего ИК-диапазона (0,8-1,55 мкм) на основе SSPD с оптоволоконным входом [4].

В одной из предшествующих работ нашей группы [5] был представлен однофотонный приемник, реализованный на базе вставки в стандартный гелиевый транспортный сосуд Дьюара и обладающий следующими характеристиками: квантовая эффективность (QE) – 5% для λ=1,55 мкм; уровень ложных срабатываний – 1 c^{-1}; временная нестабильность возникающего сигнала (джиттер) – $\leq$ 50 пс; быстродействие – $\geq$ 100 МГц.

В настоящей работе мы представляем усовершенствованный однофотонный приемник, реализованный на базе криогенного рефрижератора замкнутого цикла и обладающий повышенной до 10%-го уровня квантовой эффективностью на λ=1,55 мкм с неизменным сохранением остальных характеристик приемной системы. Увеличение QE приемника стало возможным благодаря применению нового подхода в технологии создания SSPD – перехода от использования монокристаллического сапфира в качестве подложки, как это делалось ранее, к использованию высокоомного кремния (HRFZ-Si) с дополнительным слоем SiO_2 позволяющим увеличить коэффициент поглощения излучения.

Основа SSPD детектора – узкая (~100 нм) и ультратонкая (~4 нм) сверхпроводниковая NbN полоска, сформированная в форме меандра и покрывающая область не менее 7x7 $мкм^2$ для удобства оптического согласования детектора с используемым стандартным одномодовым волокном. Поперечный срез NbN-SiO_2-Si-структуры, полученный на электронном просвечивающем микроскопе, показан на Рис.1. Использование диэлектрического слоя SiO_2 толщиной 250 нм, позволило существенно увеличить коэффициент поглощения излучения NbN пленкой за счет деструктивной интерференции излучения, отраженного от границ раздела NbN-SiO_2 и SiO_2-Si при вводе излучения со стороны сверхпроводниковой пленки. Подбор толщины слоя SiO_2, оптимизированной для λ=1,55 мкм, позволил добиться увеличения квантовой эффективности SSPD приемника до QE=10 % при сохранении уровня ложных срабатываний – 1 c^{-1}.

Для охлаждения детектора в работе был использован криогенный рефрижератор замкнутого типа на газовом цикле Гиффорда-МакМагона от компании Sumitomo Heavy Industries, Ltd серии SRDK-205D, позволяющий достичь температуры ~ 3 К. Применение подобных устройств позволяет создавать приемники на основе SSPD, которые не нуждаются в использовании криогенных жидкостей.

Литература

1. Goltsman G., Okunev O., Chulkova G. et al. Appl. Phys. Lett. V.79. P.705 (2001).
2. M. D. Eisaman, J. Fan, A. Migdall. et al. REVIEW OF SCIENTIFIC INSTRUMENTS 82, 071101 (2011).
3. Robert H. Hadfield. Nature Photonics. VOL.3. P.696-705 (2009).
4. www.scontel.ru/ps_reseivers.html#1
5. К.В. Смирнов, Ю.Б. Вахтомин. Интеграл. №2. С.17-19 (2010).

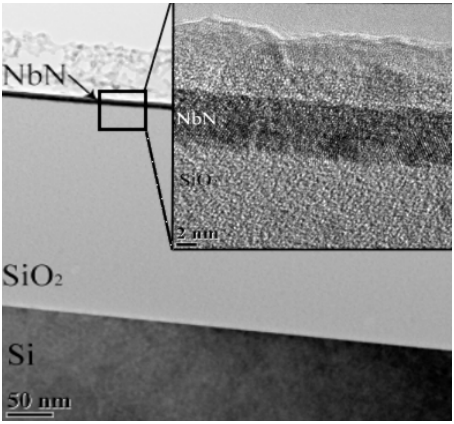


Рис. 1. Изображение поперечного среза NbN-SiO_2-Si- структуры, полученное на просвечивающем электронном микроскопе. Толщина промежуточного слоя SiO_2 и толщина пленки NbN составляют 250 нм и 4 нм, соответственно. На вставке – изображение среза с высоким разрешением.

Mechanical strength investigation of SiO_2 isolation block embedded in Si wafer

Postnikov A.V. [1)], ***Morozov O.V.*** [1)]

Laser_lab@bk.ru
[1)]Yaroslavl branch Physics-Technology Institute RAS, Yaroslavl, Russian Federation

Inertial sensors fabricated with bulk micromachining have advantage of large proof mass, high sensitivity and good mechanical stability [1]. A major difficulty is to electrically isolate the MEMS structures from each other and from the electronics while still maintaining a robust mechanical connection. Silicon-on-insulator (SOI) wafers are commonly used to achieve electrical isolation, but the footing effect and sufficient mechanical stress at interfaces remains a problem, additionally SOI wafers are more expensive than silicon wafers. Bulk micromachining technology proposed in [2] reports a new method for forming a robust electrical isolation IB (isolating bridge) and MEMS devices fabrication. The techniques based on standard single crystal silicon wafers and combining DRIE (deep reactive ion etching) formation high aspect ratio trenches and oxidizing Si left in between the trenches. This work reports mechanical strength measuring result of IBs.

Figure 1a presents REM image of the structures under study both broken after test and untouched. Silicon dioxide mechanical properties were studied in many works earlier. However, these studies were concerned with films deposited on the silicon surface and show dependence on preparation technology [3]. Bulk free standing oxidized silicon structure could have somewhat different values of crucial parameters which define mechanical strength, namely ultimate tensile and shear stresses.

The shear, compressive and tensile tests were taken. The scheme for these tests is shown in figure 1b. Measuring technique was as follows: calibrated force was applied to IB and sample deflection was measured. Long (500 um) silicon beam which integrated with IB is acting as lever gauge for registering deflection value with high resolution optical microscope. Samples were loaded with Lorentz actuator ended with tungsten or silicon tip. Samples were loaded upon face and back sides to take into account internal structure stress if any presents. The measured beam deflection values then were compared with FEM modeling result to validate model. Flexural IB test shows lack of intrinsic stress in samples under study.

Crash tests were taken for determining ultimate deflection and force needed for structure to be cracked down. On the basis of validated FEM model and knowing crucial force the mechanical strength of structure was calculated. Ultimate tensile stress determined in this work is about 300 MPa.

The loads in compressive IB tests were applied to the end surface upon total sample thickness (Fig. 1b). It was found that IB compressive strength is of the same value as bulk silicon. The IB was cracked under load together with silicon membrane.

A study performed gives strong basis for design a new MEMS devices with patented technology. The IB mechanical strength is sufficient for bearing structural elements of MEMS devices.

Literature

1. Zhu Y., Yan G., Fan J., Zhou., Liu X., Li Z., Wang Y. Micromech. Microeng. v.5, p. 636.
2. И.И. Амиров, О.В. Морозов, А.В. Постников, В.А. Кальнов, А.А. Орликовский, К.А. Валиев. Патент на изобретение №2403647. 10.10.2010. (Patent RU2403647)
3. http://www.memsnet.org/material/silicondioxidesio2film/ .

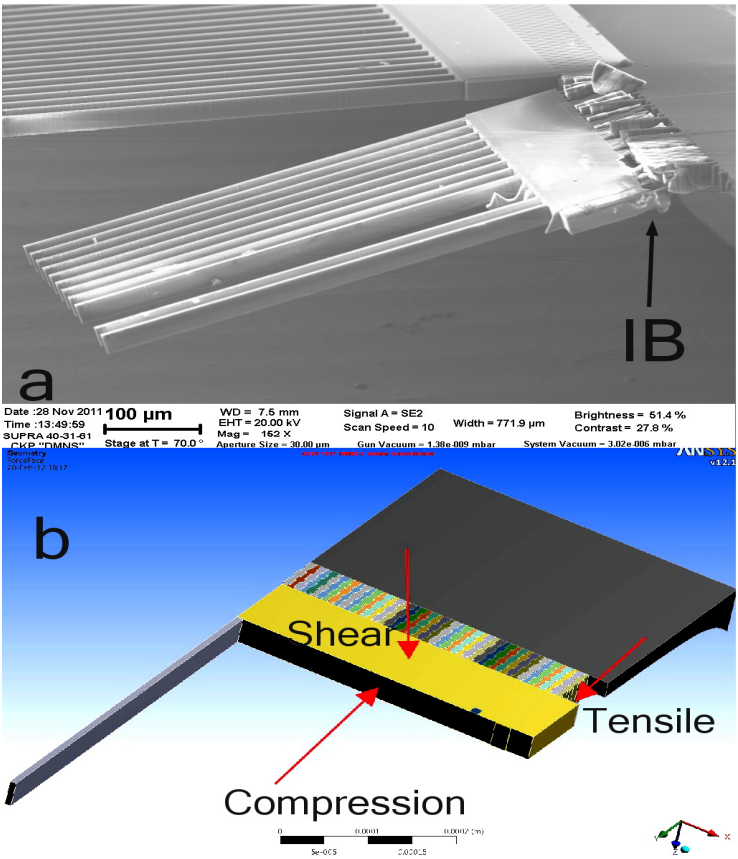


Fig. 1. a) REM image of IB both broken and untouched, b) FEM model geometry arrows pointing applied forces compressive, shear and tensile.

Enhanced magnetoresistance in arrays of Ni nanorods on Si substrate

Fedotova J.[1)], Ivanou D.[2)] , Fedotov A.[2)], Saad A.[3)], Mazanik A.[2)], Ivanova Yu.[2)], Tyutyunnikov S.[4)], Apel P.Yu.[4)], Streltsov E.[2)], Svito IJ.[2)],

fedotov@bsu.by
[1)]National Center of Particles and High Energies of BSU, Minsk, Belarus
[2)]Belarusian State University, Minsk, Belarus
[3)]Al-Balqa Applied University, Salt, Jordan
[4)]Joint Institute for Nuclear Research, Dubna, Russia

In this work we study the temperature T (2 – 300 K) and magnetic field B (up to 8 T) dependencies of electric properties in the bundles of Ni nanorods embedded into the n-Si/SiO_2 porous template created by selective etching of swift heavy ion tracks in a SiO_2 layer and the following filling of the pores with Ni nanoparticles [1,2], see Insert (i) in Fig. 1. Such n-Si/SiO_2/Ni nanostructures were electrically similar to two Si/Ni Schottky diodes switched-on opposite to each other. *I-V* characteristics and electric resistance were measured between Indium probes 1 and 2 in B normal to Si substrate (see Insert (i) in Fig. 1) at different biase voltages V_b applied to back-side electrode 3. As is seen from Fig. 1, in n-Si/SiO_2/Ni nanostructures at the temperatures ranging 15 – 40 K, where impurity conductance by the phosphorus-doped Si substrate is predominant, a huge positive contribution (up to 40 000 %) to the magnetoresistive (MR_{12}) effect was observed. This may be attributed to the impurity avalanche mechanism in Si/Ni Schottky barriers under probes 1 and 2 and the influence of 2D electronic gas at the interface n-Si/SiO_2 formed between two Si/Ni Schottky diodes.

References

1. D. Fink, D. Sinha, J. Opitz-Coutureau, A.V. Petrov, S.E. Demyanov, W.R. Fahrner, K. Hoppe, A.K. Fedotov, L.T. Chadderton, A.S. Berdinsky. *Physics, Chemistry and Application of Nanostructures (Materials of the "Nanomeeting – 2005", Minsk, Belarus)* 474 (2005)
2. Yu.A. Ivanova, D.K. Ivanou, A.K. Fedotov, E.A. Streltsov, S.E. Demyanov, AV. Petrov, E.Yu. Kaniukov, D. Fink, J. Mater. Sci., **42**, 9163(2007).

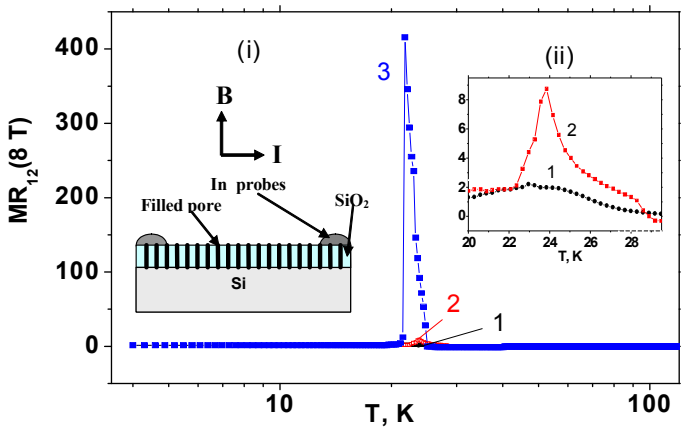


Fig. 1. Temperature dependencies of MR_{12}(8 T) measured at I_{12} = 100 nA when transversal biases V_b = 0 V (1), + 2 V (2) and – 2 V (3) were applied. Insert (i) represents a schematic arrangements of Ni nanorods and In electric probes in the studied structure. Insert (ii) presents curves 1 and 2 in magnified scale.

Стендовые доклады, секция 6

Диагностика кремния и приборных структур на его основе

Исследование влияния рентгеновского излучения на свойства ионно-модифицированных диэлектрических слоев СБИС на КНИ методом псевдо-МДП транзистора

Абросимова Н.Д. [1)], ***Гуськова О.П.*** [1)], ***Гаранин А.Г.*** [1)], ***Киселев В.К.*** [1)], ***Минеев М.Н.*** [1)]

nenastik@rambler.ru
[1)]ФГУП «ФНПЦ НИИИС им.Ю.Е.Седакова», г.Нижний Новгород, Россия

Достижение высокой стойкости к воздействию ионизирующих излучений (ИИ) и стабильности параметров СБИС на структурах КНИ обеспечивается, в частности, формированием в приграничной области скрытого диэлектрика наноразмерных (~1-2нм) слоев, создающих ловушки для захвата электронов, компенсирующих возникающий при воздействии ИИ положительный заряд. Имплантация ионов в скрытый диэлектрик структур КНИ с последующей высокотемпературной обработкой может существенно изменить их структурный и дефектный состав. Это обуславливает необходимость отработки режимов создания таких слоев в диэлектриках и методик исследований их свойств.

Метод псевдоМДП-транзистора [1] основан на том, что КНИ-пластина может быть представлена в виде модели перевернутого МОП-транзистора: подложка из объемного кремния выступает в роли затвора, для формирования проводящего канала в тонком приборном слое; скрытый окисел играет роль подзатворного диэлектрика; пленка кремния является “телом” транзистора. Анализируя сток-затворные характеристики такого транзистора, можно получить данные о плотности поверхностных состояний на границе приборного слоя кремния и скрытого диэлектрика, подвижности носителей в приборном слое кремния и накопленном при воздействии ИИ заряде во встроенном диэлектрике.

Целью работы являлось исследование влияния рентгеновского излучения (РИ) на свойства скрытого диэлектрика структур КНИ, модифицированных имплантацией ионов F+, N+, Ge+, Si+ методом псевдо-МДП транзистора. Энергии и дозы имплантации варьировались.

Объектами исследований являлись кольцевые тестовые структуры, изготовленные в ИФП СО РАН, г.Новосибирск, с модифицированными и немодифицированными диэлектрическими слоями, позволяющие контролировать ВАХ и ВФХ. Воздействие стационарного рентгеновского излучения осуществлялось на имитаторе РИК0401 с энергией 10 кэВ до доз 1×6Ус.

Измерения ВАХ методом псевдо-МДП транзистора осуществлялись на измерительном комплексе, состоящем из параметрического анализатора Agilent 4156C и полуавтоматической зондовой станции SummitCascadeMicrotechAP 12000, ВЧ и НЧ ВФХ и GV зависимости были получены на прецизионном LCR-метре E4980A.

Полученные результаты показали, что модификация скрытого диэлектрика ионами кремния и германия достаточно эффективна для улучшения радиационно-чувствительных характеристик структур КНИ и, соответственно, СБИС, изготавливаемых на их основе. При модификации диэлектрика ионами кремния и германия отсутствует паразитный эффект в виде накопления положительного заряда, в случае с азотом или отрицательного, в случае с фтором при отсутствии внешних воздействий, примесные центры Ge во встроенном SiO_2 структур КНИ могут приводить к стабилизации объемного заряда при воздействии РИ.

Литература

1. S. Cristoloveanu, D. Munteanu, M. Liu, IEEE Trans. Electron Devices, **47** (11), 1018 (2000).

Диагностика накопления заряда при ионизирующем облучении МОП-транзисторов на основе кремния

Александров О. В. [1)], ***Высоцкая С. А.*** [2)], ***Смирнов В. С.*** [1)]

Aleksandr_ov@mail.ru
[1)]Санкт-Петербургский государственный электротехнический университет (ЛЭТИ), Санкт-Петербург, Россия.
[2)]ЗАО «Светлана - Полупроводники», Санкт-Петербург, Россия.

В результате воздействия ионизирующего облучения в подзатворном диэлектрике МОП-транзисторов на основе кремния происходит генерация электронно – дырочных пар. В результате происходит образование положительного объёмного заряда (ОЗ) в окисле и поверхностных состояний (ПС) на границе раздела $Si\text{-}SiO_2$. Заряд на ПС и ОЗ в окисле приводят к сдвигу порогового напряжения ($\Delta V_{\text{пор}}$) МОП-транзисторов. Для *n*-канальных МОП-транзисторов эти заряды имеют различный знак, а для *p*-канальных – одинаковый. Для более точного описания влияния облучения на МОП транзисторы необходимо разделять сдвиг порогового напряжения $\Delta V_{\text{пор}}$ на составляющие, связанные с ОЗ в окисле (ΔV_{ot}) и с зарядом на ПС (ΔV_{it}).

С этой целью снимались ВАХ *n*- и *p*-канальных МОП-транзисторов, изготовленных по стандартной планарной технологии с поликремниевым затвором с толщиной подзатворного окисла 120 нм. Проводилось γ-облучение с дозами от $1\cdot10^3$ до $1\cdot10^7$рад на установке ГОТ с мощностью дозы 80 рад/с.

ВАХ МОП-транзисторов до и после облучения анализировались тремя различными методами [1-3]. В методе транзисторной пары (ТП) изменение порогового напряжения, вызванного ОЗ ΔV_{ot} и зарядом на ПС ΔV_{it}, рассчитывается по изменению порогового напряжения *n*- и *p*-канальных МОП-транзисторов с учетом изменения наклона ВАХ.

В методе подпороговых токов (ППТ) по обратной крутизне ВАХ в области слабой инверсии определяется концентрация ПС на единицу энергии. Концентрация заряженных ПС рассчитывается путём её интегрирования в пределах от 0 до φ_b, где φ_b – объёмный потенциал кремния, при допущении, что ПС в запрещенной зоне распределены равномерно. После чего определяется изменение напряжения, вызванного зарядом на ПС ΔV_{it}. Изменение напряжения, вызванного ОЗ ΔV_{ot}, определяется как $\Delta V_{ot} = \Delta V_{\text{пор}} - \Delta V_{it}$.

В методе середины запрещённой зоны (СЗЗ) для определения искомых величин сначала рассчитывается ток при $\varphi_s = \varphi_b$, где φ_s – изгиб зон у поверхности кремния. Далее по ВАХ в области слабой инверсии, определяется напряжение СЗЗ. Зная пороговое напряжение и напряжение СЗЗ до и после облучения, можно определить изменение напряжения, вызванного ОЗ и зарядом на ПС.

С применением этих методик были построены усреднённые дозовые зависимости ΔV_{it} и ΔV_{ot}. Все три методики дали одинаковый характер дозовых зависимостей и близкие значения ΔV_{it} и ΔV_{ot}. Из этого можно сделать вывод, что для определения ΔV_{it} и ΔV_{ot} можно использовать любую из этих методик. В ходе анализа было выявлено, что на точность метода ТП влияет неодинаковый уровень легирования в карманах *n*- и *p*-канальных транзисторов, а в методе ППТ делается допущение, что ПС в запрещенной зоне распределены равномерно, что вносит дополнительную погрешность в расчеты. Метод СЗЗ лишен указанных недостатков и был выбран как наиболее предпочтительный.

Литература

1. D.M. Fleetwood. Appl. Phys. Lett. 55, 466 (1989).
2. P.J. McWhorter, P.S.Winokur. Appl. Phys. Lett. 48, 133 (1986).
3. M. Gaitan, T. J. Russell. IEEE Trans. Nucl. Sci. NS-31, 1256 (1984).

Влияние морфологии и состава самоформирующихся наноостровков германия в матрице кремния на радиационную стойкость оптоэлектронных приборов

Довбыш Л.Е.[1)], Дроздов И.Ю.[1)], Иванова М.М.[2)], Киселев В.К.[2)], Скупов В.Д.[3)], Филатов Д.О.[4)], Нежданов А.В.[4)], Шенгуров В.Г.[4)]

MMNayanova@gmail.com

[1)]Федеральное государственное унитарное предприятие Российский федеральный ядерный центр - Всероссийский научно-исследовательский институт экспериментальной физики, Нижегородская обл., г. Саров, Россия

[2)]Федеральное государственное унитарное предприятие федеральный научно-производственный центр "Научно-исследовательский институт измерительных систем им. Ю.Е. Седакова", Нижний Новгород, Россия

[3)]Нижегородский государственный технический университет имени Р. Е. Алексеева, Нижний Новгород, Россия

[4)]Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета им. Н.И.Лобачевского, Нижний Новгород, Россия

Работа посвящена теоретическим и экспериментальным исследованиям влияния морфологии, состава и упругих напряжений самоформирующихся наноостровков германия в матрице кремния на радиационную стойкость оптоэлектронных приборов на таких гетероструктурах при облучении импульсным гамма-нейтронным излучением. Образцы для исследования были выращены методом сублимационной молекулярно-лучевой эпитаксии в среде германа на подложке кремния с ориентацией (001). Температура подложки в процессе осаждения германия составляла от 500 до 800°С. Морфология поверхностных самоформирующихся наноостровков германия в матрице кремния изучалась методом атомно-силовой микроскопии, состав и упругая деформация материала наноостровков — методом конфокальной рамановской микроскопии. В зависимости от параметров ростового процесса, формировались наноостровки различной формы, латеральные размеры которых варьировались от 20 до 300 нм, высота — от 2 до 150 нм, поверхностная плотность — от 10^7 до 10^{11} $см^{-3}$, атомная доля германия в материале островков (Ge_xSi_{1-x}) x — от 1 до 0,25. Моделирование процессов взаимодействия импульсного гамма-нейтронного излучения с наногетероструктурами проводилось методом Монте-Карло.

Обнаружено изменение формы наноостровков в результате облучения, связанное с релаксацией упруго напряжённых островков, инициированной упругими волнами, генерирующимися при взаимодействии излучения с веществом подложки. Установлена зависимость степени трансформации от морфологии, состава и степени релаксации материала островков в исходном состоянии. Полученные результаты использованы при проработке радиационно-стойких светоизлучающих и фоточувствительных приборов кремниевой оптоэлектроники на базе массивов самоформирующихся наноостровков германия в матрице кремния.

Определение концентрации органических загрязнений на поверхности кремниевых пластин при формировании дифракционного микрорельефа

Колпаков В.А. [1),2)], ***Ивлиев Н.А.*** [1),2)]

ivlievn@gmail.com
[1)]Самарский государственный аэрокосмический университет (Национальный исследовательский университет), Самара, Россия
[2)]Институт систем обработки изображений РАН, Самара, Россия

Повышение качества микрорельефа дифракционных оптических элементов, изготавливаемых вакуумно-плазменными методами, обусловлено качеством контроля концентрации органических загрязнений на поверхности материалов.

В работе предложен способ экспресс-контроля чистоты поверхности на основе трибометрического взаимодействия подложек, который позволяет по величине коэффициента трения скольжения определить величину концентрации поверхностного загрязнения в диапазоне 10^{-7}-10^{-10} г/см^2, что соответствует технологически чистым поверхностям, используемым при изготовлении оптического микрорельефа.

Подложку монокристаллического кремния, на поверхности которой необходимо измерить степень загрязнения, размещают под углом к горизонту (α, рис.1), а подложку-зонд под углом к исследуемой подложке (β), формируя тем самым движущую силу и точечный контакт между подложками.

На основе теории адгезионного трения и зонной теории твердого тела получено аналитическое описание зависимости связывающую величину коэффициента трения скольжения и число адсорбированных поверхностями подложек атомов:

$$\mu = \frac{(N_a - N_b)WE_b}{Nd}, \qquad (1)$$

где N_a – количество атомов, вступивших во взаимодействие; N_b – количество адсорбированных атомов; W – вероятность образования химической связи; E_b – энергия единичной связи; d – длина элементарного акта скольжения; N – сила реакции опоры.

Получена серия экспериментальных зависимостей $\mu = f(N_b)$ определяющих значения коэффициента трения скольжения на элементарных актах перемещения подложки-зонда, т.е. позволяющих количественно оценить концентрацию органических загрязнений на локальных участках поверхности кремниевых пластин.

Работа выполнена при поддержке гранта Президента Российской Федерации для поддержки молодых российских ученых – докторов наук № МД-1041.2011.2

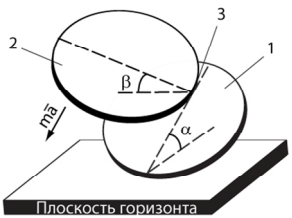


Рис. 1. Схема расположения подложек при взаимодействии: 1 – исследуемая подложка; 2 – подложка-зонд; 3 – точка взаимодействия двух подложек; α - угол, который исследуемая подложка составляет с горизонтом; β - угол между поверхностями взаимодействующих подложек.

Анализ элементного и фазового состава слоев оксинитрида кремния, полученных азотированием слоев SiO_2 в плазме

***Корусенко П.М.*[1)], *Антоненко А.Х.*[2)], *Болотов В.В.*[1)], *Камаев Г.Н.*[2)], *Несов С.Н.*[1)], *Поворознюк С.Н.*[1)]**

korusenko@obisp.oscsbras.ru
[1)]Омский филиал института физики полупроводников СО РАН, Омск, Россия
[2)]Институт физики полупроводников СО РАН, Новосибирск, Россия

Одним из перспективных низкотемпературных методов синтеза оксинитридных пленок кремния является получение слоев SiO_xN_y методом прямого окисления поверхности кремния в плазме азота. Другой возможностью получения слоев оксинитрида кремния является азотирование слоев SiO_2 на кремнии в плазме.

В настоящей работе проведено исследование элементного и фазового состава поверхности слоев SiO_xN_y, а так же получены профили элементов по глубине слоев, синтезированных при различных режимах на установке с широкоформатным источником с индуктивным возбуждением. Слои оксинитрида кремния формировались в плазме азота на оксиде кремния в структурах SiO_2-Si с толщиной оксида 2,5 нм, 10 нм и 35 нм. Элементный и фазовый состав оксинитридных слоев исследовался с применением рентгенофотоэлектронной спектроскопии (РФЭС) и электронной оже спектроскопии (ЭОС) на установке Surface analysis center (RIBER) в условиях сверхвысокого вакуума ~10^{-10} Торр. Для профилирования по глубине использовалось ионное травление в атмосфере аргона с энергией 3 кэВ.

Послойный ЭОС анализ позволяет предположить, что формирование пленки оксинитрида на начальном этапе синтеза происходит, по-видимому, при активной диффузии азота в слой оксида кремния. Об этом свидетельствует наличие обогащенного кислородом слоя SiO_xN_y на границе раздела оксинитрид - оксид. Установлено, что азот проникает практически на всю глубину пленки SiO_2 толщиной до 10 нм. На более поздних стадиях формирования пленки стехиометрия оксинитрида обусловлена составом остаточной газовой атмосферы в камере синтеза. Стабильное отношение концентраций кислорода и азота по глубине (рис.1) указывает на то, что состав газовой атмосферы сохраняется в течение времени синтеза.

Также показано, что понижение концентрации азота в плазме приводит к формированию структуры SiO_xN_y с повышенным содержанием кислорода. Данный факт подтверждается количественным анализом РФЭС, а также сдвигом энергетического положения оже пика SiLVV в сторону меньших кинетических энергий, относительно чистого нитрида кремния Si_3N_4 (89 эВ) (рис.2) [1].

Литература

1. H. Bender, W.D. Chen. Surf. Interface Anal., **15**, 38 (1990).

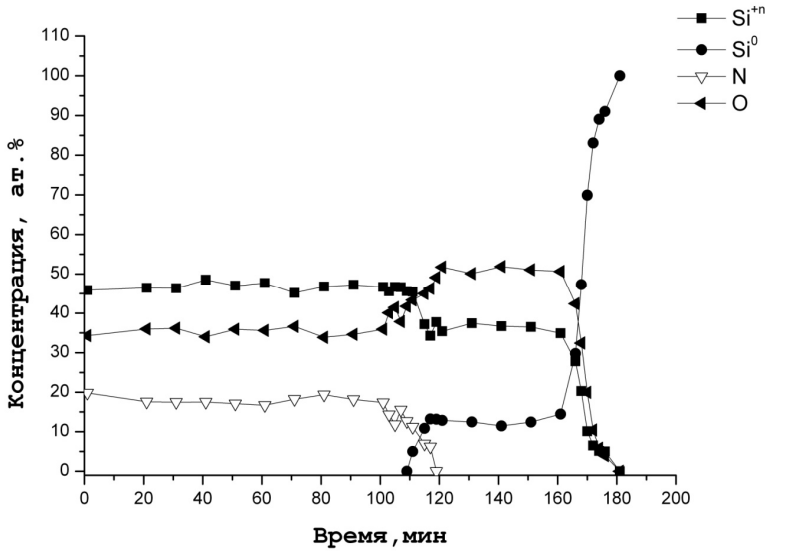


Рис. 1. Концентрационный профиль в зависимости от времени травления образца SiO_xN_y с высоким содержанием азота в плазме. Толщина пленки SiO_2 35 нм.

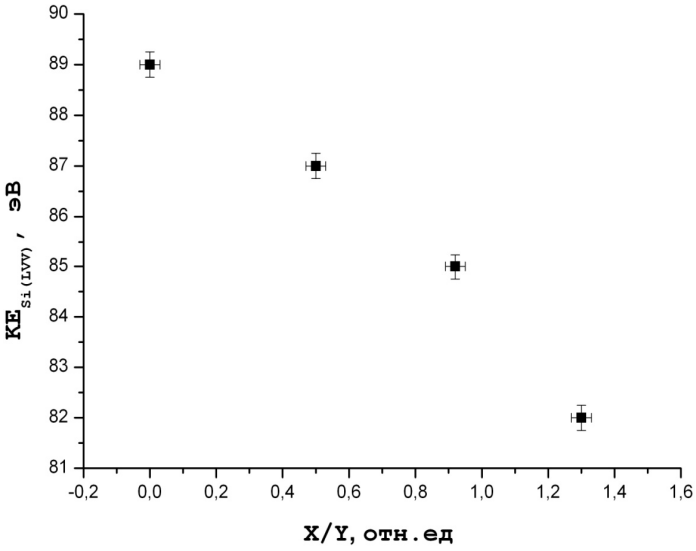


Рис. 2. Энергетическое положение пика Si LVV для образцов SiO_xN_y с различной стехиометрией.

Изотопные эффекты в спектрах ИК-поглощения электрически активных примесей в кремнии-28, 29 и 30 с высоким изотопным обогащением

Котерева Т.В. [1)], ***Гусев А.В.*** [1)], ***Гавва В.А.*** [1)], ***Липский В.А.*** [1)]

kotereva@ihps.nnov.ru
[1)]Институт Химии Высокочистых веществ им. Г.Г. Девятых РАН, Нижний Новгород, Россия

Изотопный состав полупроводниковых кристаллов во многом определяет их физические свойства, лежащие в основе перспективных применений в качестве объекта фундаментальных исследований и новых материалов для силовой оптики, микро- и нано-электроники [1].

Абсорбционная ИК-спектроскопия является одним из основных высокочувствительных методов исследования изотопных эффектов в кремнии, обеспечивающим неразрушающий контроль примесного состава образцов. При изучении влияния изотопного обогащения на свойства материала необходимо учитывать его химическую чистоту и особенности структуры. Спектры электрически активных примесей в кристаллах изотопов кремния являются объектом пристального внимания исследователей в последние годы [2]. Степень обогащения ранее изученных образцов кремния ^{29}Si и ^{30}Si составляла ~90%. Показано, что изотопное обогащение приводит к сужению линий и изменению энергии связи для бора и фосфора. Исследование высокочистых монокристаллов кремния с высокой степенью обогащения ^{28}Si, ^{29}Si и ^{30}Si, с содержанием примесей кислорода и углерода $n{\cdot}10^{15}$ат/см^3 позволяет продолжить изучение изотопных эффектов в энергетических спектрах примесей на новом уровне.

В работе представлены результаты исследования спектров ИК- поглощения мелких доноров и акцепторов, произведены оценки их количественного содержания в сравнении с данными измерений эффекта Холла для высокочистого изотопнообогащенного кремния ^{28}Si(99,99%), ^{29}Si(99,92%) и ^{30}Si(99,97%). Монокристаллы были выращены методом бестигельной зонной плавки [3].

Спектры поглощения электрически активных примесей в кремнии регистрировались на Фурье спектрометре IFS-113v при гелиевых температурах. Для наблюдения спектров основных и компенсирующих примесей использовался межзонный подсвет. В работе показано, что изменение изотопного состава кремния приводит к сдвигу энергетического спектра мелких примесных центров в область высоких энергий с ростом атомной массы. По ИК-спектрам образцов изотопов кремния изучена форма линий поглощения примесей бора и фосфора. Рассмотрены эффекты влияния степени обогащения и кристаллической структуры на уширение полос.

Обсуждаются вопросы корректного количественного определения содержания примесей бора и фосфора по спектрам ИК-поглощения в изотопнообогащенном кремнии-28,29 и 30.

Литература

1. Г.Г. Девятых, А.Д. Буланов, А.В. Гусев и др. ДАН, 421(1), 61-64 (2008)
2. M. Steger, A. Yang, D. Karaiskaj, et al., Phys. Rev. B 79, 205210, (2009)
3. А.В. Гусев, В.А. Гавва, Е.А.Козырев и др. Неорг. матер. 47(7), 773-776 (2011)

Цифровой емкостный спектрометр СЕ-6М

Дедович Н.Н.[1)], Кузьминых В.А.[1)], Лазарчик А.Н.[1)], Ломако В.М.[1)], Романов А.Ф.[1)]

inp87@mail.ru
[1)]НПООО "ОМНИТЕЛ", Минск, Республика Беларусь

Описывается цифровой DLTS спектрометр, отличающийся от известных тем, что при температурном сканировании регистрируется не спектр DLTS, а оцифрованные кривые релаксации емкости диода при заданной температуре. Осуществляя пошаговую температурную развертку, формируется база данных DB $[\Delta C(t),T_i]$. Построение экспериментальных DLTS спектров осуществляется программным методом по кривым релаксации $\Delta C(t)$ для различных значений T_i из базы данных для различных значений скорости эмиссии. В нашем случае возможно построение до пятисот DLTS спектров для различных скоростей эмиссии из данных однократного температурного сканирования.

Аппаратно-программный комплекс состоит из приборного блока, азотного криостата и IBM совместимого персонального компьютера (ПК). Образец включается в высокочастотный мост полной проводимости с автоматической балансировкой по емкости и проводимости. Сигнал разбаланса моста усиливается и детектируется синхронными детекторами по емкости и проводимости. К выходам детекторов подключены аналого-цифровые преобразователи. Микропроцессорный модуль регистрирует сигналы, осуществляет баланс моста, управляет температурой, генераторами импульсов напряжения смещения образца и процессом накопления сигнала. Пропорциональный интегрально-дифференциальный стабилизатор температуры образца поддерживает ее значение со стабильностью 0,01 К. Программа измерений задается из экранного меню ПК и передается в микропроцессорный блок прибора. Ход процесса измерений отражается на экране монитора. После завершения измерений в компьютере фиксируется база данных $DB[\Delta C(t),T_i]$ для интервала температур от T_{min} до T_{max}.

Прибор позволяет так же измерять высокочастотные C(U) характеристики p-n-переходов, барьеров Шоттки и МДП структур.

Диапазон измерения статической емкости 0,1-800 pF, напряжение смещения на образце ±19,8 V. Длительность импульсов заполнения ловушек $0,01\text{-}10^3$ ms, длительность импульсов эмиссии $1\text{-}10^3$ ms. Сканирование по температуре устанавливается программно с шагом 0,08 К…10 К в интервале – 78 К…375 К. Приведенный ко входу уровень шума ≈1 fF. Имеется защита от пробоя при высокой проводимости образца.

Специальное программное обеспечение позволяет анализировать находящиеся в базе данные и рассчитывать концентрацию носителей в базе диодов, степень резкости переходов, однородность профиля легирования.

Динамические характеристики релаксации емкости диодов позволяют построить до 500 спектров DLTS при одном сканировании по температуре а, следовательно, получить столько же точек на графике Аррениуса. По этим результатам автоматически рассчитываются энергия активации эмиссии носителей с ловушек, их концентрация и сечение захвата. Многооконный интерфейс позволяет одновременно выводить на экран кривые релаксации $\Delta C(t)$, $\ln[\Delta C(t)]$, DLTS спектры, графики Аррениуса и динамической термостимулированной емкости $C_0(T)$. Все результаты, отражаемые на экране монитора, можно скопировать в системный буфер обмена. Это позволяет переносить первичные результаты измерений в другие программы и обрабатывать их в рамках новых моделей, что расширяет возможности исследователей в интерпретации экспериментальных данных.

База экспериментальных данных построена на основе свободной СУБД Firebird 2.1 (встраиваемой версией сервера), что обеспечивает компактность и надежность хранения данных, а также простоту и удобство обмена данными между пользователями.

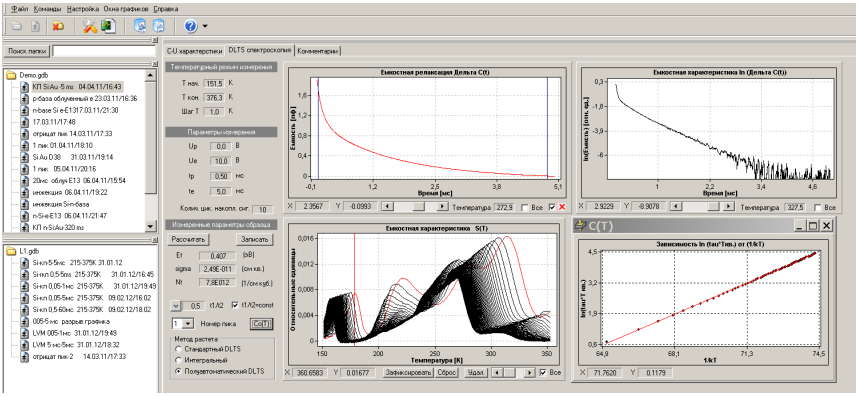


Рис. 1. Интерфейс пользователя в режиме обработки результатов эксперимента.

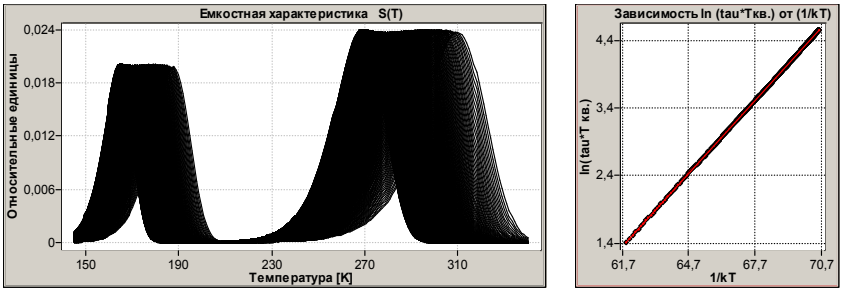
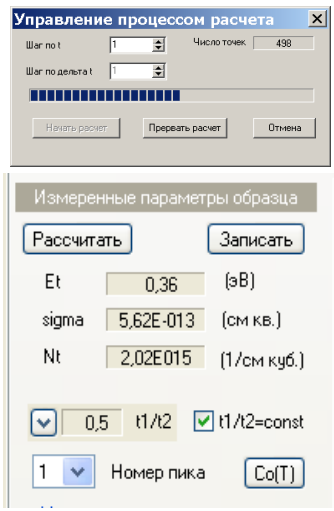


Рис. 2. Семейство DLTS спектров легированного золотом кремниевого диода полученное за одно температурное сканирование и график Аррениуса для первого пика.



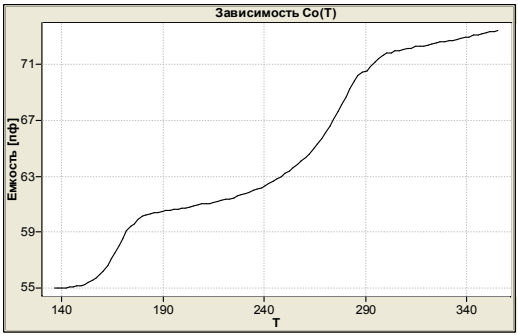


Рис. 3. Результаты расчетов для первого пика на рис. 2 (слева), и график динамической термостимулированной емкости $C_0(T)$ для того же образца (вверху).

Новый подход в разработке DLTS спектрометров – новые возможности спектроскопии дефектов в полупроводниках

Ломако В.М.[1)]

lomakovm@tut.by
[1)]НПООО "ОМНИТЕЛ", г. Минск, Республика Беларусь

В настоящее время для исследования электрически активных дефектов в полупроводниках широко применяется предложенный Лангом (Lang D.V.) DLTS метод [1]. Как известно, в этом методе спектр дефектов формируется по определенному алгоритму из сигнала релаксации барьерной емкости диода при сканировании по температуре, т.е. формируется сигнал $S=F[\Delta C(t),T_{const}]$. При своих неоспоримых достоинствах этот метод достаточно трудоемок и для получения детальных сведений о параметрах дефектов требуется многократное сканирование по температуре при различных режимах измерений.

В развитие DLTS метода предлагается отказаться от регистрации DLTS сигнала в процессе температурного сканирования, а вместо него регистрировать в цифровом виде первичный сигнал релаксации емкости $\Delta C(t)$ при фиксированной температуре. Меняя с заданным шагом температуру, формируется база данных $DB[\Delta C(t),T_i]$ для интервала температур от T_{min} до T_{max}. Результаты, хранящиеся в базе данных, позволяют в дальнейшем строить экспериментальные DLTS спектры специальным программным обеспечением.

Поясним на примере. Если время квантования аналого-цифрового преобразователя (ADC) равно t_k=5 us, а время регистрации сигнала t_e=5 ms, то кривая релаксации емкости будет отображаться t_e/t_k точками т.е. 10^3. Задавая отношение времен задержки выборок для формирования DLTS сигнала $t_1=0{,}5t_2$ можно построить DLTS спектры для 500 значений скорости эмиссии носителей из ловушек, и, следовательно, получить 500 точек на графике Аррениуса за один цикл температурной развертки. При такой детальной проработке спектров могут выявиться новые свойства дефектов не наблюдавшиеся ранее.

Для иллюстрации на (рис. 1) приведены спектры кремниевого диода, записанные традиционным методом. Получены энергия активации эмиссии электронов E=0,547 eV и $\sigma_n=7{,}8*10^{-16}$ cm^2. Регистрация спектров предлагаемым здесь методом с Δt_k=5 us показала сложный характер спектров и наличие на графике Аррениуса двух участков (Рис. 2). Для участка **A** получены значения E_a=0,66 eV и $\sigma_a=2{,}2*10^{-14}$ cm^2, а для участка **B** - E_b=1,1 eV и $\sigma_b=9*10^{-7}$ cm^2. Параметры E_b и σ_b можно объяснить в рамках модели конфигурационной бистабильности центра. В таком случае E_b – энергия конфигурационной перестройки решетки, а σ_b – частотный фактор. Это подтверждается зависимостью DLTS спектров от длительности импульсов заполнения ловушек (рис. 3).

Обычно DLTS спектры регистрируются при нагреве образца. Нами было обнаружено, что в некоторых случаях вид DLTS спектра зависит от направления температурной развертки. Так, при охлаждении образца на спектре обнаружены скачкообразные сдвиги пиков, температура скачков которых зависит от длительности импульсов заполнения ловушек и описывается функцией Аррениуса (рис.4).

Практическая реализация спектрометра с предложенным принципом приведена в [2].

Литература

1. D.V. Lang. J. Appl. Phys., **45**, 3014 (1974)
2. Н.Н. Дедович и др. Цифровой DLTS спектрометр (см. в материалах Si2012)

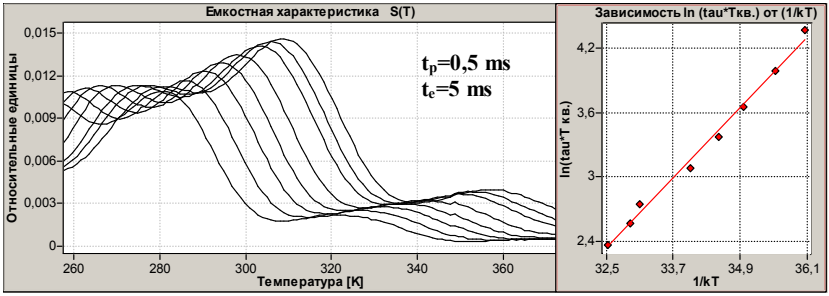


Рис. 1. DLTS спектры кремниевого диода, записанные традиционным методом и график Аррениуса построенный на их основе.

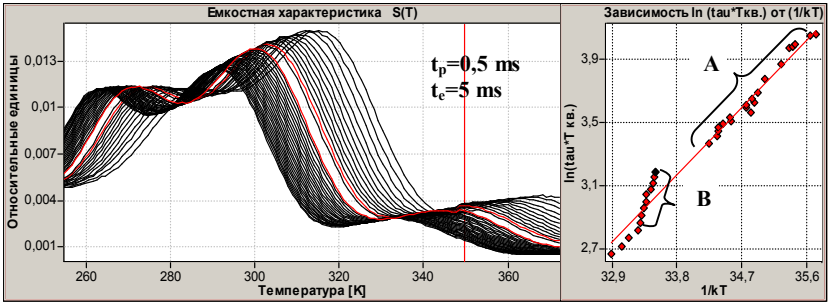


Рис. 2. DLTS спектры того же образца полученные предложенным методом и график Аррениуса построенный на их основе.

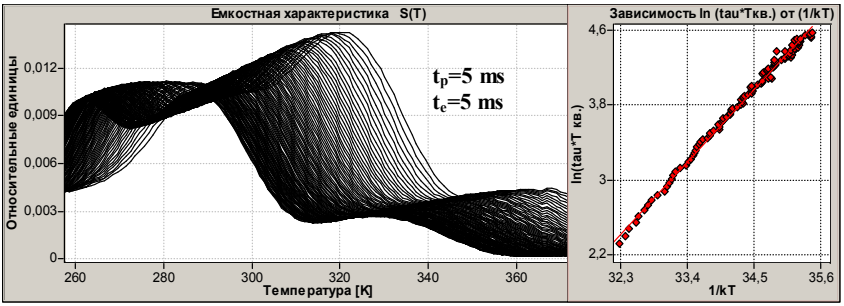


Рис. 3. То же, что и на рис. 2, но при длительности импульсов заполнения ловушек t_p=5 ms.

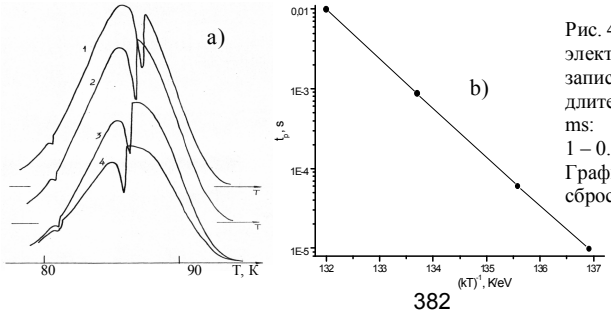


Рис. 4. Спектры облученного электронами Si p^+-n диода (a), записанные при охлаждении при длительности импульсов заполнения t_p, ms:
1 – 0.01, 2 – 0.1, 3 – 1.0, 4 – 10.
График Аррениуса для температуры сброса сигнала на спектре.

Контроль чистоты поверхности подложек по скорости растекания капли жидкости

Колпаков В.А[1)], Дубовик А.С.[1)], Подлипнов В.В.[1,2)]

podlipnovvv@ya.ru
[1)]Самарский государственный аэрокосмический университет им. академика С.П. Королева (национальный исследовательский университет), Самара, Россия
[2)]Институт систем обработки изображений РАН, Самара, Россия

В данной работе предложен метод определения концентрации химического загрязнения на поверхности подложки, используя косвенное определение скорости растекания, по изменению светового потока, формируемому на фотодетекторе, зависящего от геометрических параметров капли.

Используя модель гетерогенной бинарной поверхности [1], состоящей из участков двух типов (1 - поверхность загрязнения, 2 - поверхность подложки), получена зависимость, позволяющая количественно определить концентрацию органического загрязнения *C* по скорости растекания капли жидкости *r(t)*.

$$C = \frac{\left(\sigma_{1П} - \sigma_{1ПЖ}\right) - \left(\frac{\left(\frac{r}{A}\right)^4 \cdot \frac{1}{t}}{K} + \sigma_{Ж}\right)}{\left(\sigma_{1П} - \sigma_{1ПЖ}\right) - \left(\sigma_{2П} - \sigma_{2ПЖ}\right)} \cdot \frac{N_{общ} M}{N_a \cdot \varepsilon}, \qquad (1)$$

где *K* - коэффициент шероховатости поверхности, $\sigma_{пж}$ - поверхностное натяжение на границе поверхность-жидкость, $\sigma_{п}$ поверхностное натяжение на границе поверхность-газ, $\sigma_{ж}$-поверхностное натяжение на границе жидкость-газ, поверхностные натяжения для участков поверхности первого типа $\sigma_{1п}$ и $\sigma_{1пж}$, поверхностные натяжения для участков поверхности второго типа $\sigma_{2п}$ и $\sigma_{2пж}$, $N_{общ} = 10^{15}$ ат/см^2 [2] — число молекулярных связей поверхности, N_A – число Авогадро, *M* – молярная масса загрязнений, г/моль, ε – константа учитывающая разветвленность строения молекулы загрязнения.

Представляя каплю в виде плоско-выпуклой линзы, изменяющей радиус кривизны, получена формула, связывающая световой поток на фотодетекторе и геометрические параметры капли в каждый момент времени t.

Данная формула хорошо согласуется с зависимостью, полученной используя программу для моделирования оптических систем TracePro Expert. Отклонение не превышает 5%.

Работа выполнена при поддержке гранта Президента Российской Федерации для поддержки молодых российских ученых – докторов наук № МД-1041.2011.2 и гранта Carl Zeiss.

Литература

1. Сумм Б.Д. *Гистерезис смачивания* // Соросовский образовательный журнал, **№ 7**, (1999). С. 98 - 102.
2. Казанский Н.Л., Колпаков В.А. Формирование оптического микрорельефа во внеэлектродной плазме высоковольтного газового разряда. Монография. (М., Радио и связь, 2009) 220 с.

Изучение влияния фазовых переходов на поведение пластической деформации в кремнии в процессе наноиндентирования

Прокудин С.В. [1)], ***Усеинов А.С*** [1)]

sergei.tisnum@gmail.com
[1)]Федеральное государственное бюджетное научное учреждение «Технологический институт сверхтвердых и новых углеродных материалов», Троицк, Россия

В данной работе исследованы неоднородности пластической деформации, связанные с фазовыми переходами в кремнии при высоком локальном давлении в условиях нагружения индентором в форме пирамиды Берковича. Одновременно с измерением механических характеристик материала регистрировался ток, протекающий в области контакта наконечника с образцом.

Работа выполнена на сканирующем нанотвердомере «НаноСкан-3D» [1-2]. Для проведения электрических измерений использовался индентор из легированного бором монокристалла алмаза [3]. В процессе эксперимента проводилось индентирование монокристаллов кремния марок КДБ-0,1 и КДБ-7,5 с записью зависимости «нагрузка-внедрение» и одновременным измерением силы тока. Максимальная нагрузка, прикладываемая к индентору, составляла 100 мН, напряжение между образцом и индентором 3 В.

Результаты, полученные в данном эксперименте, демонстрируют немонотонность развития пластической деформации, как в фазе нагружения, выраженную в провале индентора, так и в фазе снятия нагрузки, выраженную во всплывании индентора. Появление подобного рода немонотонностей связано с процессами фазовых переходов при высоком давлении, что подтверждено с помощью методов рамановской спектроскопии [4,5].

Одновременно с измерением механического отклика материала при индентировании регистрировался ток, протекающий в области контакта наконечника с образцом. Показано, что изменение значения тока дает дополнительную информацию об условиях взаимодействия индентора с материалом.

Авторы выражают благодарность Бланку В.Д. и Кириченко А.В. (ФГБНУ ТИСНУМ) за обсуждение полученных результатов. Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации в рамках государственных контрактов № 16.523.12.3003 и № 16.552.11.7014.

Литература

1. Useinov A., Gogolinskiy K., Reshetov V., Mutual consistency of hardness testing at micro- and nanometer scales // International Journal of Materials Research - vol. 2009, No. 7 - 2009 - P.968-972
2. К.В. Гоголинский, В.Н. Решетов, А.С. Усеинов Измерения твердости в субмикро- и наномеровом диапазонах линейных размеров // Мир измерений № 8 – 2010
3. Сошников А.И. // Нанотехника.- 2008.- Т. 3 (15).- С.72.
4. Domnic, V. Gogotsi Y. // Rev.Adv.Mater.Sci.- 2002.- V. 3.– P. 1-36.
5. Tonkov E., Ponyatovsky E.G. Phase transformation of elements under high pressure. -CRC Press, 2005.

Топология напряжений в консоли кантилевера

***Кузьменко А.П.*[1)], *Тимаков Д.И.*[1)]**

timakov.dmitry@gmail.com
[1)]Юго-Западный государственный университет, Курск, Россия

Представлены результаты наномасштабных исследований знакопеременных сдвигов типичного для Si пика КРС 518 см$^{-1}$, обусловленные упругими изгибными деформациями кремниевой балки кантилевера, используемого в атомно-силовой микроскопии (АСМ).

Деформировалось упругая консоль кантилевера с геометрическими размерами 135×35×2 мкм. Максимальная величина смещения свободного конца балки составила 280 мкм, что соответствует давлению порядка 4 ГПа.

Полученные данные микро-рамановской спектроскопии (МРС) позволяли строить карты распределения упругих напряжений в изогнутой балке кантилевера. Характерное распределение вдоль балки рамановских сдвигов и рассчитанные с учетом коэффициента жесткости давления в разных точках консоли кантилевера представлены на рис. 1.

По сканограммам были построены карты гиперспектральных распределений напряжений вдоль балки кантилевера в двух взаимно перпендикулярных направлениях, то есть вдоль ее плоскости и в поперечном сечении [1]. При исследовании распределений напряжений в поперечном сечении балки кантилевера методом МРС обнаружен знакопеременный характер деформаций при изгибе балки, как это видно из рис. 2.

Для объяснения полученных данных МРС для исследования микронапряжений в балке кантилевера примем во внимание, что в самом общем рассмотрении интенсивность сигнала КРС определяется амплитудой падающей и рассеянной световой волны, а также рамановским тензором. Все исследования консоли проводились относительно основного пика (518 см$^{-1}$):

$$\Delta\omega = [pS_{12} + q(S_{11} + S_{12})\sigma/(2\omega_0) \qquad (1)$$

С учетом известных для кремния значений упругих констант $S_{11} = 7.68\times10{-}2$Па–1, $S_{12} = -2.14\times10^{-12}$ Па$^{-1}$, $p = 1.43\omega_0^2$ и $q = -1.889\omega_0^2$ для полученного максимального значения рамановского сдвига, составившего 9 см$^{-1}$ на основании (1) можно рассчитать соответствующую величину приложенного изгибного напряжения $\sigma = \Delta\omega/2\times10^9$Па = 4 ГПа.

Таким образом, можно заключить, что, впервые измеренные данные по упругим напряжениям балки кантилевера, используемого в АСМ, хорошо согласуются с выводами основанными на теоретических представлениях [2]. Раман микроскопия применима для изучения распределения внутренних напряжений в материалах при внешних воздействиях на самых разных стадиях задолго до начала этапа появления необратимых изменений и вплоть до разрушения.

Литература

1. Kuzmenko A.P., Abakumov P.V., Dobromyslov M.B. JMMM, 324 (2012) .
2. Ingrid De Wolf. Semicond. Sci. Technol. 11 (1996).

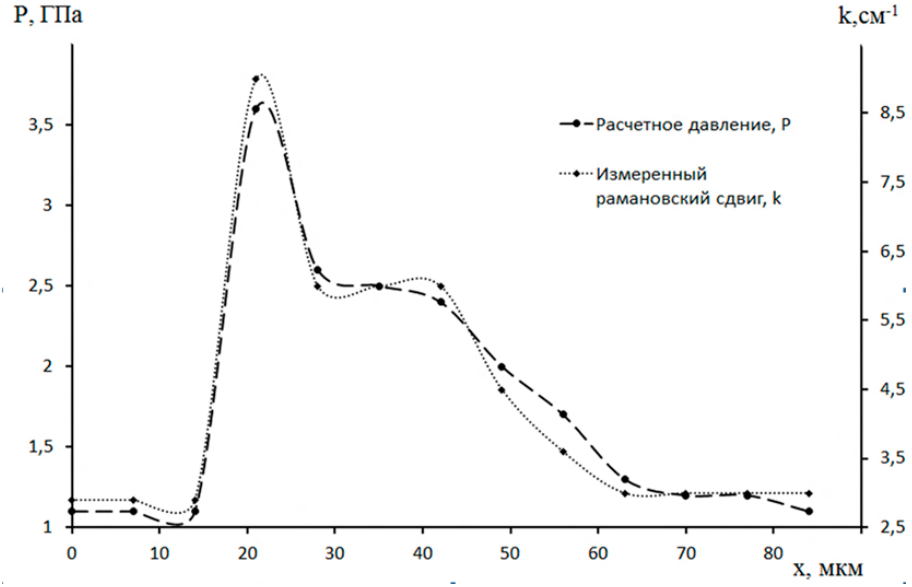
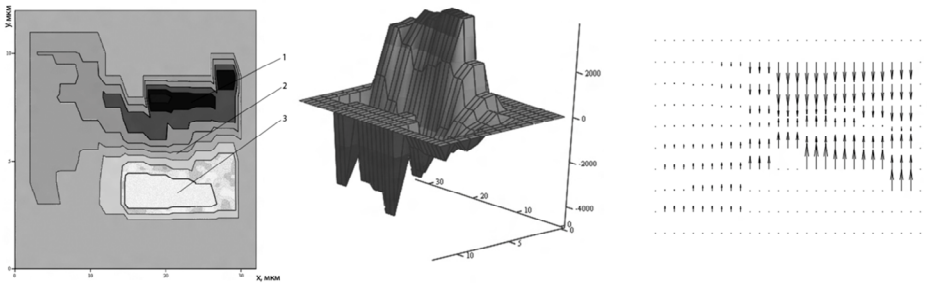


Рис. 1. Распределение рамановских сдвигов и расчетных давлений вдоль балки кантилевера



а *б* *в*

Рис. 2. Объемное распределение напряжений и изменение знака напряжений в поперечном сечении консоли кантилевера: а – сжатие – 1, растяжение – 2 и недеформированная область – 3; б – : объемное гиперспектральное распределение по данным рамановского сдвига, в – направления векторов деформаций

Условия вязко-хрупкого разрушения кремния при индентировании

Головин Ю.И. [1)], ***Тюрин А.И.*** [1)], ***Шуварин И.А.*** [1)], ***Купряшкин А.М.*** [1)], ***Воробьев М.О.*** [1)]

shuvarinivan@rambler.ru
[1)]НОЦ «Нанотехнологии и наноматериалы» ТГУ имени Г.Р.Державина, г. Тамбов, Россия

Для определения прочности материала в микро- и субмикрообъемах, а также для определения прочности хрупких материалов без разрушения всего образца, обычно применяют методы макро-, микро- и наноиндентирования [1 - 7]. Вычисляемые при этом характеристики трещиностойкости (коэффициент вязкости разрушения *Kc*, поверхностная энергия разрушения *G*, параметр Палмквиста *α,* микрохрупкость *γ* и др.) зависят от исследуемого материала и ряда параметров - величины приложенной нагрузки, типа индентора, температуры и т.д. Для корректного применения расчетных моделей разрушения и определения количественных значений величин *α, γ, G* и *Kc* необходимо выполнения ряда критериев разрушения, возникающего около отпечатка [1, 6, 7]. К наиболее значимым из них принято относить: образование трещин строго в углах отпечатка; совпадение числа трещин и числа углов отпечатка; выполнение критерия C/r ≈ 2,0 – 2,5, где C – длина трещины, r – характерный размер пластического отпечатка.

Однако, несмотря на достаточно большое количество публикаций по исследованию трещиностойкости различных материалов [1 - 7], в литературе до сих пор отсутствуют четко установленные значения критических нагрузок $P_{кр}$ и глубин отпечатка $h_{кр}$ при которых, для конкретного материала, с использованием различных типов инденторов, можно корректно применять формулы расчета величин *α, γ, G, Kc* и др.

Поэтому целью данной работы являлось исследование диапазонов критических нагрузок $P_{кр}$ и глубин отпечатка $h_{кр}$, при которых с использованием различных типов инденторов выполняются критерии определения параметров трещиностойкости.

В работе применялась методика нано- и микроиндентирования в широком интервале нагрузок (от 1 мН до 1 Н). Исследования проводились на образцах монокристаллического кремния с использованием инденторов Виккерса, Берковича и Бирбаума, при комнатной температуре.

В результате проведенных исследований были установлены интервалы критических нагрузок и глубин отпечатка, при которых для каждого типа индентора выполняются критерии корректного расчета параметров трещиностойкости; определены числовые значения величин, характеризующих трещиностойкость материала *α, γ, G, Kc* и др. Показано, что числовые значения величин, например *Kc*, в определенных интервалах критических нагрузок и глубин остаются постоянными и не зависят от типа индентора (при использовании инденторов Виккерса, Берковича и Бирбаума), при условии, что выполняются критерии, необходимые для корректного расчета параметров трещиностойкости.

Литература

1. Ю.И. Головин. Наноиндентирование и его возможности. (М., Машиностроение, 2009) с. 312.
2. B.Bhushn. Springer Handbook of Nanotechnology. (Berlin., Springer-Verlag, 2007) p. 1916.
3. A.C. Fischer-Cripps. Nanoindentation. (New York., Springer, 2003) p. 198.
4. C.B. Ponton, R.D. Rawlings. Mater. Sci. and Technology, 5, 865 (1989).
5. C.B. Ponton, R.D. Rawlings. Mater. Sci. and Technology, 5, 961 (1989).
6. M.Sakai, R.Bradt. Inter. Mater. Rev., 5, 961.
7. Н.В. Новиков, С.Н.Дуб, С.И. Булычов. Заводская лаборатория, 54, 60 (1988).

Оглавление

Содержание **3**
История конференции **4**
Организаторы **5**
Программный комитет **6**
Организационный комитет **6**
Местный комитет **7**
Наши спонсоры **8**
Программа школы и конференции **11**
Доклады школы молодых ученых и специалистов **19**
Современное состояние и развитие методов выращивания кристаллов кремния 20
Лазерные структуры на основе кремния 21
Исследование кремния и кремниевых структур методами тока, индуцированного сфокусированными электронными, световыми и рентгеновскими пучками 22
Спектроскопия фотонных кристаллов в условиях сильной брэгговской дифракции света 23
Radiation Effects in Si-Ge Quantum Size Structures 24
Диагностика кремния и приборных структур на его основе методами рентгеновской дифракционной топографии 25
Пленарные доклады **27**
Критические материалы для солнечной фотовольтаики 28
Новые материалы в кремниевых интегральных схемах будущих поколений 29
Вопросы получения нанокремниевых кластеров 30
Проблемы эпитаксии германия на кремнии и получение упорядоченных ансамблей квантовых точек Ge/Si 31
Приглашенные доклады, секция 1 ..... **33**
Атомная структура протяженных дефектов в кремнии и механизмы их образования 34
Моноизотопный кремний-28 в спектроскопии спинового резонанса электронов, локализованных на донорах 35
Oxygen-related defects in silicon: Local vibrational mode and deep level transient spectroscopy characterization 37
Идентификация медных и медь-водородных комплексов в кремнии 38
Приглашенные доклады, секция 2 ..... **39**
Nanosilicon: fundamental properties and possible applications 40
Излучение кремниевых нанокристаллов 41
Селективное резонансное неупругое рассеяние света и фотолюминесценция в изолированных квантовых точках nc-Si/SiO_2 42
Приглашенные доклады, секция 3 ..... **43**
Progress in substrate engineering: from SOI to new applications 44
Defect Characterization of Ribbon Silicon 45
Общие закономерности смешанной конвекции расплава в вариантах метода Чохральского и управление формой фронта кристаллизации 47
Прямое получение мультикремния для солнечной энергетики из высокочистого рафинированного кремния 48
Приглашенные доклады, секция 4 ..... **49**
Кремниевые детекторы релятивистских частиц в современной физике высоких энергий . 50
Кремниевые лазеры ТГц диапазона частот (состояние дел и перспективы) 51
Электронные биохимические сенсоры на основе КНИ нанопроволочных транзисторов ... 52
Приглашенные доклады, секция 5 ..... **55**
Гетероструктуры $A^{III}B^{V}$ на кремнии 56

A_3B_5 нитевидные нанокристаллы на подложках кремния: рост и свойства 57
Органическая электроника на основе гибридных (полимер – неорганические наночастицы) пленок, нанесенных на кремниевые подложки 58
Electrical and thermal properties and deep traps spectra in AlGaN/GaN HEMTs grown by MOCVD on Si 60
Упорядоченные массивы наностержней оксида цинка на кремниевых подложках 61
Приглашенные доклады, секция 6 63
Сканирующая туннельная микроскопия для исследования наноструктур на поверхности кремния: динамика атомов и молекул 64
Эффекты спин-зависимой рекомбинации и их применение для исследования точечных дефектов в кремнии 65
High-spatial-resolution UV Raman study of Si nanostructures: Raman enhancement, stress mapping and high-numerical-aperture effects 67
Устные доклады, секция 1 69
Закономерности образования дислокационных сеток на границе сращенных пластин Si(001) 70
Электронные уровни и люминесценция дислокационных сеток, полученных гидрофильным сращиванием пластин кремния 71
Формирование краевых дислокаций несоответствия в напряженных гетеросистемах с решеткой сфалерита и алмаза 72
Влияние примесей металлов на рекомбинационную активность протяженных дефектов в мультикристаллическом кремнии 74
Роль атомов отдачи в формировании радиационных дефектов при облучении кремния n-типа протонами МэВ-ных энергий 75
Исследования наноструктур Ge/Si(001) методами ПЭМ и субмиллиметровой спектроскопии 76
Оптические свойства кремния с высоким содержанием бора 78
Silicon with large density of atomic sulphur centers: preparation of samples and their spectroscopy 79
Образование устойчивых нарушений в кремнии при облучении кластерными ионами различных энергий 82
Возникновение дальнодействующих полей нормальных и сдвиговых напряжений при введении дислокаций несоответствия 84
Влияние температурно-временных режимов на отжиг радиационных дефектов в высокоомном кремнии 85
Водородно-индуцированное скалывание пластин кремния с помощью электрохимического травления 86
Роль оксидных слоев в модификации объемных свойств кремния при ионном, световом и низкотемпературном термическом воздействиях 88
Ab initio исследование диффузии димера кислорода в кристаллах кремния 89
Устные доклады, секция 2 91
Рекомбинация неравновесных носителей заряда в нанокристаллах кремния, сформированных в пленках SiO_2 92
Анизотропия образования пористых слоев в процессе электрохимического травления кремния 94
Ионно-стимулированое формирование тонкослойных структур с встроенными нанокристаллами в диэлектрической матрице 96
Упорядоченные SiGe квантовые точки на квантовых дисках 98
Спектроскопия возбуждения ФЛ структур с самоформирующимися Ge(Si)/Si(001) островками 100
Переход от двумерного к трехмерному росту в SiGe гетероструктурах, сформированных на релаксированных SiGe/Si(001) буферных слоях 102

Пленки гидрированного нанокристаллического кремния на изоляторе, сформированные имплантацией ионов водорода и последующим импульсным миллисекундным отжигом 104
Формирование нанокластеров кремния в аморфном диоксиде кремния при отжиге в вакууме ... 105
Свойства наноразмерного порошкообразного кремния: размерный фактор трансформации ... 107
Кремниевые квантово-размерные источники света, формируемые в гетероструктурах Si/SiO_2 облучением тяжелыми ионами высоких энергий ... 108
Устные доклады, секция 3 ... 111
Влияние температуры роста пленок Ge_xSi_{1-x} на критическую толщину ... 112
2D - 3D перехода в процессе МЛЭ ... 112
Investigation of crystalline quality and stress in germanium stripes fabricated by rapid melt growth process ... 114
Создание и модификация Si и Ge нанокристаллов в SiO_2 ионами высоких энергий ... 116
Управление формой фронта кристаллизации и темпом роста слитка кремния в вариантах метода Бриджмена ... 118
О сырьевых ограничениях развития солнечной энергетики в 2012-2020 г.г. ... 120
Свойства субмикронных и наноразмерных слоев Si в системах $SiO_2/Si/SiO_2$ и нанопроволочных структур на их основе ... 122
Оптические свойства структурно-совершенных монокристаллических пластин кремния 123
Устные доклады, секция 4 ... 125
Солнечные элементы с зарядовой подкачкой: теоретические перспективы и технологические аспекты применения ... 126
Пространственно-неоднородный режим субнаносекундного лавинного переключения высоковольтных кремниевых диодов ... 128
Особенности технологии изготовления МЭМС для оптического считывания выходных сигналов ... 129
Компьютерное моделирование в производстве силовых тиристоров ... 131
Устные доклады, секция 5 ... 133
Проектирование и оптические свойства микрорезонатора на основе макропористого кремния ... 134
Зависимость деформационного состояния пленок GaAs на вицинальных подложках Si(001) от способа формирования первых монослоев ... 136
Electrical properties of Gd-implanted SnO_2 films ... 137
Спектромикроскопические исследования массивов субмикронных столбиков никеля в матрице SiO_2 ... 138
Водородный мониторинг для исследований и технологического контроля кремния и структур на его основе ... 139
Математическое моделирование наноразмерных электронных структур с заданными свойствами ... 140
Устные доклады, секция 6 ... 141
Characterization of Si-SiGe Heterostrucrures using Dynamic Secondary Ion Mass Spectrometry and Atom Probe Tomography ... 142
Измерение профилей мелкозалегающих примесей в кремнии методом ... 143
РОР с нанометровым разрешением ... 143
Моделирование физических свойств нанокристаллического и аморфного кремния на основании исследования доменов и пор методом МУРР ... 144
Роль дислокаций несоответствия при образовании малоугловых границ в гетеросистемах с несингулярными ориентациями ... 146
Тонкая структура рентгеновских волновых полей в кристаллах кремния с локализованными наноразмерными деформациями ... 147

Изображение дислокаций в топографии сканирования эксперимент и численное моделирование 149
Исследование гетероструктур методом рентгеновской однокристальной дифрактометрии 150
Диагностика технологических характеристик мощных транзисторов с помощью релаксационного импеданс-спектрометра тепловых процессов 152
Влияние свойств слоя кремния на емкостные параметры МДП/КНС-структур 154
Стендовые доклады, секция 1 157
Влияние электронного облучения с энергией 4 МэВ на электрические и фотоэлектрические свойства p-n переходов на основе твердого раствора Ge-Si 158
Effect of ultrasonic treatment on the defect structure of the Si-SiO_2 system 159
Энергетические состояния в запрещенной зоне кристаллического кремния, обусловленные атомами замещения титана и кислорода 160
Действие электрического тока на пластичность монокристаллов кремния 162
Особенности примесного состава высокочистых кремния, германия и их летучих соединений 163
Формирование и свойства водородосодержащих доноров в кремнии, имплантированном различными потоками низкоэнергетических протонов 164
Тепловые процессы при направленной кристаллизации в двухфазной среде 166
Структурные особенности кристаллов Ge(Ga), выращенных в различных условиях тепломассопереноса 168
Проводимость разупорядоченных слоев кремния, имплантированных высокоэнергетическими ионами азота 169
Люминесцентные и структурные свойства кремния, имплантированного ионами кремния 170
Начало пластического процесса снятия напряжений несоответствия скольжением дислокаций в плоскости границы раздела (111) 172
Механизм ускоренного отжига A-центров в n-Si при высокотемпературном импульсном электронном облучении 173
Моделирование процессов ионной имплантации и быстрых термообработок при формировании активных областей субмикронных и нанометровых ИС на кремнии 175
Влияние легирования мелкими донорами на спиновую релаксацию и g-фактор электронов проводимости в кремнии 176
Особенности процессов рекомбинации в монокристаллах кремния, выращенных в различных средах 177
Поведение примеси углерода в технологических процессах получения полупроводникового кремния 178
Интенсивность излучения в видимой и ИК-областях спектра в структурах n-Si-p-Si, легированных Er, Eu 179
Структура и состав диффузионных слоев кремния, легированных эрбием 180
Электрически активные центры в кремнии, имплантированном ионами кислорода 181
Дислокационная фотолюминесценция в одноосно пластически деформированном Cz- и FZ-Si 182
Дефектообразования в структуре por-SiC/Si 183
О влиянии температуры облучения на эффективность образования радиационных дефектов в кремнии n- и p-типа 184
Магнетосопротивление облученных протонами нитевидных кристаллов $Si_{0,97}Ge_{0,03}$ 185
Особенности взаимодействия компонентов примесей в кристаллах мультикремния, выращенных методом Бриджмена-Стокбаргера из рафинированного металлургического кремния 187
Особенности радиационного дефектообразования в сильнолегированном кремнии n-типа под действием электронного облучения при криогенных температурах 189

Исследование мелкого донорного центра в слоях SiGe/Si с измененным изотопным составом ... 190
Геттерирование расплава кремния алюминием ... 191
Особенности процессов дефектообразования в пластинах монокристаллического кремния при различных видах геттерирующих термообработок ... 192
Быстрый термический отжиг слоев монокристаллического кремния, имплантированного ионами бора и фосфора ... 193
Исследование механизмов геттерирования некоторых рекомбинационно-активных примесей в «солнечном» кремнии ... 195
Особенности распространения электромагнитных возбуждений в неидеальном 1D Si/ЖК фотонном кристалле ... 196
Формирование геттерирующих слоев в кремнии имплантацией ионов сурьмы ... 198
Эволюция дефектов в поверхностно-барьерных структурах Bi-Si-Al ... 199
Высокоразрешающая рентгеновская дифрактометрия кристаллов кремния, облученных протонами ... 200
Особенности технологии ядерного (нейтронного) легирования кремния, предназначенного для СПП нового поколения, фотоприемников и детекторов излучений ... 201
О возможности дефектной инженерии бездислокационных монокристаллов кремния и приборов на его основе ... 202
Акустическая модификация электропроводимости в γ-облученном кремнии ... 203
Кинетика отжига борсодержащих центров в кремнии, облучённом электронами ... 205
Спектры DLTS кремниевых диодов с p^+–n-переходом, облученных высокоэнергетическими ионами криптона ... 206
Электрически активные центры, образующиеся в кремнии в процессе высокотемпературной диффузии бора и алюминия ... 208
Управление микротвердостью полупроводников (на примере Si) внешним электрическим полем ... 209
Исследование глубоких уровней в кремнии, легированном эрбием ... 211
Стендовые доклады, секция 2 ... 213
Фотостимулированная сборка наночастиц кремния из мигрирующих под действием относительно слабого лазерного излучения адатомов ... 214
Получение и исследование газочувствительных свойств нанокомпозитных структур на основе Por-SiO_2/SnO_x ... 215
Исследование механизма адсорбции NO_2 в слоях нанокомпозитов por-Si/SnO_x методами ИК- и ЭПР-спектроскопии ... 217
Создание наноразмерных периодических структур методом импульсной интерференционной литографии (периодические квантоворазмерные островки, антиотражающие и нанопористые структуры, фазовые маски) ... 219
Формирование и исследование двухбарьерных туннельных структур на кремнии ... 221
Структурные и оптические свойства систем с нанокристаллами кремния в оксиде, полученных отжигом наноперiодических структур SiO/SiO_2 и SiO/Al_2O_3 ... 223
Формирование межфазовой границы кремний-кобальт ... 224
Формирование никелевых магнитных нанопроволок в пористом кремнии ... 225
Модель для описания электрических характеристик МОП-конденсаторов с нановключениями кремния в окисле ... 227
АСМ-исследование морфологии и устойчивости к окислению двухслойных нанопленок Cu/Fe на поверхности Si(001) ... 229
Рост многослойных нанопленок Cu/Si/Fe_xSi и Cu/Si/Fe/Si/Fe на Si(001) ... 231
Анализ структуры, состава и механических напряжений в системе «кремний - нанокристаллы полупроводников A^3B^5» по спектрам комбинационного рассеяния света 233
Синхротронные исследования многослойных наноперiодических структур Si/Mo/Si...c-Si ... 234

Особенности формирования пористых структур в золь-гель системах на основе диоксида кремния и оксидов металлов 235
Наночастицы оксидов металлов, сформированные в микрореакторах пористого кремния 236
Изучение структуры и оптических свойств n/+p - многослойного макропористого кремния 237
Характеризация кремниевых гетероструктур нанопор Si-Si методами электрофизики и катодолюминесценции 238
О размерной зависимости модуля упругости нанокристалла кремния 239
Модель разделения фаз при отжиге слоев нестехиометрического оксида кремния 241
Математическое моделирование процесса экструзии композиционного материала на основе карбида кремния 243
Оптимальные режимы ионной имплантации и отжига для получения наноструктур на основе Si 245
Влияние пространственной упорядоченности на оптические свойства слоёв сферических частиц кремния с размерами порядка длины волны 247
Формирование наночастиц кремния при электрическом разряде в жидкостях 249
Особенности электронного строения и взаимодействия с излучением нанометрового диапазона структур типа кремний-на-изоляторе 251
Биологическое применение фоточувствительной матрицы дискретных диодов на основе пористого микрокристаллического кремния 252
Резонансное неупругое рассеяние света и люминесценция в коллоидных квантовых точках nc-Si/SiO_2 254
Температурная зависимость удельного сопротивления пористого кремния сформированного на кремниевых пластинах n^+-типа проводимости 255
Фоточувствительные гетероструктуры на основе пористого нано 257
Рентгеновские и синхротронные исследования пористого кремния 259
Высокоупорядоченные слои por-Al_2O_3 на кремнии для темплатного синтеза 260
Новый тип квантовых точек Ge/Si: метод формирования и свойства 261
Влияние засветки на морфологию слоев пористого кремния 263
О граничных процессах в межфазной области электролит-кремний при самоорганизации 3D островков нанокристаллитов мозаичной структуры пористого кремния при длительном анодном травлении p-Si (100) в электролите с внутренним источником тока 265
Высокотемпературный ферромагнетизм и аномальный эффект Холла в пленках $Si_{1-x}Mn_x$ ($x \approx 0.5$) 266
Анизотропия электрических свойств слоев нанопористого кремния 268
Стендовые доклады, секция 3 271
Тепловольтаические свойства поликристаллических кремниевых и кремний-германиевых плёнок. 272
Термоэлектрические свойства гранулированного кремния: материаловедческий и радиационный аспекты 273
Зарядовая спектроскопия слоев SiO_2 и Al_2O_3 с нанокристаллами Ge 274
Исследование поверхности Si(001), эпитаксиальных слоев Si и интерфейсов epi-Si/Si(001), формируемых в процессе молекулярно-лучевой эпитаксии 276
Особенности пористого кремния полученного химическим травлением 278
Синтез мелкозернистого карбида кремния методом карботермического восстановления кремнезёма в электротермическом кипящем слое 280
К возможности выращивания объемных кристаллов Si-Ge методом ОТФ 283
Выращивание эпитаксиальных слоев $Si_{1-X}Ge_X$ и Ge на КНС-подложках и некоторые их свойства 285
Низкотемпературный эпитаксиальный рост толстых слоев Ge на Si(100) 286
Выращивание растянутых пленок германия на буфере InGaAs 287

Влияние термической обработки на электрические свойства сложнолегированных кристаллов Ge-Si<Cu,Al, Sb>, Ge-Si<Cu,In,Sb>. 289
Теплопроводность моноизотопных кристаллов ^{28}Si и ^{29}Si 290
Плазмохимическая конверсия тетрахлорида кремния в процессе производства поликристаллического кремния 291
Получение кремния водородным восстановлением SiF_4 в плазме, поддерживаемой ВЧ и СВЧ разрядами 292
Получение методом PECVD поликристаллического ^{72}Ge из его тетрафторида с последующим выращиванием монокристалла 294
Возможности РБМК для нейтронного легирования монокристаллов кремния большого диаметра 295
Влияние структурных искажений пористых структур кремния на их оптические свойства 296
Расслоение твердого раствора GeSi на подложках GaAs и Si 298
Малогабаритная эпитаксиальная установка функционального контроля соединений кремния 299
Опытно-промышленный модуль для получения гранулированного поликремния солнечного качества в реакторе кипящего слоя 301
Зависимость полей температуры в монокристалле кремния от режимов теплообмена с окружающей средой в методе Чохральского 302
Лазерный отжиг тонких пленок германия на кремнии, полученных газофазным химическим осаждением 303
Применение метода in-situ рентгеновской рефлектометрии для определения параметров наноразмерных пленок кремния 304
Фотоиндуцированные изменения темновой проводимости и фотопроводимости в нелегированных пленках a-Si:H при температурах выше комнатных 305
Свойства мультикристаллического кремния при моделировании исходного состава рафинированного металлургического кремния 306
Кинетика химического осаждения слоев аморфного кремния 310
Сужение ширины запрещенной зоны пористого кремния, полученного химическим травлением, с увеличением времени травления 312
Изучение получения поликристаллического кремния из кварца неравновесным плазмохимическим методом 313
Получение и свойства наноструктурированных объемных твердых растворов кремний-германий (SiGe) 314
Особенности формирования смачивающего слоя Ge на Si(111) и (001) в квазиравновесных условиях роста 315
Исследование стабилизации характеристик пористого кремния за счет добавок окислителя в электролит 316
Изучение кристаллографии и электрофизических параметров монокристаллов кремния (111), полученных методом бестигельной зонной плавки 318
Перестройка зонной структуры твердых растворов $Si_{1-x}Ge_x$ в зависимости от состава 319
Формирование структуры поверхности (001) монокристаллического кремния в водных растворах KOH с повышенным содержанием K_2CO_3 320
Оптические и фотоэлектрические свойства пленок полиморфного гидрированного кремния 321
Стендовые доклады, секция 4 323
Кремниевые пленочные структуры с наноразмерными диэлектрическими слоями из оксидов редкоземельных элементов 324
Восстановление чувствительности кремниевых фотодиодов в вакуумном ультрафиолете 325
Получение и структура композитных слоев на основе макропористого кремния и SnOx 326

Расчетно-экспериментальное прогнозирование влияния РТП на радиационную стойкость npn структур КСДИ, изготовленных на n-Si <Ge> с различным содержанием Ge 328
Экспериментальная верификация нового подхода к описанию квазинейтральных режимов переноса в полупроводниках на примере кремниевых p^+-n-n^+ диодов 329
Формирование сквозных мембран с различной пористостью на толстых пластинах монокристаллического кремния 331
Определение параметров статистических распределений шероховатой поверхности по измерениям ее нанорельефа с помощью атомно-силового микроскопа 333
Низкотемпературный способ формирования барьерного слоя силицида платины для силовых диодов Шоттки 334
Поглощение излучения многослойной дисперсной структурой, состоящей из сферических частиц кремния 335
Приборно-технологическое моделирование наноразмерных полупроводниковых структур на основе кремния 337
Исследование физических процессов в элементах энергонезависимой памяти (ЭЭП) на основе дискретной запоминающей среды – структура ПОНОП(SONOS), структура с кремниевыми нанокластерами 338
Восстановление деградационных свойства диодов Шоттки и солнечных элементов, изготовленных на основе кремния 339
Изучение электрофизических свойств диодов Шоттки, изготовленных на основе кремния с различными аморфными металлическими слоями 341
Кремниевые детекторы с ВАХ “идеального” диода в приборостроении 342
Магнитосопротивление структур In/n-Si/In на основе сильно легированного кремния 344
On the issue of mechanism of contact resistance formation on polished n-Si samples 346
Стендовые доклады, секция 5 348
Исследование структуры и морфологии пленок ферритов, полученных золь-гель методом на подложках кремния 349
Влияние низкоинтенсивного бета-облучения на адгезионные свойства структур AlN/Si. 350
Золь-гель синтез наноструктурированных пористых слоев ZnO-SiO_2 352
Рост двухслойных нанопленок Cu/Fe и Cu/Fe_xSi на Si(001) 353
Рост пленок неизоструктурных материалов на кремнии: от нанометровых толщин – к атомным слоям 355
Магнитные свойства наноразмерных пленок $Sr_2FeMoO_{6\pm\delta}$ гетероструктуры Si/SiO_2/Ti/Pt/ $Sr_2FeMoO_{6\pm\delta}$ 356
Толщинная зависимость электрических и магнитотранспортных свойств пленок магнетита на окисленной поверхности кремния *n*-типа 358
Формирование регулярной микроструктуры карбида кремния в процессе вакуумного разряда 360
Исследование магнитной бислойной наноструктуры CoCu/Co на кремневой подложке методом рефлектометрии поляризованных нейтронов 362
Наноструктуры на основе VO_2 на поверхности кремния для наноэлектроники 363
Потенциальный компонент повышения КПД фотоэлектрической структуры 364
Сверхпроводниковый однофотонный приемник ближнего ИК-диапазона на основе ультратонкой наноструктурированной NbN пленки на Si-SiO_2 подложке и криорефрижератора замкнутого цикла 365
Mechanical strength investigation of SiO_2 isolation block embedded in Si wafer 367
Enhanced magnetoresistance in arrays of Ni nanorods on Si substrate 369
Стендовые доклады, секция 6 371
Исследование влияния рентгеновского излучения на свойства ионно-модифицированных диэлектрических слоев СБИС на КНИ методом псевдо-МДП транзистора 372
Диагностика накопления заряда при ионизирующем облучении МОП-транзисторов на основе кремния 373

Влияние морфологии и состава самоформирующихся нанооствровков германия в матрице кремния на радиационную стойкость оптоэлектронных приборов 374
Определение концентрации органических загрязнений на поверхности кремниевых пластин при формировании дифракционного микрорельефа 375
Анализ элементного и фазового состава слоев оксинитрида кремния, полученных азотированием слоев SiO_2 в плазме 376
Изотопные эффекты в спектрах ИК-поглощения электрически активных примесей в кремнии-28, 29 и 30 с высоким изотопным обогащением 378
Цифровой емкостный спектрометр СЕ-6М 379
Новый подход в разработке DLTS спектрометров – новые возможности спектроскопии дефектов в полупроводниках 381
Контроль чистоты поверхности подложек по скорости растекания капли жидкости 383
Изучение влияния фазовых переходов на поведение пластической деформации в кремнии в процессе наноиндентирования 384
Топология напряжений в консоли кантилевера 385
Условия вязко-хрупкого разрушения кремния при индентировании 387
Оглавление 388
Алфавитный указатель авторов 397

Алфавитный указатель авторов

A

Abrosimov N.V., 35
Adley D., 114
Apel P.Yu., 369
Armstrong B.M., 114
Astrov Yu.A., 79
Attanasio C., 255

B

Badylevich M., 350
Bain M.F., 114
Baine P.T., 114
Balberg I., 116, 274
Belogorokhov A.I., 60
Belogorokhov I.A., 60
Belyaev A.E., 346
Ber B.Ya., 142
Boltovets N.S., 346

C

Cirillo C., 255
Cröll A., 283

D

Dauksta E., 159

F

Fedotov A., 369
Fedotova J., 369

G

Geshev P.I., 67
Govorkov A.V., 60

H

Hartmann J.M., 102

I

Irmer G., 42
Ivanou D., 369
Ivanova Yu., 369

J

Jedrzejewski J, 274
Johnson J.W., 60

K

Kanayama T., 67
Kapitanchuk L.M., 346
Konakova R.V., 346
Kononchuk O.V., 44, 71
Kostylyov V.P., 346
Kovalev D.I., 40
Kropman D., 159
Ksenevich V.K., 137
Kudryk Ya.Ya., 346

L

Laas T., 159
Lahderanta E., 42
Lashkul A., 42
Lastovsky S.B., 37
Lindner J.K.N., 169
Lodygin A.N., 79
Lynch S.A., 79

M

Markevich V.P., 37
Mazanik A., 369
McNeill D.W., 114
Merkulov A.V., 142
Mitchell S.J.N., 114
Morita Y., 67
Morozov O.V., 367
Murin L.I., 37

O

Odzhaev V.B., 137

P

Palmour J.W., 329
Peaker A.R., 37
Pearton S.J., 60
Perova T.S., 114
Pessa Markus, 219
Poborchii V.V., 67
Polyakov A.Y., 60
Portsel L.M., 79
Postnikov A.V., 367

R

Ren F, 60
Reuter D., 137
Riemann H., 35
Röder C., 42
Rouvimov S., 45

S

Saad A., 369
Sachenko A.V., 346
Sheremet V.N., 346
Shuman V.B., 79
Shvarkov S., 137
Smirnov N.B., 60
Sobolev N.A., 24
Song Y.W., 42
Sprung C., 42
Streltsov E., 369
Svensson B.G., 37
Svito I.J., 369

T

Tada T., 67
Trezza M., 255
Tsidilkovski E., 45
Tyutyunnikov S., 369

V

Vinogradov A.O., 346

W

Weber J., 38
Wesch W., 233
Wieck A., 206
Wieck A.D., 137

Z

Zainal N., 114

А

Абгарян К.К., 140
Абдуллин Х.А., 265
Абдурахманов Б.М., 272, 273
Абросимов Н.В., 20, 81, 294
Абросимова Н.Д., 372
Агамалиев З.А., 289
Агапов Б.Л., 237
Адилов М.М., 272, 273
Аждаров Г.Х., 289
Айтмукан А., 265
Айтмукан Т., 86
Александров О. В., 373
Алешин А.Н., 58
Андреев Б.А., 21, 294
Андреев В.В., 214
Антоненко А.Х., 108, 221, 376
Антонов П.В., 118
Антонова И.В., 116, 274
Антонова Л.Ф., 342
Антропов Н.А., 295
Анфимов И.М., 85
Аньчков М.Г., 236
Арапкина Л.В., 76, 276
Аржанникова С.А., 227
Арзуманян Г.В., 160
Армбристер В.А., 98
Аронзон Б.А., 266
Аруев П.Н., 325, 342
Арчаков А.И., 52
Асеев А.Л., 52
Астрова Е. В., 134
Астрова Е.В., 94
Ашуров М.Х., 273
Ашуров Х.Б., 272, 273

Б

Бабич В.М., 182
Байдакова Н.А., 100
Байрамов Б.Х., 42, 254
Байрамов Ф.Б., 42, 254
Балашев В.В., 358
Балдычева А.В., 134
Белик В.П., 325
Белик Т.Ю., 278
Белякова Е.И., 179
Бер Б.Я., 325
Бердников В.С., 47, 118, 302
Бирюков М.Ю., 217
Бобков А.А., 352
Бобров А.И., 223, 286
Боброва Е.Ю., 312
Бобыль А.В., 144
Бойко А.М., 144
Бойко М.Е., 144
Болотов В.В., 215, 217, 326, 376
Болховитянов Ю.Б., 72
Бондаренко А.В., 225
Бондаренко А.С., 71
Бондаренко В.П., 225, 255
Бондаренко Л.Н., 64
Борисов Л.А., 313
Бородуля В.А., 280
Боряков А.В., 285
Бринкевич Д.И., 192, 193
Бублик В.Т., 314
Бузынин Ю.Н., 286
Буланов А.Д., 294
Бурдов В.А., 176
Быткин С.В., 328
Быткина О.В., 328

В

Вабищевич Н.В., 193
Вабищевич С.А., 193
Василенко А.П., 56, 136
Васильев А.Л., 296
Васильев Ю.Б., 192
Васьков О.С., 152
Вахтомин Ю.Б., 365
Вдовин В.И., 70, 170
Вебер Й., 205
Велиханов А.Р., 162
Венгер Е.Ф., 298
Вербицкая Е.М., 50
Верёвкин Ю.К., 219
Верезуб Н.А., 308
Вернер П., 261
Викулов В.А., 358
Виноградов Л.М., 280
Винокуров В.А., 47
Винокуров В.В., 47
Власенко Л.С., 65
Власукова Л.А., 233
Во Куанг Нья, 206
Войтович В.В., 173, 281
Войтович М.В., 281
Волкова Е.Н., 163
Володин В.А., 104, 108, 287
Воробкало Ф.М., 182
Воронова. М.И., 123
Воронцова К.В., 352
Вывенко О.Ф., 70, 71, 181
Высоцкая С. А., 373
Вьюрков В.В., 29
Вялых Д.В., 259

Г

Гавва В.А., 35, 378
Гайдук П.И., 303
Гапонов В.А., 47
Гаранин А.Г., 372

Гареев К.Г., 349
Гафарова Х.О., 312
Герасименко Н.Н., 107
Герт А.В., 92
Гибин А.М., 290
Гиппиус Н. А., 134
Гиро А.В., 164
Гисматулин А.А., 221
Глумов О.В., 363
Головин Ю.И., 387
Голубев С.В., 292, 294
Гомоюнова М.В., 224
Гоник М.А., 283
Горбанюк Т.И., 238
Горбачук Н.И., 206
Горбунов Е.К., 295
Горелов С.А., 202
Горшунов Б.П., 76, 294
Горюшин Г.А., 166
Горячев В.Г, 154
Грачев Д.А., 223
Грачева И.Е., 236, 349
Гребеньков А.Ж., 280
Гребенюк Г.С., 224
Грехов И.В., 128
Грибов Б.Г., 30
Григорьев К.В., 295
Гришин П.А., 143
Гришин Ю.М., 313
Грузинцев А.Н., 61
Грузнев Д.В., 64
Грыпа А.С., 199
Гуринович В.А., 81
Гурьянов А.М., 324
Гусаков В.Е., 89, 184
Гусев А.В., 35, 290, 291, 378
Гусев В.А., 126
Гусейнов Д.В., 35, 176, 190
Гуськова О.П., 372
Гутаковский А.К., 72, 112

Д

Давыдов А.М., 292
Дарвишов Н.Г., 312
Дашевский М.Я., 123
Двуреченский А.В., 31, 98
Дедович Н.Н., 379
Денисов С.А., 285, 286
Дерябин А.С., 72, 287
Дивочий А.В., 365
Дидык Р.И., 199
Димитриев А.А., 358
Дмитриевский А.А., 350
Довбыш Л.Е., 374
Долгий А.Л., 225
Домашевская Э.П., 234, 237, 251
Дроздов И.Ю., 374
Дроздов М.Н., 180, 294
Дроздова М.В., 325, 342
Дружинин А.А., 185
Дубина М.В., 42
Дубовик А.С., 383
Дьяков С. А., 134
Дьячкова И.Г., 200

Е

Егоров А.А., 304
Ежевский А.А., 35, 176, 190
Ейвазова А.Г., 339
Емельянов А.В., 321
Емельянов Е.А., 56
Емцев В.В., 75, 189
Енишерлова К.Л., 150, 154
Еременко М.В., 179
Еремин В.К., 50
Ершов А.В., 223
Ефремов М.Д., 227
Ефремова Н.Ю., 350

Ж

Жавжаров Е.Л., 177
Жарова Ю.А., 94, 134
Жукова Е.С., 76, 294
Журавлев К.С., 92

З

Забродская Н.В., 325, 342
Забродский В.В., 325, 342
Загребин В.С., 85
Зайков В.А., 303
Зайцев Н.А., 241
Заморянская М.В., 105, 238
Захаров Б.Г., 168
Захаров Н.Д., 261
Захрабекова З.М., 289
Заяц Г.М., 175
Зиновьев В.А., 98
Золотарев В.И., 129
Зотов А.В., 64

И

Иванов Ю.Д., 52
Иванова Е.В., 105
Иванова М.М., 374
Ивлев Г.Д., 303
Ивлев К.Е., 215, 217, 326
Ивлиев Н.А., 375
Ильин А.С., 146
Ильницкий М.А., 52
Ильященко В. М., 229, 231, 353
Инюшкин А.В., 290
Исаева Е.Ю., 350
Искендер-заде З.А., 158

К

Казанский А.Г., 321
Казючиц Н.М., 81, 169
Кайралиева Т.Г., 349
Каланда Н.А., 356
Калинин В.В., 85, 318
Калинушкин В.П., 76, 276
Калмыков А.Е., 268
Калядин А.Е., 170
Камаев Г.Н., 108, 221, 227, 251, 376
Камышан А.С., 143, 164
Кан В.Е., 217
Карабешкин К.В., 82
Карасёв П.А., 82
Каратаев В.В., 314
Карпенко А.Я., 185
Карпова С.С., 352
Качанова М.М., 172

Качурин Г.А., 108
Кашкаров В.М., 237, 319
Керенцев А.Ф., 152
Киселев В.К., 372, 374
Китань С.А., 229, 231, 353, 355
Кладько В.П., 195
Клещенок М.С., 302
Климов А.Ю., 219
Клышко А.А., 255
Князев Е.В., 215, 326
Кобелева С.П., 85
Ковалев Л.В., 356
Ковалева Т.Б., 334
Ковалюк В.В., 365
Козлов Н.П., 313
Козлова Н.С., 123
Козловский В.В., 75, 189
Козырев Е.А., 290
Колесников А.В., 84, 136, 146
Колин Н.Г., 201
Колосюк А.Г., 173, 281
Колпаков В.А, 383
Колпаков В.А., 375
Колпачев А.Б., 160
Комаров А.Ф., 175
Комаров Ф.Ф., 143, 175, 233, 334
Конаков А.А., 176
Кононенко В.К., 152
Коренков В.В., 350
Корнев Р.А., 291, 292, 294
Коробов С.В., 241
Коробцов В.В., 358
Корусенко П.М., 376
Коссый И.А., 292
Костина Л.С., 179
Котерева Т.В., 378
Котков А.П., 299
Коюда Д.А., 234
Крайчинский А.Н., 173, 281
Красильник З.Ф., 102
Красько Н.Н., 173, 281
Критская Т.В., 177, 178, 328
Крылова Л.А., 276
Крючков Ю.Ю., 295
Кузнецов О.А., 102, 190
Кузнецов Ф.А., 28
Кузьменко А.П., 385
Кузьмин Р.В., 179
Кузьминых В.А., 379
Кулубаева Э.Г., 122
Кульбачинский В.А., 266
Купряшкин А.М., 387
Курдюкова Е.А., 215
Курильчик Е.В., 88
Курова И.А., 305
Кучинская П.А., 98
Кучканов Ш.К., 272, 273
Кушлык М.О., 199
Кязимова В.К., 289

Л

Лазарчик А.Н., 379
Лазеева М.С., 325, 342
Лазукина О.П., 163
Ластовский С.Б., 81, 184
Латухина Н.В., 180, 252, 257
Лебедев В.М., 324
Левинштейн М.Е., 329
Левицкий В.С., 235
Левшунова В.Л., 88
Ленькшин А.С., 235, 236, 237
Ли Г.В., 134
Липский В.А., 378
Литвинко А.Г., 184
Литовченко В.Г., 96, 195, 238
Литовченко П.Г., 185
Лобанов Д.Н., 100, 102
Ловцов А.Р., 350
Лойко В.А., 247, 335
Ломако В.М., 379, 381
Ломов А.А., 259, 296
Лошаченко А.С., 71, 181, 208
Лошкарев И.Д., 56, 84, 136, 146, 172
Лупехин С.М., 360
Лучкевич М.М., 182
Лыс Р.М., 199
Лютцау А. В., 150
Ляйком Е.А., 331

М

Магомедов М.Н., 239
Мазаник А.В., 138
Макаревич Ю.В., 175
Макаренко Л.Ф., 81
Максимов А.И., 235
Максимов С.Е., 272, 273
Макушенко Р.К., 217
Малышев К.К., 163
Мамедов М.З., 312
Манжа Н.М., 310
Мараева Е.В., 235
Марданиан М.М., 249
Марин Д.В., 108
Маркевич В.П., 184
Матвеев В.А., 362
Матвеев С.А., 285, 286
Матвеева Л.А., 298
Матецкий А.В., 64
Матюхин С.И., 131
Матюшин В.М., 177
Матюшкин И.В., 241
Мачулин В.Ф., 195
Медведева И.Ф., 184
Меженный М.В., 243
Мездрогина М.М., 179
Мельник В.П., 96, 195
Мельников А.А., 169
Мельникова Н.А., 363
Мемнонов В.П., 333
Менделева Ю.А., 88
Меркер Р., 178
Мехтиев Р.Ф., 339
Мильчанин О.В., 334
Минаков Д.А., 237
Минарский А.М., 128
Минеев М.Н., 372
Мирджалилова М.А., 245
Миркурбанов Х.А., 299, 301
Миронов А.М., 175
Мискевич А.А., 247, 335
Мискевич С.А., 175
Митин К.А., 302
Михайлов А.А., 280
Михеев С.Ю., 140
МнацакановТ.Т., 329
Молодцов С.Л., 259
Монахов И.С., 304
Мочалов Л.А., 292, 294

Мошников В.А., 235, 236, 260, 263, 349
Муратов Р.Р., 183
Мурин И.В., 363
Мурин Л.И., 184
Муродкабилов Д.М., 245
Мусалитин А.М., 85
Мустафаев А.Г., 337
Мустафаев Г.А., 337
Мычко Е.О., 123

Н

Набатов Б.В., 259, 296
Нагорный С.Л., 178
Назаров Д.В., 363
Наливайко О.Ю., 303
Насека Ю.В., 195
Наумов А.В., 120
Наумова О.В., 52, 122
Нгуен Тхи Тхань Бинь, 206
Невар Е.А., 249
Неделько М.И., 249
Нежданов А.В., 374
Некипелов С.В., 259
Нелюба П.Л., 298
Ненашев А.В., 98
Непомнящих А.И., 48, 187, 306
Несов С.Н., 376
Нестеров Д.Н., 234, 251
Никифоров А.И., 112
Николаев С.Н., 266
Николичев Д.Е., 285
Ниматов С.Ж., 272
Нисс В.С., 152
Новиков А.В., 100, 102
Новиков А.Г., 303
Новодворский О.А., 266
Новоселова Е.Г., 200, 304

О

Оберемок А.С., 96, 195
Овсянников Р.Ю., 138
Оганесян Г.А., 75
Оджаев В.Б., Просолович В.С., 192
Ожегов Р.В., 365
Оксенгендлер Б.Л., 273
Олимпиев С.Л., 201
Олих Я.М., 203
Орликовский А.А., 29
Орлов А.М., 209
Орлов О.М., 338
Ормонт Н.Н., 305
Освенский В.Б., 243, 314
Осмоловская О.М., 363
Островский И.П., 185

П

Павлов Д.А., 223, 286
Павлова Л.А., 187
Павловская Н.Т., 185
Павловский Ю.В., 185
Павлык Б.В., 199
Панченко В.Я., 266
Паринова Е.В., 138
Пархоменко И.Н., 233
Пархоменко Ю.Н., 314
Паханов Н.А., 56
Пашаев И.Г., 339, 341
Пекшев Е.А., 364
Пентин И.В., 365
Пермяков Н.В., 260
Перов Н.С., 266
Перова Т.С., 134
Першин Ю.П., 234
Петиков Н.И., 287
Петлицкий А.Н., 192
Петрова О.В., 259
Петруня Р.В., 173
Петух А.Н., 164
Пещерова С.М., 187
Пилько В.В., 143
Писарев А.А., 131
Писаренко Г.А., 252
Питиримова Е.А., 285, 286
Плеханов С.И., 120
Плешанов Н.К., 362
Плюснин Н.И., 229, 231, 353, 355
Поварчук В.Ю., 173
Подлипнов В.В., 383
Поклонский Н.А., 206
Покотило Ю.М., 164
Полищук Ю.С., 195
Полоскин Д.С., 189, 208
Полоскин Е.Д., 42, 254
Полянский А.М., 139
Полянский В.А., 139
Помозов Ю.В., 78
Попков С.А., 35, 176, 190
Попов В.Г., 96, 195
Попов В.П., 52, 104, 122
Потапов А.М., 294
Похил Г.П., 88
Преображенский В.В., 56, 136
Пресняков Р.В., 306
Прищепа С.Л., 225, 255, 344
Прокопьев С.Л., 303
Прокофьева В.К., 191
Прокудин С.В., 384
Пронин И.И., 224
Просолович В.С., 193
Простомолотов А.И., 192, 193, 243, 308
Прохоров А.С., 76
Прохоров И.А., 168
Путято М.А., 56, 136, 287
Пчеляков О.П., 56, 112

Р

Рабинович О.С., 280
Ракыметов Б.А., 265
Ратников В.В., 237
Рахметов Б.А., 86
Редькин А.Н., 61
Редько С.В., 255
Резниченко М.Ф., 28
Рогожин А.С., 257
Родин П.Б., 128
Романов А.Ф., 379
Романченко А.В., 299
Романюк Б.Н., 96, 195
Романюк К.Н., 172
Росликов В.Е., 215
Рубцевич И.И., 152
Рудаков Г.А., 129, 310
Руденко Р.Н., 173, 281
Румянцев В.В., 196
Русак Т.Ф., 150

Рустамов Ф.А., 312
Рыгалин Б.Н., 191
Рыльков В.В., 266
Рябикин Ю.А., 86, 265

С

Садовский П.К., 198
Саранин А.А., 64
Свистельникова Т.П., 201
Свито И.А., 344
Селькин А.В., 23
Семисалова А.С., 266
Семягин Б.Р., 56, 136
Сенников П.Г., 292, 294
Серебряков Ю.А., 168
Середин П.В., 237
Сивков В.Н., 259
Сименел Н.А., 123
Ситникова А.А., 105
Скачков В.А., 178
Скрябин А.С., 313
Скупов В.Д., 374
Скуратов В.А., 108, 116, 206
Слободзян Д.П., 199
Смирнов В. С., 373
Смирнов В.М., 363
Смирнов Д.И., 107
Смирнов И.С., 200, 304
Смирнов К.В., 365
Смирнова И.А., 147, 149
Соболев Н.А., 170, 181, 208, 211
Соколов Е.Б., 191
Соколов Л.В., 72, 287
Соколова Е.Н., 260
Солнцев В.С., 238
Соловьев Я.А., 152, 334
Солодуха В.А., 334
Сорокин А.И., 314
Сорокин Л.М., 237, 268
Соснин М.Г., 78
Спивак Ю.М., 260, 263
Ставцев А.В., 131
Старков В. В., 126
Степихова М.В., 180
Стук А.А., 201
Стучинский В.А., 227
Суворов Э.В., 147, 149
Сурин М.А., 180
Суханов А.Ю., 291
Суханов В.Л., 325, 342
Сухоруков А.В., 35, 176, 190

Т

Табачкова Н.Ю., 314
Талалаев В.Г., 261
Таланин В.И., 202
Таланин И.Е., 202
Талденков А.Н., 290
Тандоев А.Г., 329
Тарасенко Н.В., 249
Тарима Н.А., 229, 231, 353
Темпер Э.М., 150, 154
Терехов В.А., 234, 251, 319
Теруков Е.И., 144
Тетельбаум Д.И., 88
Тетерский А.В., 126
Тийс С.А., 112, 315
Тимаков Д.И., 385
Тимофеев В.А., 112
Тимочко Н.Д, 203
Титов А.И., 82
Тихов С.В., 285
Тиходеев С.Г., 134
Токмолдин С.Ж., 86, 265
Толмачев В.А., 134
Толмачев С.В., 301
Тонких А.А., 261
Топоров В.В., 42, 254
Травкин П.Г., 263
Трафимович О.А., 320
Трегулов В.В., 316
Трукшин И.Г., 301
Труханов Е.М., 84, 136, 146, 172, 318
Трушин В.Н., 285, 286
Турищев С.Ю., 138, 234, 251, 319
Турцевич А.С., 152, 206, 334
Тыныштыкбаев К.Б., 86, 265
Тысченко И.Е., 104
Тюрин А.И., 387

У

Убыйвовк Е.В, 70
Уваров О.В., 76, 276
Угрин Ю.О., 185
Умирзаков Б.Е., 245
Усеинов А.С, 384
Усенко А.Е., 320
Устименко Н.Ф., 202

Ф

Федина Л.И., 34
Федоров С.А., 196
Федотов А.К., 138, 344
Федотова В.В., 344
Федотова Ю.А., 138
Феклин Д.Ф., 56
Феклисова О.В., 74, 205
Филатов Д.О., 219, 374
Филимонов В.В., 325, 342
Филипеня В.А., 206
Фомин Б.И., 122
Фонин М.В., 123
Форш П.А., 321
Фрицлер К.Б., 318

Х

Хайдуков Е.В., 266
Харченко В.А., 140
Хацевич И.М., 96, 281
Хенкин М.В., 321
Хируненко Л.И., 78
Холиков Ю.Д., 245
Храмова О.Д., 266

Ц

Цмоць В.М., 182
Цырлин Г.Э., 57

Ч

Чалков В.Ю., 285, 286
Чапнин В.А., 76

Челядинский А.Р., 198
Чепурнов В.И., 183, 364
Чередов Д.В., 215
Черков А.Г., 108
Черкова С.Г., 108
Черноглазов К.Ю., 266
Черняев А.В., 268
Чиж К.В., 76
Чубенко Е.Б., 255
Чугров И.А., 223
Чуев М.А., 296
Чурбанов М.Ф., 163

Ш

Шалеев М.В., 102
Шарков М.Д., 144
Шастин В.Н., 51
Шварцман Л.Я., 178
Шведов С.В., 206
Шек Е.И., 170, 181, 208
Шелягин Р.В., 326
Шенгуров В.Г., 190, 285, 286, 319
Шерстнев Е.В., 342
Шикоряк И.А., 199
Шпаковский С.В., 206
Шуварин И.А., 387
Шульпина И.Л., 25, 168
Шуман В.Б., 329

Щ

Щемеров И.В., 85
Щербаков И.П., 58

Ю

Ю Х., 74
Юзова В.А., 331
Юрасов Д.В., 102
Юрков С.Н., 329
Юрьев В.А., 76, 276
Юхимчук В.О., 281
Юхневич А.В., 320

Я

Яблонский А.Н., 100
Явид В.Ю., 169
Явтушенко И.О., 209
Якименко А.Н., 211
Якимов Е.Б., 22, 74
Якимов Е.Е., 61
Яковлев Ю.А., 139
Янг Д., 74
Янковский Ю.Н., 192, 193
Яремчук А.Ф., 191
Ярыкин Н.А., 38, 205
Яссиевич И.Н., 41