



СБОРНИК ТЕЗИСОВ

**X Конференции по актуальным
проблемам физики,
материаловедения, технологии
и диагностики кремния,
нанометровых структур и
приборов на его основе
«Кремний – 2014»**

Иркутск, 7-12 июля

Институт геохимии им. А.П. Виноградова СО РАН

Кремний -2014

*Посвященная памяти Академика РАН
Федора Андреевича Кузнецова*

Тезисы докладов

***X Конференция по актуальным проблемам физики,
материаловедения, технологии и диагностики
кремния, нанометровых структур и приборов на его
основе.***

Иркутск 7-12 июля 2014г.

Кремний -2014 / Тезисы докладов X Конференции по актуальным проблемам физики, материаловедения, технологии и диагностики кремния, нанометровых структур и приборов на его основе. (Иркутск 7-12 июля 2014 г.)

Конференция «Кремний-2014» является продолжением серии научных конференций посвященных кремнию. Свою историю она ведет с общероссийского совещания по кремнию, проведенного в МИСиС в 1999 году.. За эти годы мероприятие превратилось в основной форум, где ученые, представляющие академическое сообщество, ВУЗы и промышленность России и стран СНГ, могут обсудить актуальные проблемы по всему кругу вопросов, включающему в себя получение металлургического и поликристаллического кремния, рост и материаловедение объемных кристаллов и тонких пленок кремния и родственных материалов, а также физику, технологию и диагностику наноструктур на их основе.

Организаторы

Научный совет РАН по физико-химическим основам полупроводникового материаловедения

Институт геохимии им. А.П. Виноградова СО РАН

Иркутский государственный университет

Конференция проводится при финансовом содействии:



Российского Фонда Фундаментальных
Исследований;

Федеральное государственное унитарное предприятие
"Государственный научно-исследовательский институт особо чистых
материалов"



ООО ВМК Оптоэлектроника

Корпорация Bruker



Корпорация E-Globaledge

Программный и Организационный комитет конференции «Кремний 2014»

Председатель – Непомнящих Александр Иосифович	Институт геохимии им. А.П. Виноградова СО РАН
Ученый секретарь – Елисеев Игорь Алексеевич	Институт геохимии им. А.П. Виноградова СО РАН
Бердников Владимир Степанович	Институт теплофизики им. С.С. Кутателадзе СО РАН
Владимиров Валерий Михайлович	Красноярский Научный Центр СО РАН
Вяткин Анатолий Федорович	Институт проблем технологии микроэлектроники и особочистых материалов РАН
Грибов Борис Георгиевич	ОАО НИИ особо чистых материалов
Дашевский Михаил Яковлевич	НИТУ "МИСиС"
Двуреченский Анатолий Васильевич	Институт физики полупроводников
Ежлов Вадим Сергеевич	ОАО «Гиредмет» ГНЦ РФ
Казанский Андрей Георгиевич	Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова
Кведер Виталий Владимирович	Институт физики твердого тела РАН
Кобелева Светлана Петровна	НИТУ "МИСиС"
Красильник Захарий Фишелевич	Институт физики микроструктур РАН
Красников Геннадий Яковлевич	Научно-исследовательский институт молекулярной электроники (НИИМЭ) и завод «Микрон»
Кузнецов Федор Андреевич	Институт неорганической химии им. А.В. Николаева СО РАН
Латышев Александр Васильевич	Институт физики полупроводников СО РАН
Немчинова Нина Владимировна	Иркутский государственный технический университет
Орликовский Александр Александрович	Физико-технологический институт РАН
Пархоменко Юрий Николаевич	ОАО «Гиредмет» ГНЦ РФ
Пчеляков Олег Петрович	Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН
Саранин Александр Александрович	Институт автоматизации и процессов управления ДВО РАН
Соболев Николай Алексеевич	Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН
Сорокин Лев Михайлович	Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН
Стребков Дмитрий Семенович	Всероссийский научно-исследовательский институт электрификации сельского хозяйства
Якимов Евгений Борисович	Институт проблем технологии микроэлектроники



Академик Федор Андреевич Кузнецов известен в научном мире как выдающийся физико-химик и материаловед. Он был одним из ведущих специалистов в нашей стране и за рубежом в области разработки научных основ создания материалов для микроэлектронной техники, количественных методов анализа неорганических материалов, многокомпонентных систем для выращивания кристаллов и слоев из газовой фазы и теоретических основ и методологии термодинамического моделирования процессов синтеза таких материалов и структур.

Основные направления научных исследований Ф.А.Кузнецова - разработка физико-химических основ создания материалов и структур с заданными свойствами для микро- и оптоэлектроники, экспериментальное и теоретико-расчетное изучение процессов

синтеза и деградации материалов и структур, разработка новых технологических процессов и аппаратуры, материаловедческая информатика.

В результате этих исследований была разработана методология количественного исследования одного из наиболее используемых в микроэлектронной технологии типа процессов - химического осаждения из газовой фазы, обоснована содержательность и развита техника термодинамического моделирования процессов синтеза материалов и структур. Были проведены обширные исследования взаимосвязи физических параметров со структурой и составом вещества многослойных структур, составляющих основу элементной базы вычислительной техники. Ф.А. Кузнецов много сделал для организации и развития информационного обеспечения работ по материаловедению и структурной химии. Под его руководством в ИНХ СО РАН создан Банк данных свойств материалов электронной техники (СМЭТ).

Федор Андреевич известен научной общественности в России и за рубежом благодаря своей многогранной научной и научно-организационной деятельности: он был председателем Научного совета РАН по физико-химическим основам полупроводникового материаловедения, руководителем ряда программ по материалам в Сибирском отделении РАН, со-руководителем Комплексной долгосрочной программы научно-технического сотрудничества Россия - Индия. Ф. А. Кузнецов был избран иностранным членом Национальной Академии наук Индии, вице-президентом, членом исполкома и руководителем рабочих групп CODATA, заместителем председателя Комитета CHEMRAWN Международного союза теоретической и прикладной химии (IUPAC). Ф. А. Кузнецов — основатель и организатор Азиатско-тихоокеанской академии материалов, долгое время был президентом этой академии. Много сил вложил Федор Андреевич в развитие сотрудничества с японскими организациями, он был со-руководителем совместной российско-японской лаборатории СО РАН - Университет Тохоку (г. Сендай). По его инициативе и с его активным участием выполнялись совместные проекты с научными организациями Индии, Китая, Японии, Тайваня, Южной Кореи, Германии. Федор Андреевич был Почётным профессором Шэньянского университета химической технологии (Китай), Почетным доктором НТК «Институт монокристаллов» НАН Украины, многократно приглашался для чтения лекций в ведущие научные и университетские центры нашей страны и за рубежом.

Академик Ф. А. Кузнецов — признанный глава научной школы, заведовал кафедрой в Новосибирском государственном университете.

МОНОИЗОТОПНЫЙ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЙ КРЕМНИЙ: ПОЛУЧЕНИЕ И ПЕРСПЕКТИВЫ ПРИМЕНЕНИЯ

Н.В. Абросимов^{1,2)}

¹⁾ *Leibniz Institute for Crystal Growth (IKZ), Berlin, Germany*

²⁾ *Институт Физики Твёрдого Тела РАН, Черноголовка, Россия*

Растущий интерес к моноизотопному кремнию обусловлен его уникальными свойствами. Например, изменение фононного спектра за счет более совершенной кристаллической решетки приводит к существенному возрастанию теплопроводности кристаллов [1] и к увеличению времени жизни возбужденных состояний легирующих примесей [2]. Отсутствие атомов ^{29}Si , обладающих ненулевым ядерным спином, в кристаллической решетке ^{28}Si позволяет наблюдать дублетное расщепление в спектре донорных атомов, обусловленное сверхтонким взаимодействием электронного и ядерного спинов донора. Это явление открывает путь к использованию изотопно-обогащенного кремния для создания квантового компьютера; в последних экспериментах удалось достичь рекордного времени спиновой когерентности при комнатной температуре, составившего 39 минут [3].

Существенный импульс к получению моноизотопного кремния был задан проектом Авогадро (Project „Avogadro“ - New definition of kilogram mass), в ходе выполнения которого было произведено около 6 кг ^{28}Si , обогащенного до 99.9945 ат%. Результатом проекта стало уточнение числа Авогадра почти на порядок по сравнению со значением, используемым в настоящее время [4]. Частично полученный материал был использован для проведения фундаментальных исследований в области спектроскопии примесных уровней, спинтроники, для демонстрации возможности создания квантового компьютера на моноизотопном кремнии.

Сдерживающим фактором к использованию моноизотопного кремния, в том числе для исследовательских целей, является его стоимость, обусловленная сложностью и длительностью процессов его получения. Одним из начальных этапов является разделение изотопов кремния и их обогащение, осуществляемое на газовых центрифугах с использованием тетрафторида кремния природного изотопного состава. Затем проводится синтез моносилана и его глубокая очистка с использованием криофильтрации и ректификации. Получение поликристаллического стержня осуществляется путем термического разложения моносилана на поверхности затравочно стержня из ^{28}Si , полученного ранее. Перед получением конечного бездислокационного кристалла методом бестигельной зонной плавки проводится несколько проходов зоны, в том числе в вакууме, с целью удаления летучих примесей и дополнительной очистки материала. Таким образом удается уменьшить концентрации основных примесей - кислорода и углерода - в кристалле ниже их пределов обнаружения, составляющих $1 \times 10^{14} \text{ см}^{-3}$ и $5 \times 10^{14} \text{ см}^{-3}$, соответственно. Аналогичным образом можно получить и другие стабильные изотопы кремния - ^{29}Si и ^{30}Si .

Литература

1. R.K. Kremer et al. Thermal conductivity of isotopically enriched ^{28}Si : revisited.// Solid State Communications, 131, 2004 pp. 499–503
2. H.-W. Hübers et al. Isotope effect on the lifetime of the $2 p_0$ state in phosphorus-doped silicon.// Physical Review B, 88, 2013 p. 035201
3. Kamyar Saeedi et al. Room-temperature quantum bit storage exceeding 39 minutes using ionized donors in Silicon-28.// Science, 342, 2013 pp. 830-833
4. B. Andreas et al. Counting the atoms in a ^{28}Si crystal for a new kilogram definition.// Metrologia, 48, 2011 pp. S1–S13

НЕСТАЦИОНАРНЫЕ РЕЖИМЫ СВОБОДНОЙ И СМЕШАННОЙ КОНВЕКЦИИ В МЕТОДЕ ЧОХРАЛЬСКОГО

В.С. Бердников^{1,2)}, В.А. Винокуров¹⁾, В.В. Винокуров¹⁾, В.А. Гапонов¹⁾, В.А. Марков¹⁾

¹⁾ Институт теплофизики им. С.С. Кутателадзе СО РАН, Новосибирск

²⁾ Новосибирский Государственный Технический Университет, Новосибирск

В классическом варианте метода Чохральского и в варианте с подпиткой расплавом, применяемом при выращивании кристаллов больших диаметров, термогравитационная или тепловая гравитационно-капиллярная конвекция, возникающая из-за перепада температуры между фронтом кристаллизации (ФК) и стенками тигля, принципиально неустраима и плохо управляема [1,2]. Простейший способ управления гидродинамикой и конвективным теплообменом в системах «тигель–расплав–кристалл», применяемый в технологии – это вращение кристалла или дифференциальное вращение кристалла и тигля. Процессы перехода от режимов свободной конвекции к технологически оптимальным режимам смешанной конвекции при увеличении угловых скоростей вращения кристалла и тигля до настоящего времени не исследован достаточно полно. Данная работа является продолжением цикла работ [1,2]. Численно, методами конечных и компактных разностей была исследована смешанная конвекция в классическом варианте метода Чохральского с неподвижным и вращающимся тиглем, когда на свободноконвективные режимы при заданных начальных значениях Gr и Ma накладывалось равномерное вращение кристалла (с ростом числа Рейнольдса). Изучены режимы течения при $Pr = 0,05$; 16 и 45 при относительных высотах слоя расплава $H/R_T = 0,15 \div 1,5$ и при фиксированном отношении радиусов тигля и кристалла $R_T/R_K = 2,76$. Показано, что с ростом чисел Рейнольдса течение теряет устойчивость и возникают осесимметричные колебания в диапазоне $82 \leq Re \leq 103$ при $Pr = 16$, $H/R_T = 0,7$. Зависимость интегрального коэффициента теплоотдачи от Re имеет разрыв (рис. 1), когда течение теряет устойчивость. Числа Nu становятся примерно в 2 раза выше, чем в стационарных режимах на границах диапазона неустойчивости. Сценарий гидродинамических колебаний на качественном уровне совпадает с наблюдаемыми экспериментально. Экспериментально исследованы режимы свободной и смешанной конвекции в классическом варианте метода и в варианте с плоскодонным тиглем диаметром 660мм, подогреваемым снизу, когда стартовым режимом является турбулентная Рэлей-Бенаровская конвекция. Исследовано влияние вращения и кристалла и тигля. Этот тип неустойчивости и конвекции под фронтом кристаллизации характерен и для классического варианта метода в режимах свободной и смешанной конвекции при малых скоростях вращения кристалла.

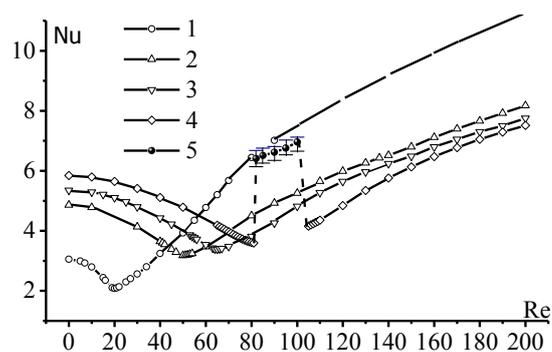


Рис. 1. Зависимость числа Нуссельта от числа Рейнольдса: 1 – $Gr=200$, $Ma=167$; 2 – $Gr=2000$, $Ma=1669$; 3 – $Gr=3500$, $Ma=2921$; 4 – $Gr=5835$, $Ma=4870$; 5 – $Gr=5835$, $Ma=4870$, $82 \leq Re \leq 103$ (нестационарная область). При $Re=82$, $Nu_{CP} = 6,40617$, $Nu_{MIN} = 6,13739$, $Nu_{MAX} = 6,67827$. При $Re=103$, $Nu_{CP} = 6,96$, $Nu_{MIN} = 6,656$, $Nu_{MAX} = 7,12$

Литература

1. Бердников В.С., Винокуров В.В., Панченко В.И., Соловьев С.В.: Теплообмен в классическом методе Чохральского // ИФЖ. 2001. Т. 74. № 4. С. 122–127.
2. В.С. Бердников, В.А. Винокуров, В.В. Винокуров, В.А. Гапонов Влияние режимов конвективного теплообмена на форму фронта кристаллизации в системе тигель-расплав-кристалл в методе Чохральского // Тепловые процессы в технике. 2011. Т. 3. №4. С.177-186

ПРОБЛЕМЫ ПОЛУЧЕНИЯ И ОБЛАСТИ ПРИМЕНЕНИЯ ВЫСОКОЧУСТОГО КРЕМНИЯ И НАНОЧАСТИЦ КРЕМНИЯ

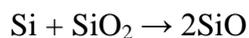
Б.Г. Грибов, А.П. Котков

*ОАО «Научно-исследовательский институт особо чистых материалов», город Москва
ОАО «Научно-производственное предприятие» Салют», город Нижний Новгород*

Основное количество кремния для электроники и солнечной энергетики производится Сименс методом. За последние десятилетия эта технология значительно усовершенствована, в тоже время для его рентабельности требуется его производство не менее 2000 т/год. В связи с этим для производства кремния в России требуется разработка принципиально новых технологий. Одной из таких технологий может быть, разрабатываемый нами метод получения кремния [1-3], заключающийся в следующем:

получение силицида магния реакцией диоксида кремния с магнием с последующим взаимодействием с хлористым аммонием с образованием силана и аммиака. Полученный аммиак используют для получения нитрида галлия, применяемого для производства СВЧ приборов и светодиодов. Это позволяет значительно снизить себестоимость поликремния и сделать рентабельным его производство при выпуске до 100 т/год.

Кремний является уникальным элементом периодической системы элементов Д.И. Менделеева и его применение не ограничивается областями электроники и солнечной энергетики. Интересная возможность открывается в использовании наночастиц кремния по схеме:



Показана возможность получения наночастиц кремния в производстве солнечных батарей, в водородной энергетике и в медицине.

Литература

1. Б.Г. Грибов, К.В. Зиновьев. Получение высокочистого кремния для солнечных элементов. // Журнал Неорганические материалы, т.39, №7, 2003, стр. 775-785.
2. Б.Г. Грибов, К.В. Зиновьев. Выращивание нанокристаллического кремния из матрицы аморфного монооксида кремния. //Известия ВУЗов. Электроника, №4(96), 2012, стр. 13-17.
3. Б.Г. Грибов. Вопросы получения нанокремниевых кластеров. //Тезисы докладов IX международной конференции по актуальным проблемам кремния. Кремний-2012, г. Санкт-Петербург, 2012, стр. 30.

КРЕМНИЕВЫЕ НАНОГЕТЕРОСТРУКТУРЫ С КВАНТОВЫМИ ТОЧКАМИ ДЛЯ НАНО- И ОПТОЭЛЕКТРОНИКИ

А.В.Двуреченский

*Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН, 630090 г. Новосибирск
Новосибирский государственный университет, 630090 г. Новосибирск*

Наногетероструктуры с квантовыми точками рассматриваются в настоящее время как перспективные наноразмерные объекты в системах для квантовых вычислений, использующих спиновую степень свободы. В докладе представлен обзор результатов по спиновым состояниям электронов в ансамбле туннельно-связанных квантовых точек Ge в Si: электронная структура изолированной квантовой точки, молекул из квантовых точек, спиновая релаксация в ансамбле квантовых точек/ молекул из квантовых точек. Основное преимущество кремния и германия для построения кубитов заключается в наличии для обоих материалов изотопов с нулевым спином ядра. Таким образом, изотопная очистка позволяет исключить ядерные спины и устранить связанный с ними механизм декогеренции. Но даже в природном кремнии, содержащем изотопы с ненулевым спином ядра, взаимодействие электрона со спином ядра на порядок слабее, чем в GaAs. Это связано со слабым спин-орбитальным взаимодействием в кремнии. Поэтому экспериментальные данные по времени декогеренции электронных спинов в структурах на кремнии значительно выше, чем в наногетероструктурах на основе AlGaAs. Приводятся результаты исследований локализации электронов в вертикально совмещенных группах квантовых точек [1], которые в дальнейшем могут быть использованы при разработке базовых элементов квантового компьютера.

Представлен обзор результатов по исследованию физических механизмов и закономерностей фотоэлектрических явлений в наногетероструктурах Ge/Si с квантовыми точками Ge, обеспечивающих реализацию детекторов оптического излучения. Достоинством наногетероструктур с квантовыми точками является снятие запрета на оптические переходы при нормальном падении света, повышение времени жизни неравновесных носителей заряда, уменьшения скорости термической генерации носителей заряда и возрастанием силы осциллятора для внутризонных и экситонных переходов по сравнению с системами большей размерности вследствие локализации волновой функции во всех трех направлениях. Легирование наногетероструктур с квантовыми точками путем введения тонкого слоя, содержащего легирующие элементы, на некотором (туннельном) расстоянии от слоя квантовых точек исключает попадание заряженных атомов в квантовые точки и обеспечивает формирования в наногетероструктурах встроенного электрического поля, способного разделять фотогенерированные носители заряда без приложения внешнего напряжения (фотовольтаический режим функционирования детектора) [2]. Приводятся результаты по оптическим переходам, механизмам переноса заряда при освещении многослойных наногетероструктур.

Литература

1. A. F. Zinovieva, A. I. Nikiforov, V. A. Timofeev, A. V. Nenashev, A. V. Dvurechenskii, L. V. Kulik Phys. Rev. B v.88, 235308 (2013).
2. A.I. Yakimov, A.A. Bloshkin, V.A. Timofeev, A.I. Nikiforov, and A.V. Dvurechenskii. Appl. Phys. Lett., 100, 053507 (2012).

ПОВЕРХНОСТИ Si(hnm): ПОЛИГОН ДЛЯ СОЗДАНИЯ НАНОСТРУКТУР

С.И. Божко, А.М. Ионов, А.Н. Чайка
Институт физики твёрдого тела РАН

Наноструктурные материалы и системы атомного масштаба (квантовые точки, нити и полосы) представляют значительный интерес, как с фундаментальной, так и с практической точки зрения. Интерес к низкоразмерным (1D-, 2D-) объектам с фундаментальной точки зрения связан с наличием уникальных физических свойств, обусловленных пространственным ограничением атомных кластеров по одному или нескольким направлениям, а также обусловлен их возможным практическим использованием, например, для создания элементов нанoeлектроники. Использование естественного рельефа вицинальных ступенчатых поверхностей Si(hhm) представляется привлекательным способом создания периодических упорядоченных систем нанообъектов с контролируемыми размерами и расстоянием между ними. Несмотря на большой интерес к подобным структурам существует ряд технологических проблем по их созданию. Это связано, в частности, со сложностью контролируемого получения нанообъектов с заданной атомной структурой, необходимостью соблюдения условий сверхвысокого вакуума (СВВ), использования комплекса взаимодополняющих методик физики поверхности и т.д.

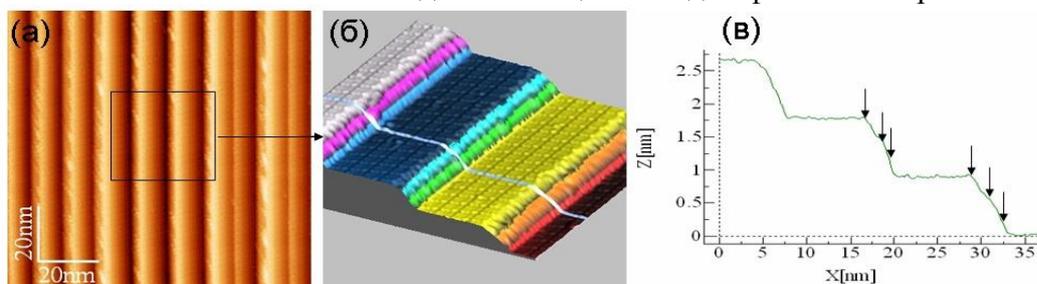


Рис.1. СТМ-изображения поверхности Si(556) (а, б), с террасами шириной 12.3 нм. (в) поперечное сечение перпендикулярно ступеням.

Целью работы являлось отработка методики формирования упорядоченных структур на базе атомно-чистых и декорированных атомами металлов ступенчатых поверхностей кремния Si(557)7x7, Si(556)7x7, и исследование их атомной структуры с помощью сканирующей туннельной микроскопии (СТМ) и дифракции медленных электронов (ДМЭ). Методами ДМЭ и СТМ с атомным разрешением проведены исследования условий формирования, а также особенностей атомной структуры упорядоченных атомных структур на чистых и декорированных атомами металлов ступенчатых поверхностях Si(557), Si(556).

Показано, что использование определенных режимов термообработки позволяет получать на базе чистых поверхностей Si(hhm)-(7x7) регулярные системы ступеней высотой в одно или три межплоскостных расстояния с характерной периодичностью ступеней в нанометровом диапазоне (2.3 нм, 4.7 нм, 11 нм, 12 нм – Si(223), (7710) (557) (556)). Данные СТМ с атомным разрешением свидетельствуют о наличии нескольких ориентаций «тройных» ступеней на ступенчатых поверхностях Si(557) и Si(556). Продемонстрированы возможные механизмы формирования низкоразмерных металлических наноструктур на вицинальных ступенчатых поверхностях Si(hhm).

Литература

1. A.N. Chaika, S.I. Bozhko, A.M. Ionov, STM and LEED studies of atomically ordered terraced Si(557) surfaces. SEMICONDUCTORS, Vol. 41, No. 4, 2007, 431-435.
2. A.N. Chaika, et.al. «Regular stepped structures on clean Si(hhm)-7x7 surfaces», J. Appl. Phys. 105, 034304 (2009).

**НОВЫЕ ПРЕКУРСОРЫ И ПРОЦЕССЫ МО CVD
В ТЕХНОЛОГИИ НАНОМАТЕРИАЛОВ
НАУЧНАЯ ШКОЛА АКАДЕМИКА Ф.А. КУЗНЕЦОВА.**

М.Л. Косинова

Институт неорганической химии им. А.В. Николаева СО РАН, Новосибирск

Процессы осаждения из газовой фазы были очень существенной частью технологий, разработанных и примененных для создания современной твердотельной электроники. Дальнейший прогресс в электронике требует значительного улучшения свойств используемых и введения новых материалов. Необходимость контроля свойств материалов на атомном или близком к атомному уровнях делает применение процессов, основанных на формировании твердых тел из газовой фазы, еще более актуальным.

В последние десятилетия разделы химии материалов, ориентированные на проблемы технологии функциональных материалов получили значительное развитие в части расширения использования процессов осаждения из газовой фазы. Новые результаты касаются методологии получения особочистых веществ, синтеза разнообразных летучих соединений многих элементов периодической системы, понимания особенностей формирования твердых материалов из газовой фазы, содержащей сложные молекулы летучих веществ. Программа работ включает разработку и исследование различных вариантов метода получения пленок и покрытий - химического осаждения из газовой фазы - CVD (термо-, плазмо-, фото-стимулированные процессы). Особое внимание уделяется синтезу и применению в качестве исходных веществ новых нетрадиционных летучих элементарноорганических и комплексных соединений.

В настоящем докладе прогресс в этой области будет продемонстрирован на примере применения процессов МО CVD в технологии устройств нано электроники. Объектами наших исследований были диэлектрики – кандидаты для замены долгое время используемого материала диоксида кремния.

В МОП-транзисторах SiO₂ использовался в двух качествах: как подзатворный диэлектрик и как изолятор межсоединений элементов интегральных схем. В приборах нанометрового диапазона этот заслуженный диэлектрик должен быть заменен на два материала: диэлектрик с высоким значением диэлектрической постоянной в затворе и на диэлектрик с низким значением диэлектрической постоянной для использования в межсоединениях. В наших работах процессы МО CVD с применением нетрадиционных прекурсоров были использованы для синтеза слоев диоксида гафния и твердых растворов диоксида гафния с некоторыми другими оксидами - перспективных high-k диэлектриков, а также слоев аморфного гидрогенизированного карбонитрида кремния SiC_xN_y, имеющих диэлектрическую постоянную ниже таковой для оксида кремния.

Программа исследований в целом включает следующие разделы.

1. Выбор летучих соединений элементов - компонентов материалов электронных устройств.
2. Разработка эффективных методов синтеза и глубокой очистки выбранных соединений.
3. Исследование физико-химических свойств прекурсоров и процессов их преобразования в условиях термической и нетермической активации.
4. Исследование процессов формирования материалов с использованием выбранных прекурсоров.
5. Исследование функциональных характеристик синтезированных материалов
6. Рассмотрение проблем применения разработанных процессов в технологии нанoeлектронных устройств.

Работа выполнена при частичной поддержке грантов РФФИ № 13-03-01198_а и 14-03-91154 ГФЕН_а.

АТОМНЫЕ ПРОЦЕССЫ И ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ КРЕМНИЕВЫХ НАНОСТРУКТУР

А.В.Латышев

*Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН, 630090 г. Новосибирск
Новосибирский государственный университет, 630090 г. Новосибирск*

Представлены результаты исследований структурных процессов, протекающих на поверхности кремния при сублимации, адсорбции, гомо- и гетероэпитаксиальном росте, термическом отжиге и газовых реакциях, полученные с помощью разработанного в ИФП СО РАН диагностического метода — *in situ* сверхвысоковакуумной отражательной электронной микроскопии. Полученные данные об атомных процессах на поверхности кремния позволили не только оптимизировать условия получения функциональных полупроводниковых структур на основе традиционных кремниевых технологий, но создали предпосылки для формирования наноструктур на основе обнаруженных эффектов самоорганизации на поверхности кремния.

Представлен обзор результатов развития нанотехнологий по типу *top-down* посредством использования электронной и ионной литографии для создания полупроводниковых наноструктур. Разработаны методики использования различных электронных резистов и особенностей экспонирования электронным пучком для создания наноструктур и варьирования их геометрических форм и размеров. С помощью метода растровой электронной микроскопии с системой фокусированных ионных пучков были разработаны подходы и оптимизированы параметры (ускоряющее напряжение, ток ионного пучка, время экспозиции), позволяющие проводить локальную модификацию гетероструктур с высокой разрешающей способностью, которая определяется малыми размерами пучка ионов галлия, приближающимися к 10 нм. Сообщается о разработке методики литографии с использованием проводящего зонда атомно-силового микроскопа для проведения литографии с минимальными размерами 50 и менее нанометров

Приводится обзор результатов по исследованию атомного строения поверхности, границ раздела и дефектов структуры в полупроводниковых материалах и развитию методов современной электронной и зондовой микроскопии для анализа и создания твердотельных систем пониженной размерности на базе ЦКП «Наноструктуры».

РЫНОК ПОЛИКРЕМНИЯ В ПЕРИОД ДО 2018 Г.

А.В. Наумов, А.В. Некрасов

ОАО «Научно-производственное предприятие КВАНТ», Москва

В настоящее время общепризнано, что мощность предприятий по производству полупроводникового поликристаллического кремния (ППК) в мире превышает спрос на него, но какова эта мощность, каково будет потребление и когда перепроизводство будет «исчерпано» – единой точки зрения нет. Перепроизводство ППК привело к резкому снижению цен на него (и далее – по всей производственной цепочке – на все компоненты солнечных систем), что благоприятно сказалась на доступности конечных «солнечных» систем для потребителя, но поставило всю отрасль на грань выживания. В последние годы для фотоэлектрической промышленности потребовалось ~120 000 тонн ППК/год, а в полупроводниковой промышленности было использовано ~30 000 тонн/год. В сравнении с общим объемом промышленного производства, превышающим 200 000 тонн/год, это объясняет состояние избыточного предложения на рынке. Для оценки уровня спроса мы воспользовались прогнозом EPIA [1], составленным для двух сценариев – «политически-стимулированного» сценария, и «умеренного» сценария, Что касается второго показателя – предложения, то в настоящее время среди аналитиков нет единого мнения: мощности предприятий по производству ППК превышают спрос на него, но какова их «реальная готовность» – единой точки зрения нет. По состоянию на 2014 г. доминируют крупные производители, которые производят в настоящее время весь потребляемый в мире ППК с низкой себестоимостью менее 15 долл США/кг. Первые 10 производителей -Hemlock, REC, OCI, Wacker, GCL, KCC, LDK, Daqo-New Energy, Tokuyama и SunEdison (бывш.МЕМС)- имеют суммарную мощность производства ~250 тыс тн ППК. Есть также область неопределенности, в которой находятся около 80-90 производителей, в различной степени готовности производства, различной достигнутой эффективности и производительности [2]. Мы рассмотрели 3 возможных сценария, выбранных таким образом, чтобы очертить область наиболее вероятных вариантов развития. Установлено, что, при отсутствии макроэкономического замедления экономики, высока вероятность, что перепроизводство ППК исчезнет из-за растущего потребления и спрос на новые мощности по производству ППК в мире вернется в ближайшие 3-4 года.

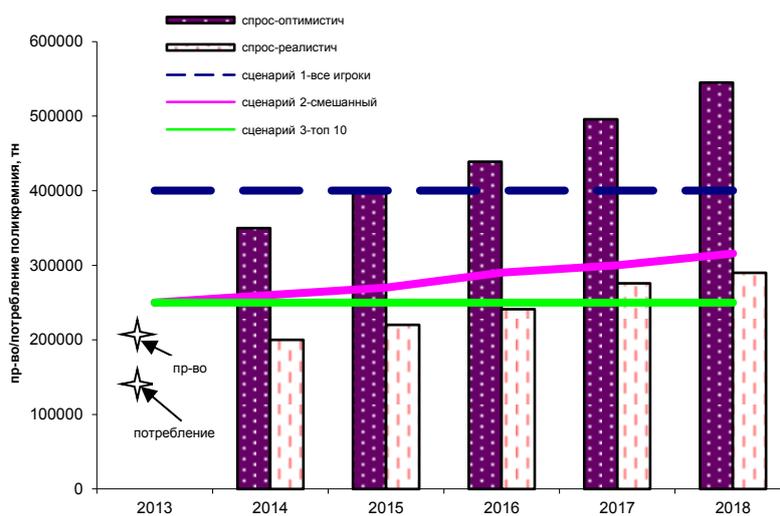


Рис. 1 Общий прогноз мощности по ППК и прогноз спроса с 2014 по 2018 г.г..

Литература

1. “Global Market Outlook for Photovoltaics 2013-2017”
http://www.epia.org/index.php.eID=&file/GMO_2013_-_Final_PDF_01.pdf
2. А.В. Наумов, С.И. Плеханов О перепроизводстве поликристаллического кремния или когда окончится «поликремниевый Апокалипсис»? Цветная металлургия, №6, 2013, с.64-60

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ МЕТОДЫ И ОБОРУДОВАНИЕ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ И ОЧИСТКИ КРЕМНИЯ

С.М.Нехамин

ООО «Научно-производственная фирма КОМТЕРМ», Москва

Для создания производства кремния солнечного качества на основе металлургических методов необходимо решить две задачи. Первая заключается в карботермическом восстановлении кремния из двуокиси с обеспечением минимального загрязнения трудноудаляемыми примесями. Вторая задача может быть сформулирована как организация последовательности металлургических рафинирующих переделов, позволяющих достигнуть требуемой чистоты кремния. При этом сохраняет актуальность минимизация инвестиций при создании пилотной линии, а также масштабируемость технологических процессов и агрегатов.

Проблемы, возникающие при решении первой из выше указанных задач, связаны с тем, что при использовании более чистых исходных материалов из-за их сниженной реакционной способности значительно понижается выход годного в рудовосстановительной печи классической конструкции. На основе выполненных исследований различных схем питания рудовосстановительных печей специалистами фирмы КОМТЕРМ была разработана и в 1997 году пущена в эксплуатацию на ОАО «ЗАЛК» (г. Запорожье) двухэлектродная РВП мощностью 6,4 МВт постоянного тока для выплавки более 4 000 тонн высококачественного кремния в год. Проведенные экспериментальные исследования и успешная промышленная эксплуатация печи постоянного тока на протяжении 9,5 лет подтвердили ее технологическую и экономическую эффективность

Для решения задачи рафинирования кремния, как альтернатива дорогому и экологически опасному сименс-процессу, предлагается использовать высокоэффективные металлургические методы, успешно применяемые в промышленности для получения и рафинирования качественных сталей и сплавов: в дуговой печи постоянного тока (ДППТ), агрегате ковш-печь (АКП), электрошлаковой печи (ЭШП); вакуумной дуговой печи (ВДП).

Использование названных агрегатов в том или ином составе позволяет провести глубокое рафинирование по сере, фосфору, газам, летучим примесям, неметаллическим включениям. Благодаря созданию условий для направленной кристаллизации и созданию специальных условий на границе раздела жидкой ванны с формируемыми в ЭШП и ВДП слитками устраняются усадочные и экзогенные дефекты. Может быть использован механизм разделения элементов с различными коэффициентами распределения.

ООО «НПФ КОМТЕРМ» освоило выпуск и внедрение в промышленность наиболее современных дуговых печей с выпрямителями на IGBT-транзисторах. Фирма КОМТЕРМ обладает необходимыми техническими решениями и имеет опыт промышленной реализации АКП малой емкости. При необходимости, может быть использовано вакуумно-кислородное рафинирование в АКП, совмещенном с вакуумной камерой. Электрошлаковую технологию, современные печи для которой выпускаются фирмой КОМТЕРМ, следует рассматривать как следующую важную технологическую стадию, обладающую ценной особенностью – последовательной кристаллизацией постоянного во времени относительно небольшого объема жидкого металла. Вакуумные дуговые печи, отвечающие самым строгим требованиям российских и зарубежных стандартов, также входят в перечень изготавливаемого и поставляемого фирмой КОМТЕРМ электрометаллургического оборудования. Выполняемые фирмой проектные работы позволяют комплексно реализовать предлагаемую схему производства кремния солнечного качества.

СТРУКТУРА ПОВЕРХНОСТИ ТОНКИХ ПСЕВДОМОРФНЫХ GeSi СЛОЕВ

А.И. Никифоров^{1,2)}, В.А. Тимофеев, С.А. Тийс, О.П. Пчеляков^{1,2)}

¹⁾ *Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН, Новосибирск*

²⁾ *Национальный Исследовательский Томский Государственный Университет, Томск*

Гетеросистема Ge/Si представляет интерес, как с точки зрения удобной модельной системы для исследования влияния упругих деформаций, создаваемых несоответствием параметров решетки Ge и Si , на гетероэпитаксию, так и с точки зрения совместимости со стандартной Si технологией. В работе [1] представлены данные по реконструкции поверхности при осаждении чистого Ge на Si . Состояние поверхности характеризуется образованием реконструкции $(2 \times N)$ на поверхности $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$ в дополнение к реконструкции (2×1) [2]. Вследствие сегрегации Ge , $(2 \times N)$ реконструкция начинает появляться, обеспечивая ослабление деформации сжатия, возникающей из-за несоответствия параметра решетки Si и Ge [3].

С помощью регистрации картины дифракции быстрых электронов исследован тип сверхструктуры $(2 \times N)$ в диапазоне составов от 20 до 100 %. Горизонтальный профиль интенсивности ДБЭ картины позволяет рассчитать фактор n в реконструкции $(2 \times N)$. Число N достигает минимального значения около 8 для чистой пленки Ge , в то время как для пленок GeSi число N возрастает от 8 до 14 с уменьшением содержания Ge .

Реконструкция поверхности, а с ней и сверхструктура, зависит от температуры роста пленок $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$. На рис. 1 показана диаграмма, описывающая изменение периодичности от температуры. Точки на графике, для одного и того же состава, определяют значение периодичности N , которое фиксируется по ДБЭ картине при появлении реконструкции $(2 \times N)$, причем, число N может иметь все целые значения от 14 до 8. Однако, как показал эксперимент, первоначальное значение N понижается с ростом температуры. К примеру, при температуре 400°C периодичность $N=14$ для слоя $\text{Ge}_{0.2}\text{Si}_{0.8}$ толщиной 10 нм. Увеличение температуры до 500°C приводит к уменьшению N до 10 при толщине слоя твердого раствора 5 нм. В диапазоне температур $400\text{--}700^\circ\text{C}$ периодичность изменяет значения от 14 до 8 для пленки $\text{Ge}_{0.2}\text{Si}_{0.8}$. Повышение температуры приводит к быстрому изменению концентрации Ge и число N , которое при этом фиксируется по картине ДБЭ и измеряется, уменьшается вплоть до периодичности $N=8$, которая характерна для чистого Ge . Уменьшение периодичности и толщины пленки $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$ подтверждает эффект сегрегации Ge .

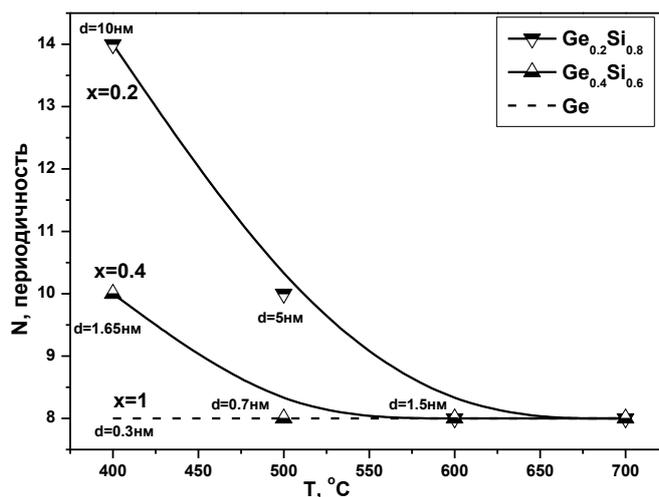


Рис. 1. Диаграмма изменения числа N в сверхструктуре в течение роста $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$ на Si для различного содержания Ge в слое твердого раствора в зависимости от температуры.

Литература

1. Feng Liu, Fang Wu and M. G. Lagally, Chem. Rev. Effect of strain on structure and morphology of ultrathin Ge films on Si (001). Chem. Rev. 1997. V. 97. P. 1045-1061.
2. D.B. Migas, et al. Evolution of the GeSi (001) wetting layer during Si overgrowth and crossover between thermodynamic and kinetic behavior. Phys. Rev. B.2004. V. 69. P. 235318.
3. L.W. Guo, et al. Critical Ge concentration for $2 \times n$ reconstruction appearing on GeSi covered Si (100). Surf. Sci., 1998. V. 406, P. 592-596.

МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ НАНОМУЛЬТИСЛОИ НА КРЕМНИИ: РОСТ, СВОЙСТВА И ПРИМЕНЕНИЕ

Н.И. Плюснин

Институт автоматики и процессов управления, Владивосток

Особенность кремния, как полупроводникового материала состоит в том, что, вместе с растущим на нем окислом кремния, он очень технологичен. Тем не менее, кремний мало приемлем для выращивания на нем различных эпитаксиальных гетероструктур высокого приборного качества, из-за отсутствия материалов, изоструктурных кремнию. Вследствие этого, приборная база и технология кремниевой микро- и наноэлектроники специфически отличается от таковых для полупроводников типа $A^{III}B^V$ и $A^{II}B^{VI}$: традиционно, кремниевые приборные структуры строятся в объеме кремния - в виде легированных областей и на поверхности - в виде тонкопленочных слоев. Другой недостаток кремния – это то, что он не является прямозонным полупроводником. Отсюда и поиск различных решений, позволяющих обойти эти недостатки (например, использование напряженных слоев) или найти другие "ниши", где кремний проявляет себя, как более выгодный материал. Одна из таких "ниш" - это спинтроника, где кремний не имеет конкурентов по длине когерентности спина. Естественно, что, в рамках этого направления, сочетают с кремнием, согласно традициям, тонкопленочные структуры со спин-инжекцией из ферромагнитного металла в кремний.

Наиболее перспективные среди этих структур - структуры из металлических ферромагнитных и немагнитных слоев. Однако, металлы образуют с кремнием неидеальную границу раздела из-за взаимодиффузии и образования силицидов и из-за разрушения приповерхностного слоя подложки кремния. Это ставит задачу выращивания тонких слоев металлов на кремнии, без взаимодиффузии и образования силицидов и без нарушения приповерхностной области кремния. Гипотетически, такую границу раздела, в принципе, можно представить, если пленка металла – аморфная или имеет неравновесную - напряженную границу раздела. И то и другое подразумевает замораживание пленки металла в процессе роста. Значит одно из необходимых условий роста – низкая, или, хотя бы, комнатная, температура подложки. Но даже и при низкой температуре поверхность пленки нагревается из-за взаимодействия с молекулярным пучком и излучением, идущим из источника молекулярного пучка. Кроме того, в процессе 2D-3D фазового перехода в пленке, в ней выделяется накопленная в замороженном состоянии энергия. Поэтому, задача технолога - минимизировать эти воздействия. Понижение температуры испаряемого материала в источнике - это один из путей уменьшения данного воздействия. Но понижение температуры пучка снижает давление паров в источнике. И тогда важно, чтобы это давление паров не сильно отличалось от давления на подложке. Это подразумевает минимальное расстояние от источника до подложки и такие же или большие размеры и форму источника. Так, для прямоугольной пластины кремния мы использовали прямоугольный ленточный источник, имеющий большие размеры, чем подложка и, находящийся от подложки на расстоянии, меньшем или сопоставимом с размерами пластины. Кроме того, мы использовали наращивание слоев путем многократного осаждения, что позволило уменьшить напряжения в пленке и энергию 2D-3D перехода.

Данная технология позволила нам вырастить монослои и нанослои металлов (Cr, Fe, Co, Cu) на подложках Si (001) и (111) и многослойные структуры на их основе. Кроме того, нами получены данные об оптических, магнитных и электрических свойствах некоторых из этих структур. Квантово- и субквантоворазмерная толщина этих слоев и структур на их основе подразумевает проявление квантовых явлений в полученных слоях, которые могут быть использованы для наноприборов кремниевой электроники. В докладе дан обзор областей возможного применения данного типа структур в кремниевой наноэлектронике, наноспинтронике, нанофотонике и наноплазмонике, а также обзор полученных нами результатов.

МОЛЕКУЛЯРНАЯ ЭПИТАКСИЯ ГЕТЕРОСТРУКТУР GaAs НА Si ДЛЯ ФОТОВОЛЬТАИКИ

О.П. Пчеляков^{1,2)}, В.В. Преображенский, М.А. Путьято, Ю.Б. Болховитянов, А.С. Дерябин, Л.В. Соколов, А.И. Никифоров^{1,2)}, А.К. Гутаковский, Е.М. Труханов, Н.А. Паханов, А.П. Василенко, И.Д. Лошкарёв, Д.И. Феклин

1) *Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН, Новосибирск*
2) *Национальный Исследовательский Томский Государственный Университет, Томск*

Современные высокоэффективные солнечные элементы (СЭ) представляют собой сложные многослойные гетеросистемы с КПД до 44% при интенсивностях солнечного излучения в несколько сотен солнц. Они состоят из трех основных p-n переходов выполненных из Ge, InGaAs, InGaP соединенных последовательно туннельными диодами. Поскольку эти материалы совместимы по постоянной кристаллической решетки, гетероструктуры для СЭ на их основе выращиваются в едином ростовом процессе на германиевом P-N переходе-подложке или на арсениде галлия [1-3]. Всё большее применение в этом процессе находят нанотехнологии. Самый современный мировой рекорд по эффективности солнечных батарей достигнут находящейся в «Кремниевой долине» фирмой Solar Junction при использовании молекулярной эпитаксии [4]. В ИФП СО РАН ведутся работы по созданию высокопроизводительной и недорогой аппаратуры для сверхвысоковакуумной технологии молекулярно-лучевой эпитаксии гетероструктур для солнечных элементов с применением космических технологий [5].

В перспективе крайне желательно заменить дорогие и тяжелые подложки Ge и GaAs на дешевые и легкие кремниевые пластины. Создание высокоэффективных приборов микро-, нано- и фотоэлектроники на основе полупроводниковых наногетероструктур состоящих из соединений III-V, выращенных на дешевых и прочных Si подложках, является одной из приоритетных задач современного полупроводникового материаловедения. Решение этой проблемы крайне важно и для развития высокоэффективной фотовольтаики.

Результаты наших исследований показали, что методом молекулярно-лучевой эпитаксии можно выращивать плёнки GaAs на подложках Si с плотностью прорастающих дислокаций менее 10^6 см^{-2} , что соответствует лучшим мировым достижениям. Проведено сравнение характеристик GaAs солнечных элементов сформированных на подложках GaAs и Si. Намечены пути оптимизации технологии для дальнейшего улучшения свойств структур GaAs/Si.

Литература

1. Андреев В.М. Концентраторная солнечная фотоэнергетика, Альтернативная энергетика и экология, т.5-6 стр. 40-44 (2012)
2. Zh.I. Alferov, V.M. Andreev, and V.D. Romyantsev. III-V Heterostructures in Photovoltaics in Springer Series in Antonio L. Luque Viacheslav M. Andreev Concentrator Photovoltaic optical sciences Editor-in-Chief: W. T. Rhodes, Atlanta, Springer-Verlag Berlin Heidelberg (2007)
3. Алферов Ж.И., Андреев В.М., Румянцев В.Д. Тенденции и перспективы развития солнечной фотоэнергетики, ФТП, т.38, 8 страницы: 937-948 (2004)
4. Bill Scanlon, NREL Award-Winning PV Cell Pushes Efficiency Higher Jan 02, 2013 <<http://www.renewableenergyworld.com/rea/news/article/2013/01/award-winning-pv-cell-pushes-efficiency-higher?page=all>> <<http://www.dailyenergyreport.com/award-winning-pv-cell-technology-pushes-efficiency-higher/>>
5. <http://lib.isp.nsc.ru/16/>

ВЛИЯНИЕ ОБЛУЧЕНИЯ ЭЛЕКТРОНАМИ НА P-N ПЕРЕХОДЫ В СВЕРХРЕШЕТКАХ SI-GE

А.И. Сягло¹⁾, Н.А. Поклонский¹⁾, С.Б. Ластовский²⁾, Н. Presting³⁾, Н.А. Соболев^{4,5)}

¹⁾*Белорусский государственный университет, 220030 Минск, Беларусь*

²⁾*Научно-практический центр Национальной академии наук Беларуси по материаловедению, 220072 Минск, Беларусь*

³⁾*Daimler Research & Development Ulm, 89081 Ulm, Germany*

⁴⁾*Departamento de Física and I3N, Universidade de Aveiro, 3810-193 Aveiro, Portugal*

⁵⁾*Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», 119049 Москва, Россия*

Изучалось влияние облучения электронами с энергией 3-4 МэВ на электрические свойства p-n переходов, сформированных в сверхрешетках (СР) Si₆Ge₄ (нижний индекс указывает число моноатомных слоев Si и Ge в периоде СР). Вольт-амперные и вольт-фарадные характеристики (ВАХ и ВФХ), а также спектры полной проводимости измерялись в температурном интервале T = 4.2–300 К.

При 300 К прямая ветвь ВАХ с увеличением потока электронов Φ монотонно смещается в сторону более низких напряжений. Напротив, при 77 К она смещается в сторону более высоких напряжений. После облучения потоком $\Phi \geq 1.5 \times 10^{17} \text{ cm}^{-2}$ наблюдалась отрицательная проводимость с ВАХ S-типа.

Профили концентрации носителей заряда и компенсирующей примеси рассчитывались на основе данных измерений ВФХ. Концентрация носителей заряда монотонно падает с ростом потока электронов во всех слоях образца. Ее относительное изменение одинаково в СР и буферном слое. Барьерная емкость и проводимость структур монотонно уменьшаются с увеличением потока электронов при температурах от 4.2 до 300 К вследствие удаления носителей как в СР, так и в буфере.

Измерения полной проводимости на частоте f = 1 МГц показали резкое падение емкости в необлученном образце при температурах ниже 30 К, сопровождаемое пиком на температурной зависимости активной проводимости. В результате облучения пик сдвигается в сторону высоких температур. Их этих измерений мы получили энергию активации уровня, определяющего указанное поведение, равную 44 мэВ. Наиболее вероятно, что уровень принадлежит сурьме, которая использовалась в качестве серфактанта при выращивании образцов.

КРЕМНИЙ - ПЕРСПЕКТИВНЫЙ МАТЕРИАЛ III -НИТРИДНОЙ ЭЛЕКТРОНИКИ

Д.М. Сорокин¹⁾, А.Е. Калмыков¹⁾, А.В. Мясоедов¹⁾, В.Н. Бессолов¹⁾, С.А. Кукушкин²⁾

¹⁾ Федеральное государственное бюджетное учреждение науки

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук, Санкт-Петербург

²⁾ Институт проблем машиноведения Российской академии наук, Санкт-Петербург

Развитие III-N электроники по техническим и коммерческим соображениям в настоящее время в значительной степени определяется возможностью выращивания качественных эпитаксиальных слоев III-N соединений на достаточно дешевых подложках большого диаметра. Наиболее перспективным материалом для подложек является кремний, технология выращивания которого хорошо развита к настоящему времени. Кремниевые подложки обладают относительно высокой тепло и электропроводностью, их диаметр может быть до 300 мм, они достаточно дешевы. Привлекательна также возможность интеграции нитрид-галлиевой в кремниевую технологию.

Достигнуты определенные результаты в выращивании нитрида галлия на Si(111) с использованием различных буферных слоев. Однако, хотя естественной гранью для формирования слоя GaN является Si(111), для интеграции с кремниевой технологией предпочтительно использовать грань Si(001). Другая трудность связана с существованием значительных внутренних электростатических полей в гексагональном GaN, обусловленных пьезоэлектрической и спонтанной поляризацией, которые существенно снижают эффективность светоизлучающих приборов [1]. Один из путей преодоления этой трудности, как теоретически показано в [2], - выращивание слоя GaN полуполярной ориентации. Для получения полуполярной ориентации достаточно растить слой GaN методом гомоэпитаксии на плоскости с такими индексами Миллера, что хотя бы один из первых двух и последний были отличны от нуля.

В данной работе представлены результаты исследования методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) структуры слоев GaN толщиной до 15 мкм, выращенных методом хлоридной газофазной эпитаксии (ХГЭ) на подложках Si(001) диаметром 1.5'' с различной разориентацией в направлении [110]. При этом использовались промежуточные слои: 3C-SiC синтезированный методом твердофазной эпитаксии [3] и AlN, сформированный с помощью ХГЭ. Показано, что получен монокристаллический слой нитрида галлия полуполярной ориентации (рис. 1) с гладкой поверхностью. Проведен анализ его структурного состояния.

Литература

1. Bernardini, F., Fiorentini, V. & Vanderbilt, D. Spontaneous polarization and piezoelectric constants of III-V nitrides. Phys. Rev. B 56, 1997, R10024 –7
2. A. E. Romanov _ T. J. Baker, S. Nakamura, J. S. Speckb. Strain-induced polarization in wurtzite III-nitride semipolar layers// JOURNAL OF APPLIED PHYSICS 100, 2006, p. 023522(1-10)
3. Kukushkin S.A., Osipov A.V. A new method for the synthesis of epitaxial layers of silicon carbide on silicon owing to formation of dilatation dipoles // J. Appl. Phys. 2013. V. 113. № 2. P. 024909-1-7

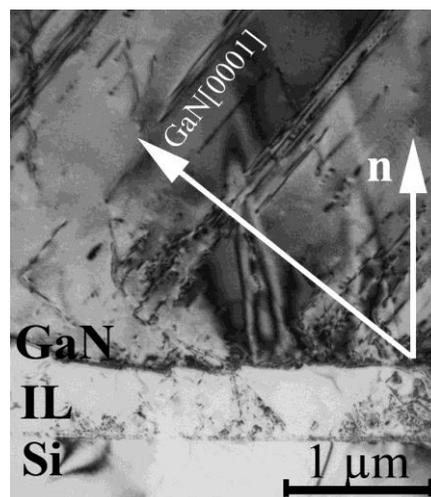


Рис. 1. ПЭМ изображение гетероструктуры GaN/IL/Si(001), где IL – промежуточные слои.

НИЗКОТЕМПЕРАТУРНАЯ ПРОВОДИМОСТЬ И МАГНИТОСОПРОТИВЛЕНИЕ ЛЕГИРОВАННОГО СУРЬМОЙ КРЕМНИЯ

А.К. Федотов¹⁾, И.А. Свито¹⁾, А.Г. Трафименко²⁾, А.Л. Данилюк²⁾, С.Л. Прищеп²⁾

¹⁾Белорусский государственный университет, Минск, Беларусь

²⁾Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники, Минск, Беларусь

В настоящее время не затихает интерес к исследованию проводимости полупроводниковых материалов, в том числе традиционных легированных полупроводников, в области низких температур и особенностей переходов металл-диэлектрик. Связано это как с фундаментальными проблемами, так и с прикладными аспектами. В частности, еще до конца не ясны особенности механизмов прыжковой проводимости в легированных полупроводниках, их температурные характеристики, механизмы проявления положительного и отрицательного магнитосопротивления (МС), закономерности локализации и особенности энергетической структуры примесных зон. В связи с этим актуальным являются исследования проводимости легированных полупроводников в широком температурном интервале и влияния на нее магнитного поля.

Целью данной работы является исследование магнитосопротивления (МС) кремния, легированного сурьмой в области температур 2-25 К. Для исследования МС использовались промышленные образцы кремния КЭС-0.01. Были проведены измерения вольтамперных характеристик (ВАХ) в магнитном поле до 8 Т, по результатам которых рассчитывалось удельное магнитосопротивление ρ образцов кремния. Были также проведены холловские измерения, по результатам которых определена постоянная Холла и концентрация примеси, величина которой составила $3 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$. Установлено, что МС в магнитном поле $0 < H < 1.5 \text{ Т}$ является отрицательным в области 2-2.7 К, а при $T > 3 \text{ К}$ – положительным. В полях $H > 1.5 \text{ Т}$ МС является положительным и подчиняется закономерности $\rho(H) \sim H^2$. Проведенный анализ полученных результатов показал, что проводимость кремния в области температур 5-25 К является прыжковой с переменной длиной прыжка (закон Мотта). Получены оценки плотности состояний, температуры Мотта и радиуса локализации, которые выявили зависимость радиуса локализации от температуры. В рамках модели прыжковой проводимости Демишева-Пронина [1], учитывающей наличие спин-поляризованного механизма и механизма сжатия волновой функции, установлено наличие двух температурных областей, характеризующихся различным вкладом этих механизмов. Установлено, что в области 5-11 К превалирует спин-поляризованный перенос, а в области 11-20 К необходимо учитывать вклад спин-поляризованного переноса и механизма сжатия волновой функции.

Проведенный анализ полученных результатов в области 2-5 К показал, что при $T=4.5 \text{ К}$ наблюдается температурный кроссовер от режима Мотта к режиму прыжковой проводимости через ближайших соседей (NNH), а при $T < 2.5 \text{ К}$ – переход к режиму Шкловского-Эфроса. Предложена модель температурного кроссовера от режима Мотта к режиму прыжковой проводимости через ближайших соседей, основанная на упрощенном решении задачи протекания с использованием интерполяционного выражения для плотности состояний, справедливого как для режима Мотта, так и для режима NNH. Получены уравнения для критического значения показателя экспоненты ξ в температурной зависимости прыжкового сопротивления $\ln R(T) = A\xi(T)$. Проведенные оценки показали удовлетворительное согласование с экспериментальными данными при использовании минимального числа эффективных параметров.

Литература

1. С.В. Демишев, А.А. Пронин. Магнитосопротивление углеродных наноматериалов. //Физика твердого тела, 48, вып.7, 2006 стр. 1285-1294.

СВЕТОДИОДНЫЕ 1,5 МКМ ЭЛЕКТРОЛЮМИНЕСЦЕНТНЫЕ ИЗЛУЧАТЕЛИ НА ОСНОВЕ СТРУКТУР P+-SI/НК β -FeSi₂/N-SI

Т.С. Шамирзаев¹⁾, Н.Г. Галкин²⁾, Е.А. Чусовитин²⁾, Д.Л. Горошко¹⁾, А.В. Шевлягин²⁾, А.А. Саранин²⁾, А.В. Латышев¹⁾

¹⁾ Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН, Новосибирск

²⁾ Институт автоматики и процессов управления ДВО РАН, Владивосток

Исследовалась эффективность электролюминесценции (ЭЛ) кремниевых светодиодных структур с несколькими слоями нанокристаллов (НК) β -FeSi₂ в области р-п перехода. Структуры выращивались на подложках, вырезанных из кремниевых пластин *n*-типа проводимости с ориентацией (001) и (111), в сверхвысоковакуумной камере. Для получения атомарно-чистой поверхности подложка отжигалась в течение 1 с при температуре 1250 °С в атмосфере камеры. Слои с НК формировались двумя методами:

твёрдофазной эпитаксии (ТЭ) - посредством осаждения слоя железа,

номинальной толщиной 0.1-0.4 нм, при комнатной температуре,

с последующим отжигом в течение 20 минут при температуре 630 °С;

комбинацией реактивной и твёрдофазной эпитаксии (РЭ+ТЭ) - посредством осаждения слоя железа,

номинальной толщиной 0.1-0.4 нм, при температуре 375 °С.

После остывания до комнатной температуры на слой железа осаждался кремний, затем структура отжигалась в течение 2 минут при температуре 475 °С. Сформированные обоими методами НК β -FeSi₂ заравнивались кремнием *p*-типа при температуре 700 °С. Методом дифракции медленных электронов показано, что кремний поверх НК рос эпитаксиально. Спектры ЭЛ структур, изготовленных различными методами, приведены на Рис. 1. Видно, что формирование НК комбинированным методом приводит к образованию дислокаций, линии которых доминируют в спектре при низкой температуре. Повышение температуры приводит к гашению ЭЛ, свидетельствуя о большой концентрации центров безызлучательной рекомбинации. В тоже время, структуры, в которых НК формировались методом твёрдофазной эпитаксии демонстрируют эффективную ЭЛ в диапазоне дин волн 1.4 – 1.6 мкм в вплоть до комнатной температуры. Наибольшая эффективность ЭЛ наблюдается для структур с 4 слоями НК, при номинальной толщине железа 0.1 нм на слой, выращенных на подложках ориентации (111). Работа выполнена в рамках совместного проекта СО РАН и ДВО РАН при частичной финансовой поддержке Министерства образования и науки (грант Президента РФ № МК-6343.2013.8).

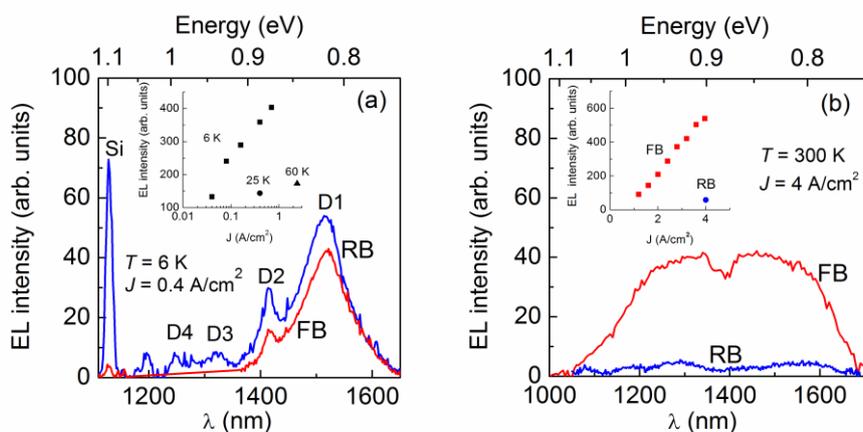


Рис. 1. (а) Спектры ЭЛ структуры, полученной комбинированным методом, измеренные в прямом (FB) и обратном (RB) смещении при $T = 6$ К и плотности тока $J = 0.4$ А/см². На вставке приведены интегральные интенсивность ЭЛ, измеренные при различных плотностях тока и температурах (шкала J логарифмическая, чтобы подчеркнуть логарифмический характер зависимости). (б) Спектры ЭЛ структуры, полученной методом ТЭ, измеренные в прямом (FB) и обратном (RB) смещении при $T = 300$ К плотности тока $J = 4$ А/см². На вставке приведены интегральные интенсивность ЭЛ, измеренные в прямом смещении при различных плотностях тока и $T = 300$ К (шкала J линейная, чтобы подчеркнуть линейный характер зависимости).

FeSi₂ заравнивались кремнием *p*-типа при температуре 700 °С. Методом дифракции медленных электронов показано, что кремний поверх НК рос эпитаксиально. Спектры ЭЛ структур, изготовленных различными методами, приведены на Рис. 1. Видно, что формирование НК комбинированным методом приводит к образованию дислокаций, линии которых доминируют в спектре при низкой температуре. Повышение температуры приводит к гашению ЭЛ, свидетельствуя о большой концентрации центров безызлучательной рекомбинации. В тоже время, структуры, в которых НК формировались методом твёрдофазной эпитаксии демонстрируют эффективную ЭЛ в диапазоне дин волн 1.4 – 1.6 мкм в вплоть до комнатной температуры. Наибольшая эффективность ЭЛ наблюдается для структур с 4 слоями НК, при номинальной толщине железа 0.1 нм на слой, выращенных на подложках ориентации (111). Работа выполнена в рамках совместного проекта СО РАН и ДВО РАН при частичной финансовой поддержке Министерства образования и науки (грант Президента РФ № МК-6343.2013.8).

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ И ЭЛЕКТРОННЫЕ СВОЙСТВА ГЕТЕРОКОМПОЗИЦИЙ 3С–SiC/SiGeC/Si(100)

Штейнман Э.А.¹⁾, Орлов Л.К.²⁾

1. Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка

2. Институт физики микроструктур РАН, г. Нижний Новгород

Доминирующее положение кремния в электронике стимулирует поиск новых возможностей для расширения свойств соответствующих структур. Одним из возможных путей является совмещение в едином технологическом цикле элементов на основе Si и SiC. Уникальные свойства карбидной формы кремния, такие как высокая подвижность электронов, большая величина электрического поля пробоя, хорошие термохимические характеристики обеспечивают благоприятную перспективу использования этих материалов для изготовления полупроводниковых приборов различного назначения, предназначенных для использования в экстремальных условиях [1]. В связи с этим выращивание качественных эпитаксиальных слоев SiC на кремниевой подложке является сегодня достаточно актуальной задачей современной микроэлектроники.

Основной проблемой на пути решения данной задачи является значительное несоответствие параметров кристаллической структуры SiC и Si. Одним из вариантов решения этой проблемы является использование промежуточных твердых растворов Si-Ge-C и Si-C. Система Si-Ge-C в зависимости от состава сплава позволяет получить как большую, так и меньшую, чем у Si, константу постоянной решетки, что обеспечивает, наряду с уменьшением ширины запрещенной зоны материала, существенное снижение упругих напряжений в слоях рассматриваемой гетеросистемы. Если повышение содержания германия в гетерокомпозиции SiGeC/Si приводит к росту упругих напряжений, обусловленных двухосным сжатием слоя сплава в плоскости роста, то добавление 1 ат.% C позволяет компенсировать деформации, обусловленные введением в твердый раствор 8 ат.% Ge.

В настоящей работе приводятся результаты исследования гетероструктур 3С–SiC/SiGeC/Si(100) методом фотолюминесценции в широком диапазоне температур. Наблюдаемая структура линий в ближней инфракрасной области выявила не только практически полное отсутствие в окрестности гетероперехода сетки дислокаций несоответствия [2], но и показала существенные различия в характере температурного поведения различных линий в наблюдаемых спектрах краевой фотолюминесценции сплава, указывая на формирование в базовой SiGeC области локальных центров, связанных с точечными дефектами.

Литература

1. A.R. Powell, K. Eberl I, B.A. Ek and S.S. Iyer, Journal of Crystal Growth 127 (1993) 425-429 North-Holland
2. Л.К.Орлов, Штейнман Э.А., Ивина Н.Л., В.И.Вдовин, Физика твердого тела, 2011, том 53, вып. 9 стр.1706.

ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ ПРОТЯЖЕННЫХ ДЕФЕКТОВ В ПЛАСТИЧЕСКИ ДЕФОРМИРОВАННОМ КРЕМНИИ МЕТОДАМИ EBIC И LBIC

В.И. Орлов^{1,2)}, О.В. Феклисова¹⁾, Е.Б. Якимов¹⁾

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

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

Методы индуцированного электронным (EBIC) и оптическим (LBIC) пучком тока широко используются для изучения рекомбинационной активности протяженных дефектов в кремнии. Несмотря на то, что физическая природа формирования сигнала в этих методах подобна, изображения протяженных дефектов, полученные этими методами, различаются. Настоящая работа посвящена совместному использованию методов EBIC и LBIC для исследования рекомбинационной активности индивидуальных дислокаций и квазидвумерных дефектов – плоскостей скольжения (плоскость, обметенная дислокацией в процессе своего движения по кристаллу) для выяснения преимуществ и недостатков этих методов при исследовании протяженных дефектов.

В работе использовались образцы, вырезанные из бездислокационного монокристаллического слитка кремния, выращенного методом Чохральского. Дислокации вводились от локальных концентраторов напряжений («уколы» алмазным индентором) на грани (100) вдоль линии, параллельной направлению [110]. Далее образцы деформировались четырехточечным изгибом при температуре 600⁰ С.

Примеры изображений деформированного участка кристалла, полученные методами EBIC и LBIC, показаны на Рис.1(а) и (б), соответственно. На EBIC изображении наблюдаются лишь следы за дислокациями, тогда как на LBIC изображении помимо следов за дислокациями в виде темных линий (стрелки 1) также выявляются места выхода дислокаций на поверхность (стрелки 2). Такое кардинальное отличие связано с тем, что метод LBIC имеет большую чувствительность при достаточно больших значениях

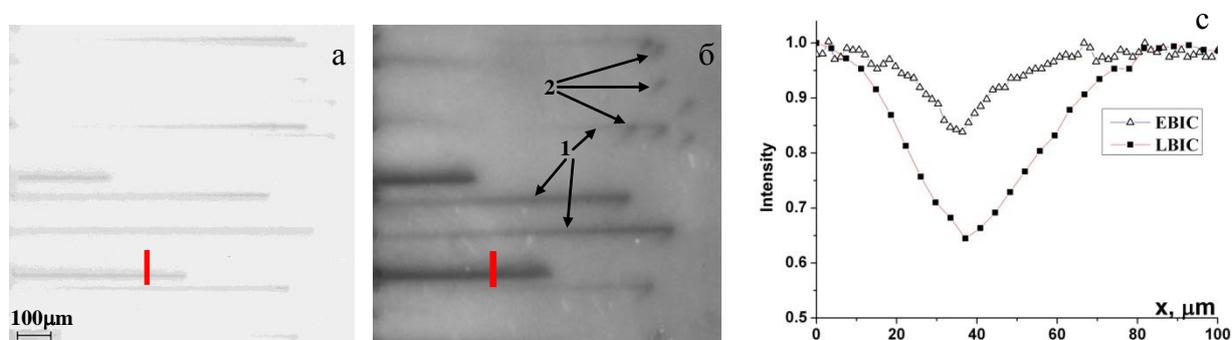


Рис.1 Изображение, полученное методом (а) - EBIC и (б) – LBIC (длина волны лазера 980нм); (с) – профиль распределения тока вдоль линии, показанной на рисунках (а) и (б) красным цветом.

диффузионной длины вследствие большей глубины проникновения света. Глубина проникновения оптического излучения на длине волны света 980 нм равна 150 мкм, что позволяет восстанавливать пространственное распределение рекомбинационно активных центров, тогда как для метода EBIC глубина проникновения при используемых энергиях пучка составляет ~ 3 ÷ 4 мкм. На Рис.1(с) приведена зависимость величины нормированного сигнала вдоль красной линии, показанной на Рис.1(а) и (б). Видно, что величина контраста от дефектов, полученного методом LBIC гораздо выше, чем полученного методом EBIC, что согласуется с расчетами.

ОБ ЭФФЕКТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЯХ ПЕРЕДЕЛА ТЕХНИЧЕСКОГО КРЕМНИЯ

К.С. Ёлкин¹⁾, С.П. Яковлев²⁾, Д.К. Ёлкин³⁾, А.А. Моляк³⁾

¹⁾ООО «РУСАЛ Инженерно-технологический центр», г. Красноярск,

²⁾ООО «Карборундум Технолоджис», г. Санкт-Петербург,

³⁾ЗАО «Кремний», г. Шелехов

Потребительские свойства технического кремния зависят от требований, которые ставит конечный потребитель. Критичным для потребителей является химический состав кремния. Иметь универсальную товарную продукцию, даже высокого качества, не всегда оправдано экономически. Не все примеси в кремнии являются одинаково вредными и их содержание должно быть ограничено. Особенно, это относится к неудаляемым, или трудноудаляемым, при рафинировании примесям. Производители, в большинстве своём, стремятся получить универсальный кремний высокого качества, и подбирают для этих целей более чистое сырьё, с минимальным содержанием железа. В тоже время чистые по содержанию золы восстановители могут вносить не только нежелательные, но и вредные примеси, такие как бор или фосфор, удаление которых связано с большими технологическими трудностями.

За последние несколько лет, в связи со снижением потребления алюминия, и соответственно, кремния металлургического качества, увеличилось потребление кремния химической промышленностью с 40% до 55% от мирового производства кремния, в том числе и для получения кремния, пригодного для изготовления солнечных элементов.

В настоящее время преимущественно поликристаллический кремний для солнечной энергетики производят по технологии «Сименс» путем переработки технического кремния в трихлорсилан с последующим водородным восстановлением из него кремния. Процесс характеризуется инфраструктурной сложностью передела и экологической опасностью. Поэтому в мире ведутся исследования по разработке менее затратных и безопасных процессов получения кремния «солнечной чистоты».

Возможное направление получения высокочистого кремния метод - карботермического восстановления из чистого природного кварца и восстановителя с последующим его рафинированием в ковше газовыми смесями и дальнейшая очистка двойной перекристаллизацией с различными скоростями. В этом случае содержание примесей в среднем не превышает 0,024% (240 ppm), что не соответствует требованиям, предъявляемым к кремнию, применяемому в солнечной энергетике (0,1-10 ppm).

Другим направлением получения чистого кремния используется метод кислотного рафинирования (очистки) кремния от примесей, что, при последующем переплаве образующихся зёрен кремния, даёт возможность получить кремний, сопоставимый по качеству с известными технологиями получения солнечного качества.

Норвежская компания Elkem совместно с фирмой Pillar применяя метод кислотного рафинирования, с дальнейшим переплавом полученных продуктов и повторной очисткой с последующей кристаллизацией полученного материала получают кремний высокой степени очистки, пригодный для получения солнечных элементов.

Возможно получение кремния солнечного качества при переработке кремния определённого состава обработкой кислотным раствором (5% HNO₃; 0,5% HCl), с последующей двойной очисткой крупной фракции порошка (99,64% Si) субфторидным процессом.

Для развития альтернативных путей получения кремния «солнечного качества» должны быть сформулированы требования к исходному техническому кремнию.

ОБРАБОТКА РЕЗУЛЬТАТОВ ИСПЫТАНИЙ ПО ОКОМКОВАНИЮ ШИХТЫ МЕТОДОМ ПЛАНИРОВАНИЯ ЭКСПЕРИМЕНТА

Н.В. Немчинова¹⁾, М.С. Леонова¹⁾

¹⁾Иркутский государственный технический университет, Иркутск

Технический кремний получают в руднотермических печах (РТП) при плавке шихты, состоящей из кремнеземсодержащего сырья и углеродистого восстановителя. Сырьем, наиболее пригодным для выплавки технического кремния в РТП, является кварцит – разновидность горной породы, состоящей из плотно упакованных кварцевых зерен (кварцевого песка), сцементированных глинистым или кремневым цементом [1]. Для расширения сырьевой базы возможно использование пыли газоочистки, которая является мелкодисперсным материалом. Однако загрузка в РТП данного материала невозможно, его предварительно необходимо окомковывать. Для этого нами был использован способ окомкования на основе жидкого стекла, используемого в качестве связующего [2].

Для определения влияния различных параметров подготовки шихты на механические свойства окомкованных композиций (в частности, на сопротивление сбрасыванию $R_{сбр}$) в наших исследованиях мы использовали метод математического планирования эксперимента.

Известно, что коэффициент сбрасывания $R_{сбр}$ зависит от следующих факторов: продолжительности процесса спекания, содержания связующего, крупности частиц кремния, соотношения жидкой и твердой фаз, температуры протекания реакции. Выполнить полный факторный эксперимент с учетом всех перечисленных факторов достаточно сложно и проведение практических экспериментов со всеми факторами - нецелесообразно трудоемкий процесс. Согласно практическим данным было принято решение зафиксировать на нулевом уровне соотношение Ж:Т=4:1.

При анализе полученных результатов окомкования шихтовых материалов в ходе эксперимента варьируемыми параметрами выбраны: продолжительность процесса спекания (X_1), содержание связующего (X_2) и крупность частиц пыли кремниевого производства (X_3). $R_{сбр}$ был принят за выходной параметр y .

С учетом величины коэффициентов и числа их значимых коэффициентов математическая модель процесса методики окомкования принимает следующий вид:

$$y = 43,43 - 5x_1 - 4,3x_2 + 12,1x_3 - 2,82x_1x_2 - 3,97x_1x_3 - 1,82x_2x_3 + 0,8x_1x_2x_3.$$

После проведения полного трехфакторного эксперимента и исходя из полученных данных коэффициентов регрессии и уравнения математической модели, можно сделать следующие выводы: прочность испытуемых образцов зависит от продолжительности процесса спекания, содержания связующего и крупности частиц пыли кремниевого производства.

Для визуализации и анализа результатов эксперимента полученные расчетные и экспериментальные данные были обработаны в виде поверхностей отклика с помощью компьютерной программы «Statistica 6.0». (см. рисунок 1).

Литература

1. Немчинова Н.В., Яковлева А.А., Леонова М.С. Распределение примесей при руднотермической выплавке кремния // Вестник ИрГТУ, 2013. - №12 (83). – С. 230-236.
2. Немчинова Н.В., Клец В.Э., Черняховский Л.В. Силикаты натрия как связующее для образования брикетов при выплавке кремния //Изв. вузов. Цветная металлургия. – М., 1999. - №2. – С. 14-18.

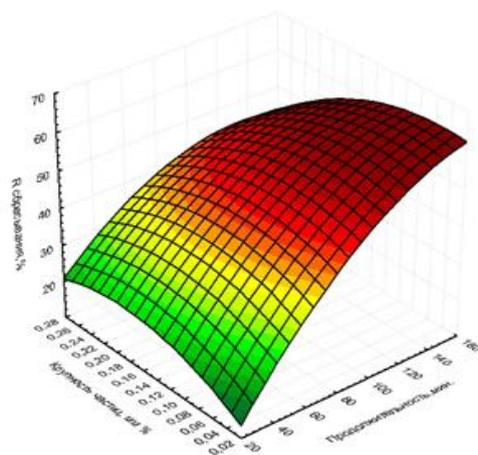


Рис.1 График зависимости $R_{сбр}$ шихтовых композиций от различных параметров окомкования

МИНЕРАЛЬНЫЕ РЕСУРСЫ КВАРЦА РОССИИ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ КРЕМНИЯ

А.М.Федоров^{1), 2)}, А.И.Непомнящих^{1), 2)}

¹⁾ *Институт геохимии им. А.П.Виноградова СО РАН, г. Иркутск*

²⁾ *Иркутский государственный университет, г. Иркутск*

Россия является одной из немногих стран, которая не только широко использует особо чистый кварц в промышленном производстве, но и стремится создать собственную минерально-сырьевую базу химически чистого кварцевого сырья для различных отраслей, в том числе и для получения кремния [1].

Главным типом сырья для получения кремния в настоящий момент являются кварциты и кварцито-песчаники, хотя могут использоваться и другие генетические типы кварцевого сырья, но это ведет к увеличению себестоимости производства и экономически нерентабельно. Собранный Н.А. Ясамановым база данных по месторождениям кварца разного генезиса дает возможность оценить минерально-сырьевую базу России для производства элитного кремния [2] и наплава кварцевого стекла. Средне- и низкотемпературные гидротермальные кварцевые жилы, многие из которых несут хрусталеносную минерализацию, сосредоточены в Кольско-Карельской, Уральской, Алтайской, Верхоянской, Южно-Якутской, Прибайкальской, Забайкальской и Северо-Восточноазиатской кварцевых провинциях [2]. Месторождения кварцитов в основном расположены в Кольско-Карельской, Южно-Уральской, Алтайской, Прибайкальской, Забайкальской и Восточносибирской кварцевых провинциях.

Основная часть разведанных запасов кварцсодержащего сырья сосредоточена в Уральском, Сибирском и Приволжском федеральных округах, на Кольском полуострове и Дальнем Востоке. Большая часть запасов кварцевых и кварцитовидных песчаников распределяются в основном по двум месторождениям: на Таймыре (Кайерканское) и в Республике Бурятия (Черемшанское). В Забайкальском крае разрабатывается месторождение Гора Кварцевая жильного кварца. Остальные месторождения представлены кварцитами: Уватское в Иркутской области, Сопка 248 в Кемеровской и Неверское в Амурской.

В Восточном Саяне в результате работ ряда организаций выделяется новый тип кремниевого сырья – кварцевые метасоматиты («суперкварциты»), которые имеют ряд выгодных отличий от других типов, что позволяет рассматривать его как перспективное сырье не только для кремниевой промышленности, но и для наплава кварцевых стекол.

Ценность этих кварцитов состоит в их уникальных химических, технологических и добычных свойствах. Они имеют низкие исходные содержания элементов-примесей, количество которых при обогащении снижается в несколько раз, что ставит данный тип сырья в один ряд с такими известными марками, как Iota-кварц, кварц Кыштымского ГОКа и др. Важным положительным аспектом кварцевого сырья Восточносибирского региона является его технологичность, которая складывается из таких составляющих, как масштаб месторождения (запасы составляют сотни тыс. т), близкое расположение к транспортным сетям, стабильность качественных характеристик полезного компонента на весь объем продуктивной толщи и др.

Работа выполнена при финансовой поддержке Интеграционного проекта партнерских фундаментальных исследований СО РАН № 33

Литература

1. Л.А. Данилевская, Л.С. Скамницкая, В.В. Щипцов. Кварцевое сырье Карелии. – Петрозаводск: Карельский научный центр РАН. – 2004. – 226 с.
2. Н.А. Ясаманов, В.А. Юрьев. Новый подход к определению МСБ кварца для производства чистого кремния // Разведка и охрана недр. – 2000. – № 3-4. – С. 17-21.

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЙ КРЕМНИЙ - ИЗ ШИХТОВЫХ БРИКЕТОВ

Черняховский Л.В.,

В Мире кремний получают карботермическим способом из кусковой шихты. Запасы кварцитов необходимого качества в природе ограничены. Большие запасы кварцевых песков достаточно высокого качества имеются в различных странах. В России кварцевые пески имеются в Европейской части, а также на Урале и Сибири. С целью расширения сырьевой базы и вовлечения в процесс песков выполнялись работы по окомкованию шихты исследователями Японии, Норвегии и ВАМИ. Положительный результат получен не был. Причина – при нагреве кварц переходит в другую кристаллическую решётку с увеличением объёма. При этом он разрушает брикет и потоками газов выносятся из реакционного пространства составляющие шихты, нарушается стехиометрия, процесс расстраивается. Вывод исследователей: получить кремний из брикетированной шихты невозможно. Однако специалистам СибВАМИ удалось получить брикет, который не разрушается при нагреве. Выполнены плавки кремния из брикетов на опытной печи в г. Иркутске (17 плавов). Удельный расход электроэнергии составил 13000 кВт·ч. на одну тонну кремния. Получили извлечение кремния из кварцитов не менее 80%, что существенно превышает получаемое извлечение на ЗАО «Кремний» (65-70%).

Плавка кремния из брикетированной шихты исключает использование древесного угля, позволяет вернуть в процесс пыль, уловленную газоочисткой, повысить качество кремния, расширить сырьевую базу, улучшить качество кремния и снизить экологическую нагрузку.

Для проведения плавов на опытной печи мощностью 160 кВт использовали песок состава (табл.1)

Таблица 1

Материал	Si	Fe	Al	Ca	Ti
Кварцевый песок, %	99,895 ^{*)}	0,05	0,01	0,02	0,02
Пыль газооч., %	97,88 ^{**)}	0,05	0,02	0,05	0,0

В таблице 2 приводятся химические анализы восстановителей, которые использовались при плавке металлургического кремния.

Таблица 2

Материал	Рабочий анализ, %						
	W ^p	A ^c	V ^c	Fe ₂ O ₃	Al ₂ O ₃	CaO	TiO ₂
Нефтяной кокс	1,0	0,75	8,51	0,22	0,04	0,07	0,0015
Каменный уголь	6,6	4,0	32,0	0,89	0,9	0,19	0,026

Состав шихты (в килограммах):

- кварцевый песок - 2160,0
- пыль газоочистки 540,0
- каменный уголь 548,0
- нефтяной кокс 825,0

состав кремния без учета не контролируемых примесей и углерода приведен в таблице 3 (%).

Таблица 3

Si	Fe	Al	Ca	Ti	B
99,65	0,05	0,26	0,033	0,0007	0,0014

Для реализации нового технологического процесса необходимо возобновить НИР с целью проведения промышленных плавов. При этом будут получены исходные данные для проектирования участка шихтоподготовки на существующем производстве и уточнены экономические предпосылки для тиражирования нового процесса.

ПРИМЕНЕНИЕ ЭЛЕКТРОДУГОВЫХ ПЛАЗМОТРОНОВ В НОВЫХ ТЕХНОЛОГИЯХ ПОЛУЧЕНИЯ ПОЛИКРЕМНИЯ

В.Н.Демин¹⁾, С.П.Ващенко²⁾

¹⁾ Институт неорганической химии им. А.В. Николаева СО РАН, Новосибирск

²⁾ Институт теоретической и прикладной механики СО РАН Новосибирск.

Электродуговые нагреватели газов (плазмотроны) используются в качестве эффективных источников тепла в технологиях цветной и черной металлургии. Уровень удельной эрозии электродов плазмотрона обычно составляет $G = 10^{-9} \div 10^{-10}$ кг/Кл, что в ряде случаев не позволяет обеспечить необходимую чистоту получаемого продукта. Использование малоэрозионных ($G \leq 10^{-12}$ кг/Кл) электродов [1] позволяет расширить область применения плазмотронов на процессы получения чистых и особо чистых веществ в частности на технологические процессы получения кремния.

Рассмотрено плазмохимическое разложение смеси $\text{SiH}_4\text{-H}_2$ в экспериментальной плазмохимической электродуговой установке (плазмообразующий газ аргон) с использованием специально разработанных малоэрозионных катодов и получением полупроводникового кремния в виде гранул диаметром 2-3мм [2].

Проведено сравнение рассмотренных процессов с предложенными позднее процессами и аппаратами получения кремния из силана и трихлорсилана фирмы Tokuyama corporation (Japan) при $T > 1300^\circ\text{C}$ на твердую поверхность, нагреваемую индуктором, с периодическим сбором части кремния при повышении температуры выше $T_{\text{пл. кремния}}$.

Обсуждаются возможности и перспективы промышленной реализации других высокотемпературных процессов с использованием плазмотронов в технологии получения поликремния, такие как SOLSILC процесс восстановления чистого кварцевого песка во вращающейся печи, процессы рафинирования жидкого кремния в ванне расплава и в виде жидких капель.

Одной из перспективных областей применения плазмотронов может быть их использование для восстановления кварцитов до кремния. Сущность метода состоит в использовании плазмотрона, газофазного водородсодержащего восстановителя и совмещении процессов дистилляционной очистки и восстановления кремния. Как показывают наши расчеты суммарные энергозатраты при этом способе получения кремния могут составить 15-25 кВт час/кг Si и, учитывая, что в процессе используются неочищенные кварциты, а также дешевый газофазный восстановитель, себестоимость получаемого кремния будет в ниже себестоимости кремния для солнечных элементов, полученного карботермическим методом из очищенного сырья.

Еще одним перспективным использованием плазмотронов в технологии полупроводникового кремния может быть их применение для получения трихлорсилана (ТХС) плазменным водородным гидрированием тетрахлорсилана.

Анализ процесса показывает, что энергозатраты могут быть уменьшены почти до теоретически необходимых для проведения реакции и составить 0,3 - 0,5 кВт час/кг SiCl_4 или 0,7 - 1,5 кВт час/кг SiHCl_3 , что в 2-3 раза меньше энергозатрат обычного метода высокотемпературного гидрирования. Имеющиеся в настоящее время разработки промышленных водородных плазмотронов позволяют создавать установки плазменного гидрирования тетрахлорсилана мощностью до 2МВт и производительностью до 50-70 тонн трихлорсилана в день.

Литература

1. Анодный узел электродугового плазмотрона. Патент РФ № 1748616, 1993 г.
2. В.Н.Демин, С.П.Ващенко, А.И.Сапрыкин, Б.А.Поздняков. Тезисы докладов. Совещание по росту кристаллов, пленок и дефектам структуры кремния. « Кремний 2002», Новосибирск, 9-12 июля 2002, с.184.

ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВТОРИЧНОГО ЛИТОГО ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО КРЕМНИЯ

Ж.У. Жураев, А.Л. Кадыров

*Худжандский государственный университет имени академика Бабаджана Гафурова,
Таджикистан*

В 90-х годах в рамках конверсии продукции оборонных предприятий из кремниевых отходов р-типа сырья нами впервые получен вторичный литой поликристаллический кремний (ВЛПК), пригодный для получения солнечных элементов (СЭ). Определен диапазон концентраций легирующей примеси, в пределах которого подвижность носителей заряда изменяется с образованием «ямы» подвижности, показано, что в результате водородной пассивации рекомбинационной активности зарядовых состояний обеспечивается приближение электрофизических параметров к таковым у монокремния, обнаружен максимум спектральной чувствительности СЭ на ВЛПК находящейся ближе других к максимуму солнечного излучения. Исследования поведения СЭ из ВЛПК на концентрированном солнечном излучении выявили диапазон интенсивности засветок (2-3 крат), в пределах которого у таких СЭ обнаруживается эффект сверхлинейного роста тока короткого замыкания от плотности падающего солнечного излучения [1 - 3].

Дальнейшие исследования оценки влияния температуры на некоторые свойства n^+ -р, n^+ -р- p^+ и изотипных структур на основе ВЛПК выявили возможность существенного увеличения эффективности термоэлементов на их основе. Был обнаружен эффект переключения, т.е. изменение полярности напряженности и направления темнового тока, что объясняется попеременным превалярованием генерации носителей тока разных знаков, который может быть положен в основу создания бесконтактных тепловольтаических генераторов переменного тока [4, 5].

Литература

1. Б.М.Абдурахманов, Т.Х.Ачилов, А.Л.Кадыров, и др. Технология производства литого поликристаллического кремния и солнечных элементов на его основе. //Гелиотехника. 1992. № 4. стр.8-14.
2. А.Л. Кадыров. Исследование электрофизических свойств вторичного литого поликристаллического кремния и солнечных элементов на его основе: Дис. ... канд. физ.-мат. наук: 01.04.07. Худжанд, 2002 147 с.
3. В.М. Abdurakhmanov, R.R. Bilyalov, M.S. Saidov and A.L. Kadyrov. Comparative analysis of hydrogen – passivated solar cells manufactured on the different types of polycrystalline silicon. //Applied Solar Energy, vol. 30, No. 5, 1994.
4. Ф.С. Абдураззаков, С.З. Зайнабидинов, Б.М. Абдурахманов, Л.А. Олимов, З.Н. Аладьина, А.Л. Кадыров. Влияние температуры на некоторые свойства n^+ -р и n^+ -р- p^+ структур на основе вторичного литого поликристаллического кремния. //Гелиотехника. 2011. № 2. стр. 72-75.
5. Б.М. Абдурахманов, Л.О. Олимов, Ш. Кучканов, А.Л. Кадыров, Ж.У. Жураев. Некоторые особенности генерации носителей тока в нагреваемых тонких пластинах, выполненных из вторичного литого поликристаллического кремния. В сб. «Материалы II Межд. Науч. Симп.: Возобновляемая энергия и энергосберегающие технологии», г.Худжанд, 17-19 мая 2012 г., С. 55-63.

СОЛНЕЧНАЯ ЭНЕРГЕТИКА И КАРБОТЕРМИЧЕСКИЙ СПОСОБ ПОЛУЧЕНИЯ КРЕМНИЯ.

Д.С.Стребков, В.В.Стенин, Курбатов С.М.

Всероссийский институт электрификации сельского хозяйства

В настоящее время большинство специалистов считает солнечную энергетику наиболее перспективным направлением решения проблемы энергообеспечения производственной и хозяйственной деятельности человека. Основным сдерживающим фактором развития солнечной энергетики является то, что энергия, получаемая с помощью солнечных батарей, является сейчас более дорогой, чем генерируемая другими традиционными способами. Связано это в первую очередь с тем, что себестоимость производства высокочистого кремния, являющегося основным материалом для изготовления полупроводниковых приборов, достаточно высока. Это обстоятельство в свою очередь определяется сложностью и высокой стоимостью реализации наиболее распространенного в настоящее время хлорсиланового способа производства поликремния, являющегося к тому же экологически опасным.

Альтернативным решением проблемы высокой стоимости кремния и невысокой экологичности процесса его получения может стать карботермический способ прямого восстановления кремния из кварцитов, который в настоящее время используется для получения технического кремния. Основной проблемой в этом случае становится вопрос чистоты исходных реагентов: кварцитов и восстановителя. Что касается кварцитов, то уже в настоящее время реализованы недорогие технологии их очистки до уровня 99,995 в промышленных масштабах. В свою очередь современные плазменные технологии конверсии и пиролиза углеродсодержащих материалов (твердых, жидких, газообразных) позволяют получать химически чистые восстановители (пироглерод, моноокись углерода, водород) из газообразной фазы высокотемпературного плазменного потока при минимальных материальных затратах.

Положительным примером реализации процесса прямого восстановления кварцитов газообразным восстановителем, получаемым при высокотемпературной конверсии и пиролизе метана в плазмотроне, могут служить работы, проводимые в 80-е годы прошлого столетия фирмой Центроэнергоцветмет в г. Запорожье на плазменной печи, разработанной ВАМИ для восстановления глинозема и бокситов. Даже при использовании не очищенных исходных материалов: кварцитов и метана, были получены не плохие результаты по чистоте кремня.

Таким образом, в настоящее время нет принципиальных технических трудностей для получения чистых исходных реагентов, которые можно использовать при реализации экологически чистого, относительно дешевого карботермического процесса получения поликремния. Основной задачей остается организация эффективного взаимодействия исходных материалов, с получением конечного продукта – солнечного кремния, в одном технологическом аппарате.

АЛГОРИТМ РАБОТЫ СОЛНЕЧНОЙ БАТАРЕИ В ТОЧКЕ ОПТИМАЛЬНОЙ МОЩНОСТИ

Б.А. Шагаров¹⁾, Ю.В. Краснобаев²⁾

¹⁾ ООО «ГЕЛИОЛАБ», г. Красноярск

²⁾ Сибирский федеральный университет, г. Красноярск

Применение контроллера с функцией работы системы электропитания от солнечной батареи (СБ) в точке оптимальной мощности повышает выработку электроэнергии на 25-30%. В рамках этой задачи разработан алгоритм, обеспечивающий выполнение следующих режимов работы контроллера:

1. при избытке мощности СБ – заряд аккумуляторной батареи (АБ) фиксированным током и с ограничением величины зарядного тока;
2. при дефиците мощности СБ – с обеспечением режима отбора максимальной мощности.

Испытания макета контроллера проводились с использованием имитатора СБ. В ходе экспериментов проверялись режимы работы:

1. заряд АБ фиксированным током;
2. режим поиска точки максимальной мощности солнечной батареи;
3. условия перехода между режимами.

Отклонение точки максимальной мощности имитатора солнечной батареи от оптимальной при работе по разработанным алгоритмам составило не более чем 3%. Далее запланирована проверка работоспособности макета контроллера и алгоритмов по управлению СБ, изготовленной из моно-Si.

ГИДРОДИНАМИКА РАСПЛАВОВ И ТЕПЛООБМЕН В МЕТОДЕ ЧОХРАЛЬСКОГО В РЕЖИМАХ ТЕПЛОЙ ГРАВИТАЦИОННО-КАПИЛЛЯРНОЙ КОНВЕКЦИИ

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

¹⁾ Институт теплофизики им. С.С. Кутателадзе СО РАН, Новосибирск

²⁾ Новосибирский Государственный Технический Университет, Новосибирск

Тепловая гравитационно-капиллярная конвекция (ТГКК) развивается в неизотермических объемах жидкости при наличии свободной поверхности [1,2]. Стартовым материалом для исследования ТГКК являются результаты расчетов термогравитационной конвекции, термокапиллярной конвекции и экспериментальные исследования, выполняемые в ИТ СО РАН с 1979 года. Работа является продолжением цикла работ [1,2]. Численно, методом конечных разностей была исследована гидродинамика расплавов и теплообмен в классическом варианте метода Чохральского с неподвижным тиглем в режимах свободной конвекции. Изучены режимы течения при $Pr = 0.05, 16, 50, 2700$ при относительных высотах слоя расплава $H/R_T = 0.25 \div 2.0$ и при дискретном наборе отношений радиусов тигля и кристалла $R_T/R_K = 1.29 \div 7.5$. Исследован относительный вклад сил плавучести и термокапиллярного эффекта в формирование структуры течения. Установлено, что в режимах термогравитационной конвекции и ТГКК при одинаковых значениях чисел Рэлея, при $Ra = GrPr \leq 5 \cdot 10^4$, структура течения и интегральные безразмерные коэффициенты теплоотдачи – числа Нуссельта (Nu) слабо зависят от величины числа Pr при $16 \leq Pr \leq 2700$. При $Gr \geq 2 \cdot 10^4$ и $Ma \leq 3.5 \cdot 10^4$ влияние термокапиллярного эффекта значительно только на кромке кристаллов (рис.1). Жидкометаллические среды ($Pr = 0.05$) отличаются тем, что равноценный вклад свободной конвекции в интегральную теплоотдачу (сравниваются свободноконвективные режимы с одинаковыми значениями чисел Nu) наблюдается при значениях чисел Рэлея примерно в 8÷10 раз выше, чем в средах с $Pr = 16 \div 2700$. Воспроизведены экспериментально наблюдаемые пространственные формы течения, поля температуры и скорости в ламинарных режимах ТГКК.

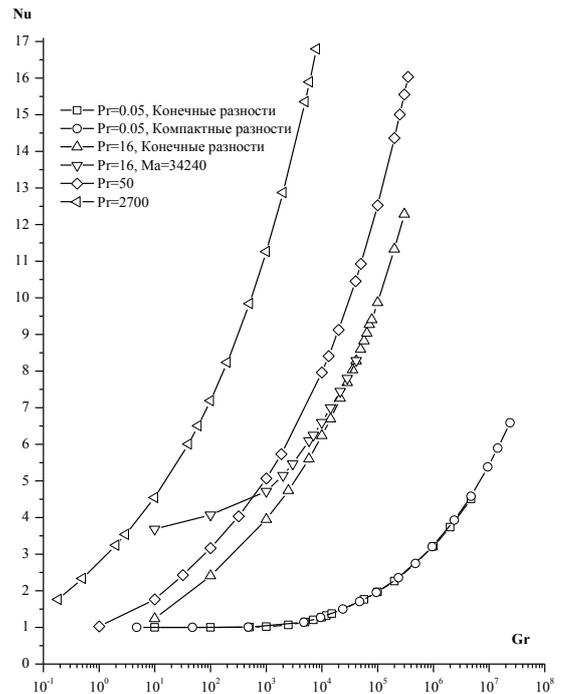


Рис. 1. Зависимость интегрального числа Нуссельта от числа Грасгофа при различных числах Прандтля Pr ; $R_T/R_K = 2.76$, $H/R_T = 0.7$.

Литература

1. В.С. Бердников, В.А. Винокуров, В.В. Винокуров, В.А. Гапонов. Влияние режимов конвективного теплообмена в системе тигель-расплав-кристалл на форму фронта кристаллизации в методе Чохральского // Тепловые процессы в технике. М: 2011. т 3, № 4, стр. 177-186.

2. В.С. Бердников, В.А. Винокуров, В.В. Винокуров, В.А. Гапонов, В.А. Марков. Общие закономерности конвективного теплообмена в системе тигель-расплав-кристалл в методе Чохральского и их влияние на формы фронта кристаллизации // Вестник Нижегородского университета им. Н.И. Лобачевского, 2011, № 4 (3), стр. 641-643.

НАПРАВЛЕННАЯ КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ МУЛЬТИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО КРЕМНИЯ В УСЛОВИЯХ ПОНИЖЕННОГО ГАЗОБМЕНА

М.А. Гоник

ООО «Центр материаловедения «Фотон», Александров

Газообмен соединений SiO и CO между расплавленным кремнием, выращиваемым в тиглях из плавного кварца, и рабочей средой камеры существенно определяет присутствие и окончательное распределение кислорода и углеродсодержащих элементов в слитке. Графитовые части печи после взаимодействия с монооксидом кремния являются главным источником углерода в выросшем кристалле. Для предотвращения интенсивного потока CO к поверхности расплава применяют в последнее время крышки различных конструкций. Чем меньше расстояние между крышкой и зеркалом расплава, тем меньше концентрация углерода в расплаве [1]. Однако уменьшение этого расстояния лимитируется величиной теплового расширения кремния при затвердевании расплава.

На этапе отработки методики выращивания кремния с использованием погруженного нагревателя [2] был проведен ростовой эксперимент, в котором почти все зеркало расплава было закрыто имитировавшей ОТФ нагреватель графитовой пластиной, плавающей на его поверхности. Для осуществления переноса газов SiO и CO через поверхность расплава оставался зазор между пластиной и стенками тигля около 15 мм. Допированный бором мульти-кристаллический кремний был выращен в кварцевом тигле G1, покрытом нитридом кремния, в соответствии с тепловыми условиями, характерными для направленной кристаллизации.

Полученный материал по своим характеристикам не уступал параметрам стандартного кремния, получаемого по данной технологии. В слитке, который имел хорошо развитую столбчатую структуру, наблюдалось лишь небольшое количество включений (возможно SiC); сам он имел удельное сопротивление в диапазоне от 1 до 1.3 $\Omega \times \text{cm}$, а время жизни неосновных носителей достигало 3.7 μs в его верхней части.

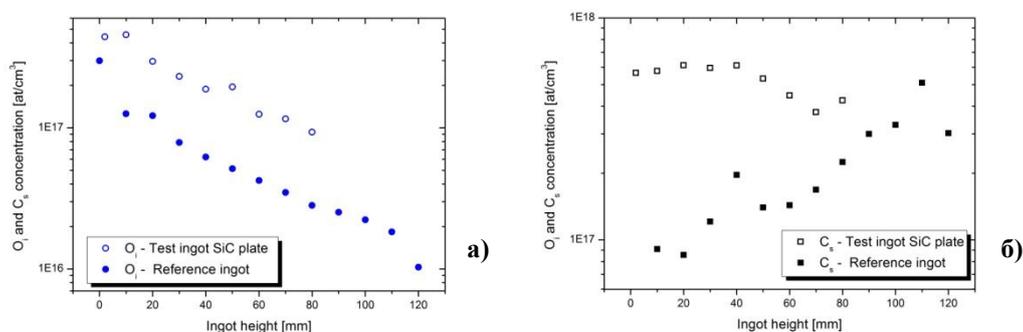


Рис. 1. Изменение концентрации кислорода (а) и углерода (б) по высоте слитка кремния.

В работе обсуждается характер распределения кислорода и углерода в слитке кремния (см. Рис.1), который с одной стороны свидетельствует об устойчивости защитного карбид кремниевого покрытия и «пассивации» графитовой пластины, а с другой – об изменении механизма процесса газообмена.

Автор благодарит Ш. Рипе и К. Шмид (Институт Фраунгофера ISE, Фрайбург) за помощь в проведении эксперимента и характеризацию образцов, а также А. Смирнова (STR Group Ltd, Санкт-Петербург) за моделирование процесса ОТФ кристаллизации.

Литература

1. B. Gao, X.J. Chen, S. Nakano, K. Kakimoto, J. Cryst. Growth 312 (2010) 1572-1576.
M.A. Gonik, A.I. Nepomnyaschih, V.V. Kalaev, A.D. Smirnov. Abstracts of the ACCGE-17 Conference, Lake Geneva, Wisconsin, 2009

ВЛИЯНИЕ ГЕОМЕТРИИ НА ПОЛЯ ТЕМПЕРАТУРЫ В КРИСТАЛЛАХ КРЕМНИЯ В РЕЖИМАХ РАДИАЦИОННО-КОНВЕКТИВНОЙ ТЕПЛООТДАЧИ

В.С. Бердников^{1,2)}, К.А. Митин^{1,2)}, М.С. Клещенко¹⁾

¹⁾ *Институт теплофизики им. С.С. Кутателадзе СО РАН, Новосибирск*

²⁾ *Новосибирский Государственный Технический Университет, Новосибирск*

В методе Чохральского по мере вытягивания кристалла меняется геометрия области, в которой происходит теплообмен кристалла с окружающей средой. Численно исследован сопряженный теплообмен в режимах конвективной и радиационно-конвективной теплоотдачи в системе «кристалл – окружающая среда – стенки ростовой камеры» при различных длинах кристалла. Расчеты проведены методом конечных элементов в осесимметричной постановке с заданным плоским фронтом кристаллизации. Радиационные потоки вычислялись на основе зонального метода. Изучено влияние геометрии расчетной области на радиационно-конвективную теплоотдачу и на поля температуры в кристаллах кремния.

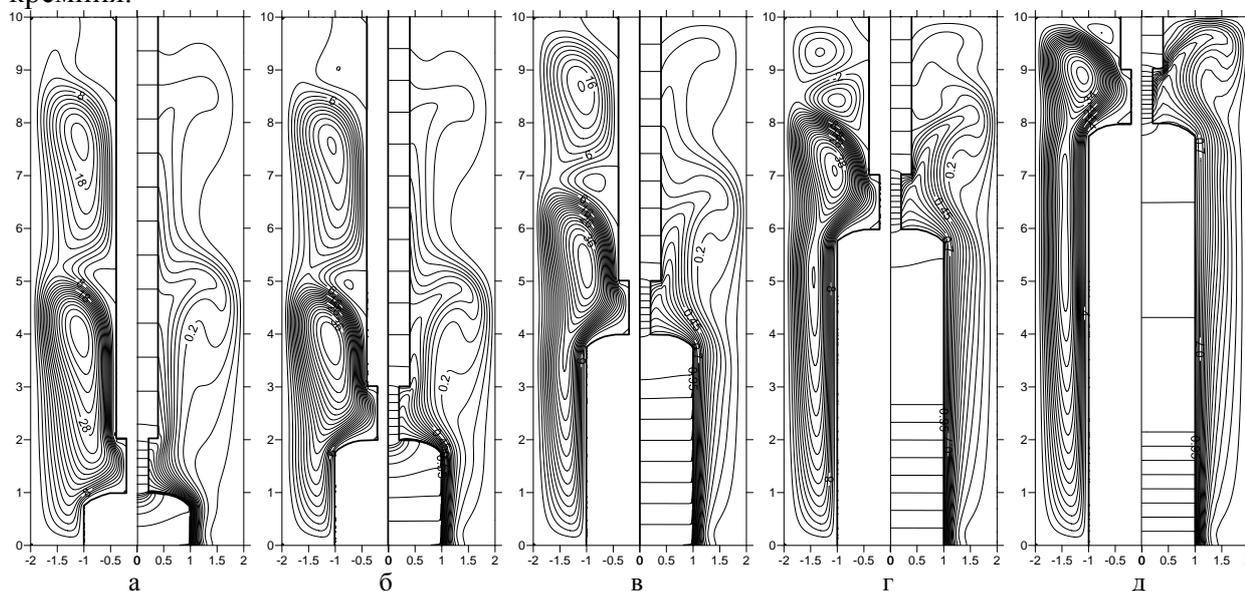


Рис. 1. Изотермы (справа) и изолинии функции тока (слева) при $\Delta T = 1330\text{K}$ ($Gr = 16000$) и высотах кристалла: а - $H_K/R_K = 1$; б - 2; в - 4; г - 6; д - 8. Для визуализации поля температуры добавлены 7 дополнительных изотерм в кристалле между значениями $T = 1$ и $T = 0,95$

С ростом длины кристалла при фиксированных значениях чисел Грасгофа значительно меняется пространственная форма конвективных течений в области, заполненной газом (Рис. 1). Меняются параметры пограничных слоев и локальные тепловые потоки на образующих кристаллов, от которых зависят поля температуры в объеме кристаллов. Соответственно меняются распределения осевых и радиальных градиентов температуры в кристаллах, что особенно заметно в нижнем нагретом торце кристалла (модель фронта кристаллизации) и в области перехода от кристалла к затравке. В основании кристалл охлаждается значительно эффективней за счет набегавшего холодного потока газа, охлажденного на стенках корпуса. При малых длинах за счет высокой теплопроводности кристалл практически изотермичен. С ростом длины в основании кристалла растут осевые и радиальные градиенты температуры. Поле температуры внутри кристалл теряет свою однородность. При увеличении длины кристалла его верхняя часть может подогреваться за счет перераспределения тепла посредством отраженных радиационных потоков и натекания разогретого у основания потока газа.

Работа выполнена при поддержке СО РАН (проект Ш.18.2.5. Гос. рег. 01201350443) и РФФИ (грант 12-08-00487).

ВЫРАЩИВАНИЕ МУЛЬТИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО КРЕМНИЯ НА ОСНОВЕ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО КРЕМНИЯ ВЫСОКОЙ ЧИСТОТЫ

А.И. Непомнящих¹⁾, Р.В. Пресняков¹⁾, П.В. Антонов²⁾, В.С. Бердников²⁾

¹⁾Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт геохимии им. А.П. Виноградова Сибирского отделения Российской академии наук, Иркутск

²⁾Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт теплофизики им. С.С. Кутателадзе Сибирского отделения Российской академии наук, Новосибирск

Работа посвящена проблеме получения мультикристаллического кремния на основе металлургического рафинированного кремния, как перспективного сырья для солнечной энергетики. Условия выращивания кристалла должны обеспечить получение заданных электрофизических свойств полупроводника за счёт оттеснения основной части примесей в конечную часть слитка и одновременного формирования столбчатой структуры с определёнными типами межзёренных границ. Для обоснования режимов кристаллизации промышленных объёмов рафинированного металлургического кремния методом Бриджмена анализируется связь особенностей тепломассопереноса с макросегрегацией примесей и структурой выращиваемых слитков.

Для процесса выращивания мультикристаллического кремния на основе рафинированного металлургического кремния уровня чистоты от 99% до 99,9% показано существование критической скорости выращивания, предотвращающей захват примесей за счёт концентрационного переохлаждения и обеспечивающей плоский фронт кристаллизации. Дан анализ особенностей использования системы тигель-расплав-кристалл в получении столбчатой структуры кремния с большим поперечным размером материнских зёрен порядка 1 см.

Установлено, что уменьшение концентраций примесей группы железа в исходном кремнии до значений их предельной растворимости приводит к возрастанию эффективных коэффициентов распределения в условиях кристаллизации, сохраняющих влияние диффузионного переноса вещества. Тем самым показано, что получение мультикремния из металлургического кремния чистоты более 99,99 ат.% необходимо при соотношении скорости роста и градиента теплового поля существенно выше минимума, обеспечивающего плоский фронт кристаллизации в процессе Бриджмена.

Полученные результаты указывают на необходимость проверки и обоснования способов интенсификации тепло и массообмена при получении мультикремния из рафинированного металлургического кремния направленной кристаллизацией.

ДЕФОРМАЦИОННО-КИНЕТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ПРОЦЕССА КОАЛЕСЦЕНЦИИ КИСЛОРОДНЫХ ПРЕЦИПИТАТОВ В КРЕМНИИ

Т.М. Махвиладзе, М.Е. Сарычев

Физико-технологический институт РАН, Москва

В современных технологиях изготовления сверхбольших и суперсверхбольших интегральных микросхем активно переходят к использованию кремниевых подложек (пластин) диаметром до 300-400 мм. При изготовлении таких пластин из расплава все более существенными для их качества становятся процессы образования частиц другой фазы и, в частности, кислородных преципитатов [1].

Ранее в [1,2] была разработана деформационно-кинетическая модель кинетики роста кислородных преципитатов в кристаллическом кремнии на ранней стадии, когда сохраняется достаточно большая и неизменная степень пересыщения кислорода. В отличие от прежних моделей данная модель учитывала влияние внутренних механических напряжений, обусловленных различием атомарных плотностей преципитата (SiO_2) и кремниевой матрицы, на константы скоростей транспорта атомарного кислорода и химической реакции окисления кремния на поверхности преципитата. Было показано, что эффект влияния этого фактора на скорость роста размеров преципитатных частиц достаточно велик.

В настоящей работе деформационно-кинетическая модель распространена на описание кинетики процесса кислородной преципитации в кремнии на стадии коалесценции, наступающей когда степень пересыщения кислорода становится уже очень малой. На этом этапе дальнейший рост преципитатной фазы происходит за счет растворения частиц с размерами меньше критического и диффузионного переноса их материала к частицам большего размера [3].

Для преципитатов сферической формы получены и исследовано, как зависимость кинетических констант от внутренних механических напряжений влияет на условие наступления стадии коалесценции $R(t) / R_c(t) \sim 1$, где $R(t)$ – радиус преципитатной частицы, $R_c(t)$ – критический радиус преципитата, t – текущее время. Найдено также, к каким изменениям приводит учет этого фактора в уравнениях, определяющих увеличение со временем радиуса преципитатной частицы в предельных случаях, когда скорость процесса лимитируется либо диффузией атомарного кислорода, либо скоростью его присоединения к преципитатной частице. Даны оценки размеров частиц, растущих в каждом из этих режимов.

Литература

1. Р.В. Гольдштейн, Т.М. Махвиладзе, М.Е. Сарычев. Моделирование влияния механических напряжений на кинетику роста кислородных преципитатов в кремнии // Вестник ПГТУ, Механика, N1, 2010, стр.35-49.
2. Р.В.Гольдштейн, Т.М.Махвиладзе, М.Е.Сарычев. Моделирование влияния внутренних механических напряжений на скорость роста кислородных преципитатов в кремнии // Изв. ВУЗ'ов, сер. Матер. электрон. техн., № 2, 2012, стр.37-42.
3. В.И. Таланин, И.Е. Таланин. Кинетическая модель роста и коалесценции преципитатов кислорода и углерода во время охлаждения кристалла кремния после выращивания // ФТТ, Т.53, № 1., 2011.,стр.114-120.

ЛЕГИРОВАНИЕ КРЕМНИЯ ДОНОРНЫМИ ЦЕНТРАМИ МАГНИЯ

*Ю.А. Астров¹⁾, В.Б. Шуман¹⁾, А.Н. Лодыгин¹⁾, Л.М. Порцель¹⁾, В.Н. Шастин²⁾,
С.Г. Павлов³⁾, N. Deßmann⁴⁾, H.-W. Hübers^{3,4)}, N.V. Abrosimov⁵⁾, В.А. Козлов⁶⁾*

¹⁾Физико-технический институт им. А.Ф.Иоффе РАН, Санкт-Петербург

²⁾Институт физики микроструктур РАН, Нижний Новгород

³⁾Institute of Planetary Research, German Aerospace Center, Berlin, Germany

⁴⁾Institut für Optik und Atomäre Physik, Technische Universität Berlin, Berlin, Germany

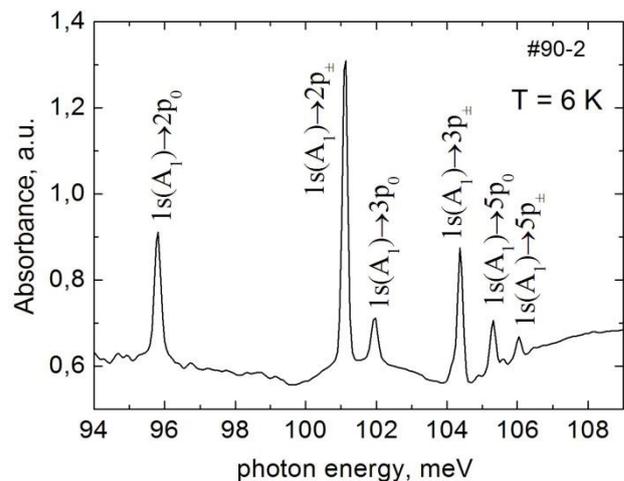
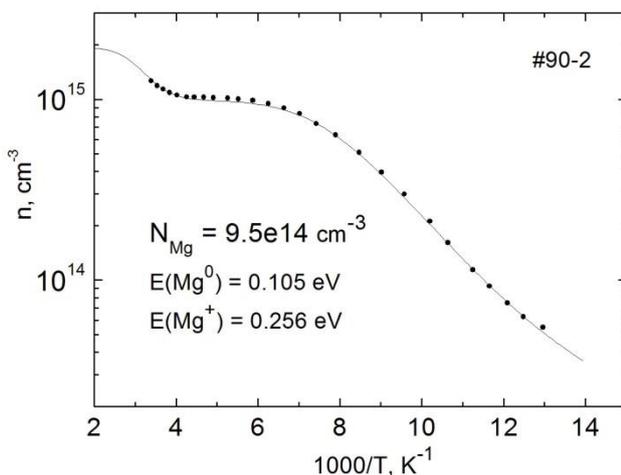
⁵⁾Leibniz Institute for Crystal Growth, Berlin, Germany

⁶⁾НПО ФИД-Техника, Санкт-Петербург

Легированный магнием кремний перспективен для получения стимулированного излучения за счет внутрицентровых переходов в ансамбле нейтральных доноров примеси [1]. Одно из требований к материалу излучателя состоит в достаточно высокой концентрации центров Mg^0 ($\approx 10^{15} \text{ cm}^{-3}$) в образцах.

Магний вводился в пластины монокристаллического БЗП кремния p -типа с исходным удельным сопротивлением в диапазоне $(0.45-10) \cdot 10^3 \Omega \cdot \text{cm}$. Легирование проводилось с применением высокотемпературной диффузии примеси в отпаянных кварцевых ампулах в вакууме или атмосфере аргона. Использовался т.н. "sandwich" метод с предварительным нанесением Mg на поверхность пластин методом термического испарения в вакууме. Исследовались различные режимы введения примеси в кристаллы. Результат легирования определялся путем измерений эффекта Холла в температурном диапазоне $T = 78-300 \text{ K}$. Изучались также распределения удельного сопротивления по глубине легированной пластины и низкотемпературные спектры поглощения образцов.

На рисунках приведен пример полученных данных: температурная зависимость концентрации свободных электронов, найденная с помощью эффекта Холла (совместно с расчетной кривой), и низкотемпературный спектр поглощения образца в области переходов центра Mg^0 . Используемая технология обеспечивает, таким образом, концентрацию доноров Mg^0 , которая требуется для исследований эффекта стимулированного излучения на рассматриваемых центрах примеси.



Работа поддержана грантом РФФИ № 14-02-00638.

Литература

1. В.Н. Шастин, В.В. Цыпленков, Р.Х. Жукавин, К.А. Ковалевский, Ю.А. Астров, H.-W. Hübers, S.G. Pavlov. Неравновесные состояния и возможность стимулированного ИК-излучения донорами Mg в кремнии. // Труды ХУШ Международного симпозиума "Нанопизика и наноэлектроника", т. 2, 2014 с.678-679.

ИМПУЛЬСНАЯ МОДИФИКАЦИЯ ПЛЕНОК ГЕРМАНИЯ НА ПОДЛОЖКАХ КРЕМНИЯ, САПФИРА И КВАРЦА: СТРУКТУРА И ОПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

*Г.А. Новиков¹⁾, Р.И. Баталов¹⁾, Р.М. Баязитов¹⁾, И.А. Файзрахманов¹⁾, Н.М. Лядов¹⁾,
В.А. Шустов¹⁾, К.Н. Галкин²⁾, Н.Г. Галкин²⁾, И.М. Чернев²⁾,
Г.Д. Ивлев³⁾, С.Л. Прокопьев³⁾, П.И. Гайдук³⁾*

¹⁾ Казанский физико-технический институт КазНЦ РАН, Казань

²⁾ Институт автоматики и процессов управления ДВО РАН, Владивосток

³⁾ Белорусский государственный университет, Минск

В последние годы вырос значительный интерес к гетероструктурам Ge/Si ввиду возможности реализации на их основе светодиодов и инжекционных лазеров, излучающих в области 1.5-1.6 мкм при 300 К. При этом излучающей средой является сплошной слой растянутого (на 0.2-0.3 %) и сильно легированного (до 10^{19} см⁻³) *n*-Ge, в котором создаются условия для прямозонных оптических переходов в Γ -точке [1]. В данной работе формирование напряженного слоя Ge проведено методом ионно-лучевого распыления Ge ($d = 200$ -600 нм) на полупроводниковые (Si) и диэлектрические (Al₂O₃, SiO₂) подложки с последующим импульсным лазерным отжигом (ИЛО, $\lambda = 0.69$ мкм, $\tau = 80$ нс). Выбор данных подложек обусловлен их различными оптическими и теплофизическими параметрами. В процессе ИЛО регистрировалось отражение пленок Ge в видимой ($\lambda = 0.53$ мкм) и ближней ИК-области ($\lambda = 1.06$ мкм), что позволяло судить об их структурном состоянии. Структурные и оптические свойства пленок Ge изучались методами сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии, рентгеновской дифракции, атомно-силовой микроскопии, комбинационного рассеяния света, Резерфордского обратного рассеяния, оптической спектроскопии и фотолюминесценции (ФЛ).

Исследование состава осажденных пленок Ge на подложке Si методом электронного микроанализа показало кроме сигналов Ge и Si также наличие кислорода (до 5 ат.%). Поскольку температура подложек при осаждении не превышала 100 °С, пленки получались аморфными. Термический отжиг при 400-500 °С/20 мин приводил к образованию ненапряженных поликристаллических пленок Ge. Исследования динамики отражения пленок Ge в процессе ИЛО позволили определить пороговые значения плотности энергии лазерного излучения для плавления (0.2 Дж/см²), испарения (0.6-0.8 Дж/см²) и плазмообразования Ge (0.8-1.2 Дж/см²), а также длительность расплава (50-500 нс) в зависимости от толщин пленок и теплофизических свойств подложек. Структурные исследования пленок Ge после ИЛО показали, что плавление и отвердевание Ge сопровождается образованием крупнозернистых (~0.5-1 мкм) поликристаллических пленок Ge с уровнем растягивающей деформации 0.4-0.9 % по данным методов РД и КРС. Достижение фронтом плавления монокристаллической подложки Si (~ 1.2 Дж/см²) сопровождается перемешиванием компонентов пленки и подложки в жидкой фазе и образованием сплава SiGe. Для прозрачных подложек (Al₂O₃, SiO₂) с более высокими точками плавления и меньшей теплопроводностью наблюдается большая длительность расплава и ранее испарение Ge. Спектры отражения и пропускания, снятые в области энергий фотона $E = 0.2$ -6 эВ, позволили определить край поглощения пленок Ge в зависимости от их структурного состояния, а также рассчитать толщины пленок и зависимость $n(E)$. Исследования спектров ФЛ при 77 и 300 К не выявили заметного сигнала в ближней ИК-области ($\lambda = 1500$ -1700 нм), что, вероятно связано с отсутствием легирования Ge примесью *n*-типа. Оптимизация структуры и легирование пленки является предметом дальнейших исследований. Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ №13-02-00348.

Литература

1. J. Liu, L.C. Kimerling, J. Michel. Monolithic Ge-on-Si lasers for large-scale electronic-photonic integration. // *Semicond. Sci. Technol.*, 27, 2012, 094006 (13pp).

О ПРИРОДЕ ТЕРМОАКЦЕПТОРНОГО ЭФФЕКТА В ОБЛУЧЕННОМ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧНЫМИ ЭЛЕКТРОНАМИ ВЫСОКООМНОМ КРЕМНИИ

С.П. Кобелева,

ФГАОУВПО Национальный исследовательский технологический университет, г. Москва

Термоакцепторный эффект (ТАЭ), наблюдаемый в облучённом электронами электронном БЗП-Si после термических отжигов, может представлять практический интерес для производства детекторного материала, т.к. позволяет получать кремний более высокоомный, чем исходный, с сохранением высокого рекомбинационного времени жизни свободных носителей заряда (τ) [1]. Природа ТАЭ не выяснена, не проработаны технологические режимы его наблюдения. В [2] было показано, что ТАЭ стабилен до температур 600 °С и для его наблюдения необходимы две стадии отжига. На первой происходит отжиг радиационных дефектов (РД), в результате которого восстанавливается удельное электросопротивление (ρ) материала, на второй - отжигаются РД, являющиеся рекомбинационными центрами (РЦ), при этом ρ начинает расти с момента роста τ , из чего можно заключить, что в состав ТАЭ могут (или должны?) входить продукты распада РЦ. Представляется достаточно очевидным, что сами ТАЦ наблюдались среди многочисленных работ по изучению процессов отжига РД, но их достаточного количества для перекомпенсации не образовывалось.

Наблюдавшиеся в аналогичных условиях радиационной обработки и последующего отжига центры (ловушки электронов FeVO и ловушки дырок FeV₂) и их параметры, определённые в [3], были использованы для оценок концентрации РЦ, зарядового состояния различных РД и их возможного участия в формировании ТАЭ. Расчеты проведены в предположении, что степень компенсации в исходном материале незначительна. Особенностью высокоомного материала является то, что на любом этапе обработки уровень Ферми F лежит у середины запрещённой зоны. В этом случае величину τ определяют времена захвата как электронов, так и дырок. В процессе изменения концентрации свободных носителей зарядов вклад отдельных РЦ в рекомбинационный процесс меняется, что может привести к отмеченным экспериментально разным температурным интервалам восстановления τ [1]. Проведённые оценки показывают, что ТАЭ в высокоомном электронном БЗП- кремнии в принципе может наблюдаться без участия атомов бора, как это было предположено в [4]. Последнее обстоятельство может объяснить высокую концентрацию дырок (до 10^{14} см⁻³), наблюдающуюся при ТАЭ в [4].

Литература

1. И.М. Анфимов и др.. Влияние температурно-временных режимов на отжиг радиационных дефектов в высокоомном кремнии. //Тез. IX-я Международная конференция, «КРЕМНИЙ-2012» Санкт-Петербург. 05-08 июля 2012, с. 85.
2. С.П. Кобелева и др. Влияние технологической предистории на формирование термоакцепторов в БЗП кремнии, облученном релятивистскими электронами. // Тез.IV Всероссийская конференция Физические и Физико-химические основы ионной имплантации. Новосибирск. 23-26 октября, стр.111.
3. Б.А. Комаров Особенности отжига радиационных дефектов в кремниевых p-n структурах: роль примесных атомов железа. // ФТП, 38, 2004, 1079.
4. В.Ф. Стась и др. Термоакцепторы в облученном кремнии. // ФТП, 34, 2000, 162.

МЕДЬ В КРЕМНИИ: КОМПЛЕКСООБРАЗОВАНИЕ И ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ С РАДИАЦИОННЫМИ ДЕФЕКТАМИ

Н.А. Ярыкин

Институт Проблем Технологии Микроэлектроники РАН, Черноголовка

Высокий интерес к примеси меди в кремнии обусловлен многими причинами. Одна из них – это практическая значимость, которая определяется, с одной стороны, негативным влиянием меди и ее преципитатов на свойства электронных приборов, а с другой – большой вероятностью загрязнения медью вследствие ее распространенности и высокого коэффициента диффузии. Другая причина связана с тем, что медь может наблюдаться в кристаллической решетке кремния как в междоузельном состоянии, так и в положении замещения в сравнимых концентрациях. Это свойство, хотя и затрудняет надежную идентификацию медьсодержащих центров, делает примесь меди уникальным объектом для исследования комплексов точечных дефектов в кремнии. Однако, несмотря на то, что свойства изолированных атомов меди установлены достаточно хорошо, определенные успехи в изучении комплексов меди достигнуты только в последние годы [1-5].

В докладе будут изложены новые результаты по взаимодействию меди с собственными и примесными радиационными дефектами в кремнии. Все данные получены методами DLTS (включая высокоразрешающую Laplace-DLTS) и фотолюминесценции. Проведенные эксперименты являются развитием подходов, использованных в недавно опубликованных работах [3-5]. Основные тезисы доклада могут быть сформулированы следующим образом:

- Получены прямые экспериментальные доказательства, что в состав люминесцентного центра Cu_4 входит ровно один узельный атом меди (Cu_s), который связывает при комнатной температуре не более трех атомов междоузельной меди (Cu_i).

- Облучение быстрыми электронами способствует образованию Cu_s . Механизм этого процесса при низкой концентрации меди определяется ее реакцией с комплексами вакансия–кислород (VO), которая проходит через ряд последовательных стадий, отличающихся взаимным положением кислорода и меди.

- При высокой концентрации Cu_i механизм процесса образования Cu_s качественно изменяется и заключается в прямом взаимодействии вакансий и междоузельной меди.

- Изучение эффективности этого механизма в зависимости от концентрации меди и кислорода позволяет оценить подвижность радиационно-генерированных вакансий при комнатной температуре. Проведен анализ полученной величины в свете высокотемпературных (самодиффузия) и низкотемпературных (*in-situ* ЭПР) данных.

- Впервые экспериментально показано, что междоузельная медь формирует устойчивые при комнатной температуре комплексы с междоузельными дефектами, в частности, с углеродом. Это взаимодействие может существенным образом определять окончательный спектр радиационных повреждений.

Литература

1. M. Steger *et al.*. Reduction of the linewidths of deep luminescence centers in ^{28}Si reveals fingerprints of the isotope constituents. // *Phys. Rev. Lett.* 100, 177402 (2008).
2. Л. И. Мурын, И. Ф. Медведева, В. П. Маркевич. Взаимодействие примесных атомов меди с радиационными дефектами в кремнии. *Неорг. материалы* 46, 387 (2010).
3. N. Yarykin, J. Weber. Copper-related deep-level centers in irradiated *p*-type silicon. *Phys. Rev.* B 83, 125207 (2011).
4. N. Yarykin, J. Weber. Deep levels of copper-hydrogen complexes in silicon. *Phys. Rev.* B 88, 085205 (2013).
5. Н.А. Ярыкин, J. Weber, Идентификация медных и медь–водородных комплексов в кремнии. *ФТП* 47, 239 (2013).

СРЕДСТВО ИЗМЕРЕНИЯ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА НА ОСНОВЕ КРЕМНИЕВЫХ ЛИНЕЕК ФОТОДИОДОВ

В.Г. Гаранин^{1,2}, В.А. Лабусов^{1,3}, А.Н. Путьмаков^{1,3}

¹⁾ООО «ВМК-Оптоэлектроника», г. Новосибирск

²⁾ Конструкторско-технологический институт вычислительной техники СО РАН, г. Новосибирск

³⁾ Институт автоматики и электрометрии СО РАН, г. Новосибирск

В настоящее время в аналитических лабораториях России и СНГ получило широкое распространение средство измерения химического состава веществ и материалов – Комплексы атомно-эмиссионного спектрального анализа с анализатором МАЭС (Госреестр средств измерений РФ, № 33011-11). Такие комплексы созданы на основе существующих или новых спектральных приборов, в которых в качестве системы регистрации спектров применён многоканальный анализатор эмиссионных спектров МАЭС [1]. Фотоэлектрическое преобразование оптического спектра в анализаторах МАЭС осуществляется кремниевыми линейками фотодиодов, разработанными компанией «ВМК-Оптоэлектроника».

Новые многоканальные спектрометры «Гранд», «Гранд-Эксперт» и «Экспресс» созданы по оптической схеме Пашена-Рунге с отражательными вогнутыми дифракционными решётками. Такая схема является оптимальной при использовании в качестве системы регистрации спектров анализаторов МАЭС. Спектрометры «Гранд» и «Экспресс» предназначены для использования с источниками возбуждения спектров эмиссии анализируемых веществ в воздухе. Поэтому коротковолновая граница их рабочего спектрального диапазона определяется пропусканием УФ излучения воздухом и составляет 190 нм. В отличие от них корпус спектрометра «Гранд-Эксперт» вакуумирован, а его источником возбуждения спектров является искровой разряд в аргоне. Поэтому его коротковолновая граница определяется необходимостью регистрации аналитических линий элементов в области ВУФ и в настоящее время достигает 140 нм.

Таблица. Характеристики новых многоканальных спектрометров

Наименование	Гранд	Гранд-Эксперт		Экспресс
		Вакуумный полихроматор	Воздушный полихроматор	
Рабочий спектральный диапазон, нм	190 ÷ 350, 385 ÷ 470	170 ÷ 360	360 ÷ 700	190 ÷ 367, 390 ÷ 545
Спектральное разрешение при ширине входной щели 15 мкм, нм	0,012		0,04	0,016
Обратная линейная дисперсия, нм/мм	0,4		1,0	0,55

Для проведения АЭС анализа непроводящих порошковых проб природного и производственного происхождения спектрометры комплектуются дуговыми штативами «Глобула» или «Кристалл», а также установкой «Поток» для работы по методу просыпки-вдувания. Все оборудование имеет компьютерное управление параметрами разряда и пробоподачи, работает согласовано, автоматически сохраняет/загружает рабочие параметры.

Оснащенные новыми высокоскоростными анализаторами МАЭС измерительные комплексы с установками «Поток» предоставляют аналитикам дополнительные возможности за счет регистрации спектров отдельных частиц металлов, включений и минералов и реализацию метода сцинтилляции при определении особо низких содержаний благородных металлов (золота, серебра, платины и др.).

Литература

1. Лабусов В.А., Гаранин В.Г., Шелпакова И.Р. Многоканальные анализаторы атомно-эмиссионных спектров. Современное состояние и аналитические возможности // Журнал аналитической химии. 2012. Т. 67, № 7. С. 697-707

ВОССТАНОВЛЕНИЕ ТЕТРАХЛОРИДА КРЕМНИЯ СУБХЛОРИДОМ АЛЮМИНИЯ

Р.А. Закиров, О.Г. Парфенов

ФГБУН Институт химии и химической технологии Сибирского отделения Российской академии наук (ИХХТ СО РАН), Красноярск

В альтернативных Siemens-процессу металлотермических способах производства SOG-Si исследователями применяются в качестве восстановителя кремния главным образом Zn, Mg или Na. Применение Al в качестве восстановителя ограничено из-за низкого давления его паров и, как следствие, необходимостью проведения восстановления в расплаве и последующего разделения кремния и алюминия.

Сущность процесса субхлоридного восстановления заключается в применении летучего соединения одновалентного алюминия, образующегося по реакции: $2Al + AlCl_3 \rightarrow 3AlCl$ при температуре выше 900 °С. Процесс восстановления тетрахлорида кремния можно описать уравнением: $SiCl_4 + 2AlCl \rightarrow Si + 2AlCl_3$.

Хлористый алюминий, имея относительно низкую температуру сублимации (180 °С), конденсируется отдельно от компактно образующихся кристаллов кремния, достигающих нескольких миллиметров в длину (рис. 1). Помимо игольчатых кристаллов, при повышенной температуре образуется фракция мелкодисперсного кремния с субмикронным размером частиц. Анализ состава показал, что наиболее чистыми по алюминию являются крупные игольчатые кристаллы кремния, в то время как мелкодисперсный продукт содержит до 2-3% Al.

Преимущество субхлоридного алюминотермического способа восстановления кремния из его хлорида заключается в следующем:

- обладая близкими к металлическому алюминию восстановительными свойствами, субхлорид алюминия используется как восстановитель в газовой фазе, что позволяет интенсифицировать процесс смешения его с парами тетрахлорида кремния и эффективно разделять между собой продукты реакции восстановления и рециклировать соединения алюминия.
- локальный характер осаждения кристаллов кремния делает возможным организовать непрерывный процесс восстановления, в отличие от Siemens-процесса.

Выход крупнокристаллического кремния в лабораторной установке составил около 30% при мольном соотношении $[AlCl]:[SiCl_4]$ равном 1,5. Элементным анализом на электронном микроскопе Hitachi TM-1000, масс-спектрометре с индуктивно-связанной плазмой Agilent ICP-MS 7500a и структурным анализом на спектрометре PANalytical X'Pert PRO примесей алюминия выявлено не было.



Рис.1. Кремний, полученный восстановлением $SiCl_4$ субхлоридом алюминия (AlCl)

НЕКОТОРЫЕ АСПЕКТЫ СОВРЕМЕННОЙ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУПРОВОДНИКОВОГО КРЕМНИЯ

Т.В.Критская¹⁾, Л.Я.Шварцман²⁾

¹⁾Запорожская государственная инженерная академия, г. Запорожье, Украина

²⁾Activ Solar GmbH, Vienna, Austria

Наблюдаемое снижение темпов мирового производства кремния связано с возросшей конкуренцией, изменением взглядов на технологии и рынок, сменой инвесторов. За последние 50 лет, в основном, установились приоритетные технологические схемы – Siemens (водородное восстановление трихлорсилана), HEMLOCK дихлорсилан (Хемлк) и ASM (моносилан). В последнее время наиболее существенное развитие получила технология Siemens, благодаря своей изученности, высокому уровню чистоты получаемого поликристаллического кремния и успехам в создании высокопроизводительного промышленного оборудования. Особенно значимым достижением явилось освоение промышленного процесса низкотемпературного гидрирования, когда за счет резкого снижения концентрации хлористого водорода в продуктах реакции, возможно существенное снижение энергозатрат, перейти к практически безотходному производству и решить ряд проблем экологической безопасности.

Стабильный уровень потребления высокочистого поликристаллического Si для нужд «интеллектуальной электроники» (в 2011...2015 г.г. ~ 30 тыс. т в год) в ближайшие годы существенно не скажется на мировом объёме производства, что свидетельствует об удовлетворении спроса на СБИС и УБИС, производимых на пластинах кремния диаметром более 200 мм ограниченным числом наиболее успешных мировых компаний. Возникшая в 2011-2012 г.г. проблема перепроизводства кремния солнечного качества, возросшие требования к эффективности ФЭП и снижение выпуска ФЭП и модулей на мультикремнии в настоящее время привели к росту использования монокристаллического кремния, получаемого по методу Чохральского CZ-Si (таблица [1]). При избытке кремния на рынке фотовольтаики укрепятся позиции только тех компаний, которые владеют технологией производства высокочистого кремния ($\geq 9N...11N$).

Технологии кремниевых ФЭП	2009	2010	2011	2012	2013	2014	2015
На основе моно-Si (CZ)	34%	27%	33%	36%	37%	38%	40%
На основе «квази-моно»	0%	0%	1%	7%	14%	19%	23%
На основе мульти-Si	47%	58%	55%	50%	42%	36%	29%
Тонкоплёночные	18%	13%	10%	7%	7%	7%	8%
Ленточные	1%	2%	1%	0%	0%	0%	0%

По-видимому, настало время изменения парадигмы современной технологии кремния:

- отказ от энергоёмкого производства технического кремния, синтеза трихлорсилана, переход к прямому хлорированию специально подготовленного кремнезёма, получению $SiCl_4$, с последующим низкотемпературным гидрированием до $SiHCl_3$;
- отказ от загрязняющих технологий механического дробления, резки, использование современных стерильных технологий (электогидравлическое дробление, блистеринг и др.)
- использование моносилана для подпитки рециркуляционной системы Сименс-процесса.
- отдельная переработка SiH_2Cl_2 с производством дорогих уникальных марок кремния;
- получение монокристаллического кремния с повышенной термостабильностью, радиационной стойкостью, повышенной пластичностью и механической прочностью (за счёт управления содержанием O, C, специального легирования Ga, Ge, N₂ и др.)

Литература

1. Bernreuter J. The 2012 Who's Who of Solar Production [Text] / J. Bernreuter // Bernreuter Research. - 2013. – 100 p

SITEC - ПЕРЕДОВОЙ ОПЫТ В ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА КРЕМНИЯ

Е.А.Лысяк

SiTec GmbH, Бургхаузен, Германия.

SiTec GmbH - ведущая компания, предлагающая комплексные технологические решения, включающие в себя технологию и основное технологическое оборудование для законченного производственного цикла - от производства поликремния до производства слитков и пластин. Благодаря высокой надежности, инновационным технологическим подходам и экономному энергопотреблению нашего оборудования, мы гарантируем лучшие в своем классе показатели затрат на производство ПКК для солнечной и микроэлектронной промышленности. Компания предлагает следующие услуги в области инжиниринга и технологии для производства поликремния, кремниевых слитков и пластин.

- Техничко-экономические обоснования
- Консалтинг
- Технологический аудит и экспертиза
- Менеджмент и исполнение проекта
- Проектирование производства ПКК, основной дизайн
- Базовый инжиниринг (разработка исходных данных)
- Контроль интеграции исходных данных в детальный инжиниринг
- Выбор оборудования, включая поддержку при его закупке
- Технический надзор за строительством
- Технический надзор за вводом оборудования в эксплуатацию
- Технический надзор при запуске оборудования
- Технический надзор в процессе наращивания производственной мощности предприятия
- Постпродажные сервисные услуги: Технический надзор после передачи объекта заказчику.
- Оптимизация расхода основных и вспомогательных материалов, а также производственных затрат
- Услуги по обучению персонала

Доклад посвящен технологии и практическому внедрению производства ПКК для фотовольтаики и микроэлектроники. В рамках доклада дается краткий обзор современного мирового состояния рынка ПКК и особенностей производства ПКК в Российской Федерации.

Литература

1. SiTec Engineering & Technology Center Burghausen, Project Information 2008-2014.
<http://www.sitec.centrotherm.de/home-sitec/>
2. Forecast Gartner Semiconductor Manufacturing Equipment, Worldwide, 1Q12 Update.
http://my.gartner.com/portal/server.pt?open=512&objID=202&&PageID=5553&mode=2&in_hi_us erid=2&cached=true&resId=1965921&ref=AnalystProfile
3. Bernreuther Research: The Who's Who of Solar Silicon Production? 2012.
http://www.bernreuter.com/fileadmin/user_upload/silicon_report/Solar-Silicon-Report-2014-Info.pdf

МЕТОДЫ ЭЛЕМЕНТНОГО АНАЛИЗА ВЫСОКОЧИСТОГО КРЕМНИЯ И ЕГО ПРЕКУРСОРОВ

В.Г. Пименов^{1,2)}

¹⁾Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород

²⁾ФГБУН Институт химии высокочистых веществ им. Г.Г. Десятых
Российской академии наук, Нижний Новгород

Достигнутый уровень содержаний многих примесей в кремнии и прекурсорах ниже пределов их обнаружения методами элементного анализа. Необходимо определять примеси на уровне 10^{-8} % и менее. В докладе рассмотрены характеристики известных из литературы и развиваемых в ИХВВ РАН наиболее высокочувствительных методик элементного анализа кремния и его прекурсоров (тетрахлорида кремния, тетрафторида кремния, моносилана). Основное внимание уделено многоэлементным методам анализа. Масс-спектрометрия (искровая, лазерная, с импульсным тлеющим разрядом в качестве источника ионов) позволяет контролировать содержание до 70 примесей с пределом обнаружения на уровне $10^{-5} - 10^{-7}$ % масс. В инструментальных вариантах анализа значения пределов обнаружения примесей достигнутые к 90-ым годам прошлого века нейтронно-активационным методом остаются рекордными по настоящее время и составляют для 30 примесей $10^{-9} - 10^{-13}$ % масс. [1]. Сейчас этот метод практически недоступен. Снижение пределов обнаружения примесей в значительной степени связано с развитием гибридных методов анализа за счёт сочетания высокочувствительных инструментальных методов с предварительным концентрированием примесей «стерильным» способом. Наиболее широко применяемые в последнее время методы атомно-эмиссионной спектрометрии (АЭС-ИСП) и масс-спектрометрии с индуктивно связанной плазмой (МС-ИСП) в основном используют перевод твердой пробы в раствор. Эти методы хорошо сочетаются с разработанными ранее способами предварительного концентрирования примесей отгонкой матрицы кремния в виде летучего тетрафторида кремния [2, 3]. В дальнейшем усилия аналитиков были направлены на развитие вариантов предварительного концентрирования примесей с низким уровнем загрязнений и их рациональному сочетанию с современными методами анализа, включая АЭС-ИСП, МС-ИСП. Широко применяется концентрирование примесей в замкнутых системах, в частности автоклавах с микроволновым и резистивным нагревом, где происходит доочистка реагентов, перевод матрицы в летучую форму, её отгонка с одновременным концентрированием нелетучих примесей. Основная проблема связана с загрязнениями на стадиях подготовки пробы к анализу, концентрирования примесей, а также сужением круга определяемых примесей за счёт их потерь на стадии концентрирования.

«Стерильные» способы пробоподготовки с концентрированием примесей позволяют в значительной мере реализовать возможности современных методов элементного анализа, включая определение примесей распространенных элементов до уровня $10^{-7} - 10^{-10}$ % масс. Приведено содержание примесей в наиболее чистых образцах кремния и его прекурсоров.

Литература

1. Ю.А. Карпов и др. Аналитический контроль полупроводникового кремния //Высокочистые вещества. 1991. №4. С.31-37.
2. ГОСТ 26239.0-84 – 2639.3-84. Кремний полупроводниковый. Исходные продукты для его получения и кварц. Методы определения примесей. М.: 1984.
3. Г.А. Максимов, В.Г. Пименов, Д.А. Тимонин. Химико-атомно-абсорбционный анализ высокочистого кремния с пределом обнаружения примесей 10^{-9} - 10^{-11} % //Высокочистые вещества. 1993. № 3. с. 127-134

ПЕРЕХОД ОТ ПОСЛОЙНОГО К МНОГОУРОВНЕВОМУ РОСТУ ГРАНИ 3D-ОСТРОВКА: КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ

Д.А. Безродный, С.Н. Филимонов, Ю.Ю. Эрвье

Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

Известно, что при росте упруго-напряженных 3D-островков Ge на Si(001) происходит смена пирамидальной формы островков на куполообразную [1]. Экспериментально установлено, что наблюдаемая смена формы является результатом перехода от послойного роста граней пирамидальных островков к многоуровневому росту [2]. В данной работе начальные стадии этого процесса исследовались с помощью компьютерного моделирования методом Монте-Карло. Моделировался рост одной грани 3D-островка. Учитывались следующие атомные процессы: диффузия адатомов по грани, образование зародышей новых атомных слоев (ступеней) у вершины островка, присоединение атомов к ступени и отрыв от нее, переход адатомов с поверхности смачивающего слоя на грань и обратно. Адсорбция атомов на поверхность из молекулярного пучка не рассматривалась, т.е. полагалось, что рост грани происходит преимущественно за счет частичного растворения окружающего островка смачивающего слоя. Концентрация адатомов на поверхности смачивающего слоя вблизи 3D-островка полагалась постоянной.

Моделирование показало, что переход к многоуровневому росту может быть вызван наличием дополнительного энергетического барьера ΔE_s для встраивания адатомов в ступень со стороны верхней террасы (барьер Эрлиха-Швёбеля). При малых значениях ΔE_s среднее время ожидания появления зародыша следующего слоя превосходит время роста предшествующего слоя (Рис. 1), т.е. наблюдается послойный рост грани. Увеличение ΔE_s приводит к тому, что адатомы, перескакивающие через ступень на верхнюю террасу, проводят там больше времени, что увеличивает вероятность образования зародыша нового слоя грани за движущейся ступенью. Как следствие, время ожидания появления зародыша нового слоя уменьшается и при $\Delta E_s \geq 0,3$ эВ (температура $T = 700$ K, энергия связи атома со ступенью $\Delta E_b = 0,05$ эВ, энергия диффузии $E_s \geq 0,6$ эВ) становится меньше времени роста слоя. Примечательно, что образование нового зародыша у вершины 3D-островка чаще всего происходит, когда ступень не содержит изломов и является максимально проницаемой для адатомов.

Необходимо отметить, что барьер Эрлиха-Швёбеля не только увеличивает время «жизни» адатома на террасе за ступенью, но и препятствует переходу атомов с нижней на верхнюю террасу. Этот эффект становится существен при дальнейшем увеличении ΔE_s и проявляется в смене убывающей зависимости времени ожидания появления зародыша на возрастающую.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 13-02-01097).

Литература

1. F. Ross, R. Tromp, M. Reuter. Transition states between pyramids and domes during Ge/Si island growth // Science, 286, 1999 p.1931-1934
2. F. Montalenti et al. Atomic-scale pathway of the pyramid-to-dome transition during Ge growth on Si(001) // Phys. Rev. Lett., 93, 2004 p.216102

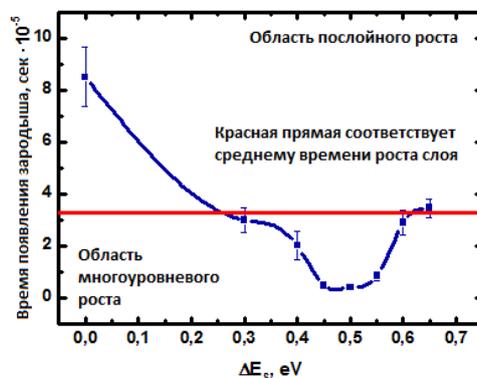


Рис. 1. Среднее время ожидания появления зародыша нового слоя грани 3D островка в зависимости от величины барьера Эрлиха-Швёбеля.

ЭЛЕКТРОННЫЙ РОСТ НАНООСТРОВКОВ РЬ НА ПОВЕРХНОСТИ SI(7 7 10)

С.И. Божко¹⁾, А.С. Ксенз^{1),2)}, А.М.Ионов¹⁾

¹⁾Институт Физики Твердого Тела РАН, Черноголовка, Россия

²⁾Московский государственный университет им. М.В.Ломоносова, Москва, Россия

Исследовался рост островковых пленок на вицинальных поверхностях Si. Рост пленки происходит по механизму Странски-Крастанова с формированием смачивающего слоя, на котором растут наноструктуры РЬ. Обнаружено, что наноструктуры имеют слоистую структуру. Толщина слоев составляет 2нм, что соответствует 7 моноатомным слоям РЬ. На рис.1 представлено изображение поверхности, полученное из СТМ изображения, после вычитания плоскости, параллельной верхней поверхности островков. Видно, что островки РЬ имеют слоистую структуру. Сечения, представленные на рис.1 показывают, что в большинстве случаев, толщина слоя в структуре островков составляет 2нм (соответствует 7 монослоям свинца). Видно, что максимальной является вероятность обнаружить слой толщиной в 7МС. Такую слоистую структуру островков можно объяснить в рамках модели электронного роста (ЭР)], где рассматривается газ электронов проводимости, находящийся в двумерной квантовой яме, ширина которой равна толщине островка свинца. Для случая РЬ эти расчеты впервые были выполнены в работе [1]. Для реализации механизма электронного роста, необходимо формирование границы между слоями РЬ. Эти границы, с одной стороны, не должны быть прозрачными для электронов проводимости, с другой стороны, выигрыш в энергии от разбиения островка на слои должен превышать энергию межслоевых границ. Одним из кандидатов на роль межслоевой границы представляется двойниковая граница. Работы, посвященные структурным исследованиям наночастиц ГЦК металлов [2] показали, что для таких частиц характерны структуры, содержащие двойниковые границы. В рамках приближения функционала плотности (ПФП) проведены расчеты энергии двойниковой границы и дефекта упаковки в кристаллах РЬ. Энергии двойниковой границы на один атом поверхности составляет 140К, что существенно меньше температуры при которой выращивались островки. В рамках ПФП проведены расчеты зависимости энергии слоя свинца от его толщины для слоев обладающих совершенной кристаллической решеткой ϵ и для слоев разделенных двойниковой границей $\epsilon_{\text{д}}$ на 2 слоя равной толщины. Зависимость разности $\epsilon - \epsilon_{\text{д}}$ от толщины слоя РЬ не монотонна. Минимум зависимости разности энергий соответствует толщине слоя равной 15 монослоям (4nm), что соответствует двум слоям по 2nm каждый, разделенным двойниковой границей.

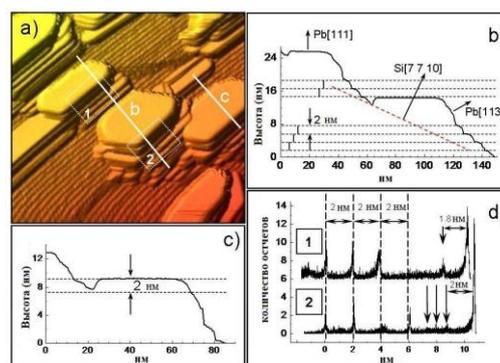


Рисунок 1. СТМ изображение островковой пленки РЬ на поверхности Si (7 7 10); b) сечение вдоль линии b, пунктирная линия иллюстрирует положение плоскости Si(7710); c) Сечение вдоль линии c; d) Гистограмма распределения высот по площади областей 1 и 2.

Литература

1. P. Czoschke, et.al. Phys. Rev. B 72, 075402 (2005)
2. T. Ben-David, Y. Lereah, G. Deutscher, et.al., Phys.Rev.Lett. **78**, 2585 (1997)

ФОРМИРОВАНИЕ, ОПТИЧЕСКИЕ И ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ ПЛЕНОК СТАННИДА МАГНИЯ НА Si(111)

*Галкин К.Н., Чернев И.М., А.В. Шевлягин, Д.Л. Горошко, Н.Г. Галкин
Институт автоматики и процессов управления ДВО РАН, Владивосток*

Силициды и станниды магния (Mg_2X ($X=Si, Sn$)), а также их тройные сплавы ранее и в последние годы привлекают серьезное внимание как экологически чистые полупроводники, которые состоят из нетоксических материалов. В первую очередь данные силициды и их сплавы интересны как хорошие кандидаты в качестве высокоэффективных термоэлектрических пленочных материалов благодаря их выдающимся особенностям, таким как большой коэффициент Зеебека, низкое удельное сопротивление и низкая теплопроводность. Однако пленки станнида магния не выращивались ранее на кремнии.

В данной работе оптимизирована методика роста пленок станнида магния (Mg_2Sn) на кремнии в условиях сверхвысокого вакуума при послойном осаждении при комнатной температуре бислоя олова (2.5-2.7 нм) и магния (5.0-6.5 нм), его повторением до (3-5) раз, закрытием слоем олова (1.4 нм) с последующим однократным отжигом при температуре 150 °С. Установлено, что механизм роста Mg_2Sn является островковым с проявлением текстуры и приводит к формированию развитого рельефа с шероховатостью около 10 нм (Рис. 1а), а при обогащении магнием наблюдается рост зерен Mg_2Sn с сегрегацией его излишков на границах зерен. Апробировано легирование слоев Mg_2Sn на кремнии путем формирования двумерных слоев Sb и Al для создания примесей n-типа. Обнаружено формирование пика фононного поглощения при 178 см^{-1} , который отнесен к фононной структуре Mg_2Sn . При обогащении пленок Mg наблюдается дополнительный пик при 275 см^{-1} . Установлено, что пики в спектрах отражения Mg_2Sn независимо от его стехиометрии имеют энергии: 1.05-1.08, 1.32-1.36, 2.05-2.10, 2.60-2.73 и 3.26-3.28 эВ. Анализ коэффициента поглощения пленок со стехиометрией близкой к Mg_2Sn показал, что они являются прямозонным полупроводником с шириной запрещенной зоны $E_g=0.275\pm 0.025$ эВ и вторым прямым межзонным переходом с энергией 0.52 ± 0.02 эВ. Температурные исследования проводимости и эффекта Холла показали, что эффективная ширина запрещенной зоны составляет 0.30 эВ, что хорошо согласуется с оптическими данными. Установлено, что в нелегированных пленках Mg_2Sn основными носителями являются дырки, которые начинают компенсировать электроны на подложках n-типа проводимости уже при -10 °С. Расчеты в рамках двухслойной модели в области истощения примесных уровней в кремнии (170-370 К) показали, что подвижность дырок в нелегированном Mg_2Sn является высокой (более $3000\text{ см}^2/\text{В сек}$), а концентрация малой (не более $8\times 10^{14}\text{ см}^{-3}$), что характерно для узкозонных полупроводников с прямой запрещенной зоной.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ №13-02-00046_а.

ЭПИТАКСИАЛЬНЫЙ РОСТ НАПРЯЖЕННОГО SiGe В АТМОСФЕРЕ ДИСИЛАНА И ДИГЕРМАНА

И.Ю. Зюльков^{1,2}, А.Я. Гикавий³

¹⁾ ОАО «Научно-исследовательский институт молекулярной электроники», Зеленоград

²⁾ Московский физико-технический институт (гос. университет), Долгопрудный

³⁾ Interuniversity Microelectronics Centre, Лёвен

Твердый раствор $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ используется для формирования сток/истоковых областей р-канальных МОПТ с технологической нормой от 90 нм и менее, с целью создания механических напряжений в канале транзистора. Такой подход используется и при переходе от классических планарных МОПТ к трехмерным МОПТ (FinFET) с технологическими нормами 22 нм и менее (рис. 1) [1]. Кроме того, представляют интерес гетероструктуры SiGeSn/sGe для изготовления на их основе оптических лазеров [2].

Получение бездислокационных эпитаксиальных слоев данного материала на кремниевой подложке связано с решением комплексной физической и материаловедческой задачи, обусловленной различием постоянных решеток Si и SiGe. По достижению критической толщины растущего слоя из-за существенного рассогласования решеток происходит релаксация напряженного состояния материала посредством выдавливания дислокаций несоответствия. Для получения структур с высокой концентрацией Ge (> 50%) и приемлемой толщиной $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ слоя необходима относительно низкая температура эпитаксиального процесса (менее 550° C) и, как следствие, использование специфического набора прекурсоров.

В работе проведен анализ процесса эпитаксиального роста $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$. Рост осуществлялся на установке ASM Intrepid XP™ (CVD) с использованием дигермана (Ge_2H_6) и дисилана (Si_2H_6) в качестве источников Ge и Si соответственно. Данные источники имеют меньшую энергию активации по сравнению с аналогами (германом – GeH_4 , силаном – SiH_4), что позволяет использовать их при меньших температурах ростового процесса [3]. Рост проводился на Si (100) пластинах диаметром 300 мм с локальными участками SiO_2 на поверхности (высота SiO_2 ~50 нм) при температурах 550°, 500°, 450° и 400° C. Образцы анализировались методом рентгеновской дифракции высокого разрешения для определения толщины и концентрации Ge в слое $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$, методом рентгеновской рефлектометрии для определения толщин тонких слоев (< 10 нм), методом высокоразрешающей механической профилометрии для оценки селективности процесса по отношению к SiO_2 .

Приведены зависимости скорости роста и концентрации Ge в слое SiGe от потоков дисилана и дигермана для разных температурных режимов. Получены данные для отношения скоростей роста кристаллического и поликристаллического слоя SiGe на кремниевой подложке и на поверхности маскирующего SiO_2 соответственно. Результаты получены при различных температурах и потоках Ge_2H_6 и Si_2H_6 .

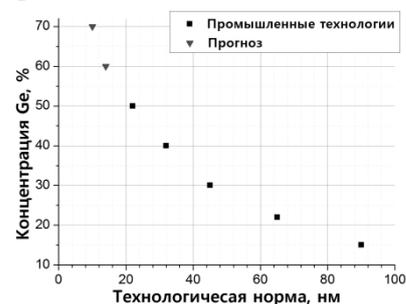


Рис. 1. Используемые концентрации Ge в слое SiGe в зависимости от технологической нормы [1]

Литература

1. K. J. Kuhn, et al. ECS Transactions, 33 (6) 3-17 (2010)
2. S. Wirths et al. SiGeSn growth studies using reduced pressure chemical vapor deposition towards optoelectronic applications, Thin Solid Films, 2013
3. C. Li et al. Coldwall ultrahigh vacuum chemical vapor deposition of doped and undoped Si and $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ epitaxial films using SiH_4 and Si_2H_6 , Journal of Vacuum Science & Technology A 14, 170 (1996)

ФОРМИРОВАНИЕ МАЛОУГЛОВЫХ ГРАНИЦ В ГЕТЕРОСИСТЕМАХ GeSi/Si И GaAs/Si С ВИЦИНАЛЬНЫМИ (001) ГРАНИЦАМИ РАЗДЕЛА

А.В. Колесников¹⁾, Е.М. Труханов¹⁾, А.С. Ильин¹⁾, И.Д. Лошкарев¹⁾

¹⁾ Институт Физики Полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН, Новосибирск

В современной экспериментальной и технологической практике все чаще используются подложки с несингулярными ориентациями. Например, использование подложек, специально отклоненных на угол несколько градусов от плоскости (001), позволяет существенно снизить вероятность образования антифазных границ при росте слоев A_{III}B_V на подложках Si [1]. В гетеросистемах с вицинальными ориентациями (001) возникают дополнительные искажения кристаллической решетки пленки: ее разворот и сдвиговая деформация. Целью представленной работы было изучение влияния сеток дислокаций несоответствия (ДН) на деформационное состояние эпитаксиальной пленки. Исследования проводились на пленках $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$ и GaAs, выращенных на вицинальных подложках Si (001), полученных разворотом на 6.2° вокруг направления типа $\langle 1\ 1\ 0 \rangle$.

В пленках GeSi разворот кристаллической решетки пленки возникает вокруг направления поверхностных ступеней (см. рис.1). Величина угла разворота ψ прямо пропорциональна плотности дислокаций несоответствия, что свидетельствует о накоплении в границе раздела одинаковых ДН [1, 2]. Это соответствует модели формирования рядом ДН аналога малоугловой границы [3], т.к. вектор Бюргерса не лежит в плоскости границы раздела.

Для гетеросистемы GaAs/Si кристаллическая решетка пленки поворачивается относительно решетки подложки в противоположных направлениях в зависимости от способа формирования первого монослоя: осаждение As на Si или замещение верхнего монослоя Si атомами As [4]. Такое различие связано с формированием в гетерогранице Ломеровских ДН.

Работа выполнена при поддержке РФФИ гранта 14-02-00677-а.

Литература

1. Е.М. Trukhanov and A.V. Kolesnikov. "Film Quality Effects Associated with Formation of Misfit Dislocations at Semiconductor Interfaces" // Applied Surface Science 123/124, 669 (1998).
2. Е.М. Trukhanov. "Properties of Misfit Dislocations and Pseudodislocations not Typical for Homogeneous Crystal Defects" // Surface 1, 43 (2010).
3. Ferenc Riesz. "Crystallographic tilting in latticemismatched heteroepitaxy: A Dodson–Tsaio relaxation approach" // J. Appl. Phys. 79 (8), 4111 (1996).
4. И. Д. Лошкарев, А. П. Василенко, Е. М. Труханов, А. В. Колесников, М. А. Путято, Б. Р. Семягин, В. В. Преображенский, О. П. Пчеляков. "Зависимость пластической релаксации пленок GaAs от способа зарождения первого монослоя As на Si (001)" // Известия РАН. Серия физическая, том 77, № 3, с. 264–267 (2013).

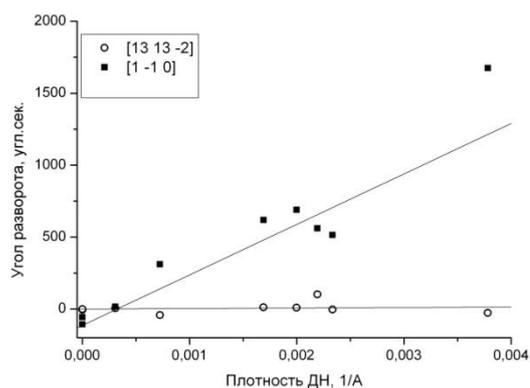


Рис. 1. Зависимости угла разворота ψ вокруг направлений $[1\ -1\ 0]$ и $[13\ 13\ -2]$ от плотности ДН в GeSi/Si ($1\ 1\ 13$).

ИССЛЕДОВАНИЕ ПОВРЕЖДЕНИЙ МЕЖСЛОЙНОГО LOW-K ДИЭЛЕКТРИКА ПРИ ЕГО ТРАВЛЕНИИ В ПЛАЗМЕ

А.А. Резванов, Е.С. Горнев, О.П. Гуцин, И.В. Матюшкин
“НИИМЭ и Микрон”, Россия, г. Зеленоград

Постоянная миниатюризация функциональных элементов интегральных схем является движущей силой прогресса в микроэлектронике. Одной из основных задач микроэлектронной промышленности является увеличение быстродействия работы интегральных схем (ИС). В связи с этим, для уменьшения времени задержки передачи сигнала, произошел переход от классического диоксида кремния (SiO_2 , $K=4$), используемого в качестве межслойного диэлектрика, к так называемым *low-K* диэлектрикам (*OSG*, *p-OSG*, $K<4$). В данной работе исследованы механизмы деградации межслойного пористого *low-K* диэлектрика, вызываемые процессами плазменного травления, произведен поиск методов защиты боковых стенок *low-K*.

При создании многоуровневой металлизации существует множество процессов, влияющих на деградацию свойств пористого *low-K* диэлектрика. Самым пагубным эффектом обладает процесс удаления фоторезиста в кислородосодержащей плазме, так как кислородные радикалы легко разрывают связь $Si-CH_3$, замещая ее связью $Si-O$. В результате *low-K* диэлектрик превращается в пористый гидрофильный материал с высокой диэлектрической проницаемостью[1]. В связи с этим, в данной работе изучены физико-химические процессы, происходящие в пористом $SiOCH$ диэлектрике при удалении фоторезиста в кислородосодержащей плазме. На основе модели М.Р. Бакланова и др.[2] разработана модель этих процессов сформулированных на языке клеточных автоматов. Сделаны первичные оценки для длины свободного пробега O в пористом $SiOCH$ диэлектрике, время диффузии продуктов реакции, анизотропия импульса кислорода с учетом пористости материала диэлектрика. Подготовлены исходные данные для дальнейшего моделирования.

Литература

1. Shamiryani D., Baklanov M., Vanhaelemeersch S., Maex K.// J. Vac. Sci. Technol. B. 2002. V. 20. № 5. P. 1923.
2. M. R. Baklanov et al, The mechanism of low-k $SiOCH$ film modification by oxygen atoms, Journal of Applied Physics 108, 073303 (2010)

КРАЕВЫЕ ДИСЛОКАЦИИ НЕСООТВЕТСТВИЯ В ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ НАПРЯЖЕННЫХ ПЛЕНКАХ ПОЛУПРОВОДНИКОВ С РЕШЕТКОЙ СФАЛЕРИТА И АЛМАЗА: ОБРАЗОВАНИЕ И УЧАСТИЕ В ПЛАСТИЧЕСКОЙ РЕЛАКСАЦИИ.

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

Институт физики полупроводников, Новосибирск

На примере наиболее изученной системы Ge/Si(001), а также InAs/GaAs(001) и Ge/InGaAs/GaAs(001) рассмотрены все известные на сегодняшний день механизмы образования краевых дислокаций несоответствия (ДН) в эпитаксиально выращенных пленках напряженных полупроводников с решеткой сфалерита и алмаза. В большинстве случаев краевые ДН образуются в процессе роста пленки в результате взаимодействия двух параллельных 60°-ных ДН, распространяющихся в зеркально отклоненных плоскостях скольжения {111} по следующей реакции

$$a/2[1\ 0\ \bar{1}] + a/2[0\ 1\ 1] = a/2[1\ 1\ 0].$$

На Рис. 1 схематично представлено взаимное расположение реагирующих дислокаций в восьми системах скольжения.

Основным путем, способствующим облегчению преобразования 60°-ных ДН в 90°-ные, является создание условий для интенсивного образования таких парных (комплементарных) 60°-ных ДН. Установлено, что такими условиями является малая толщина введения дислокаций (10 – 20 нм), что реализуется при относительно большом несоответствии параметров решеток пленки и подложки ($f \geq 1,8\%$). В этих условиях реализуется механизм наведенного зарождения [1], при котором зародившаяся 60° - ная дислокация провоцирует появление вторичной комплементарной дислокации. Вторичная дислокация имеет винтовую компоненту противоположного знака, компенсирующую винтовые искажения от первичной ДН, что обеспечивает выигрыш в энергии упругого искажения решетки.

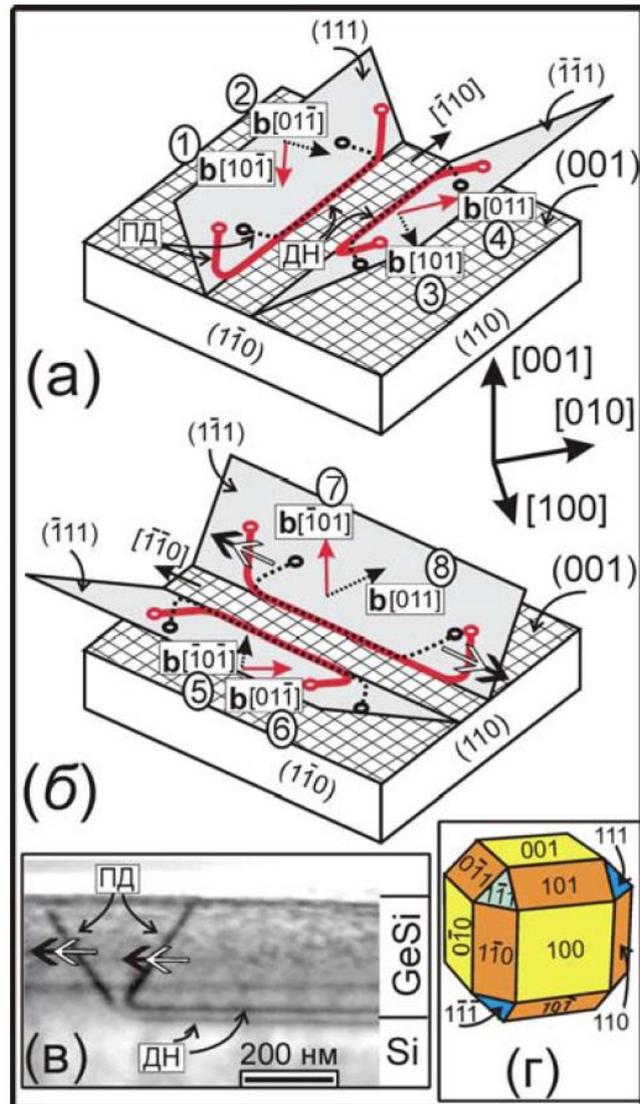


Рис.1. Восемь систем скольжения для 60°-ных дислокаций, участвующих в пластической релаксации сжатых пленок GeSi на Si(001). в- ЭМ изображение. г – основные плоскости в рассматриваемых полупроводниках. b – вектор Бюргерса.

Литература

1. Bolkhovityanov YB, Deryabin AS, Gutakovskii AK, Sokolov LV. Mechanism of induced nucleation of misfit dislocations in the Ge-on-Si(0 01) system and its role in the formation of the core structure of edge misfit dislocations //Acta Materialia 2013;61:617

АНИЗОТРОПИЯ ПОВЕРХНОСТНОЙ ЭНЕРГИИ КУБИЧЕСКОГО КАРБИДА КРЕМНИЯ И МЕХАНИЗМЫ ФОРМИРОВАНИЯ ГЕТЕРОЭПИТАКСИАЛЬНЫХ ПЛЕНОК 3C-SiC/Si(110)

С. Н. Филимонов¹⁾, Ю. Ю. Эрве¹⁾, S. Sambonsuge²⁾, M. Suemitsu²⁾

¹⁾Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, Россия

²⁾Университет Тохоку, Сендай, Япония

В работе представлены результаты экспериментального и теоретического исследования механизмов гетероэпитаксиального роста пленок кубического карбида кремния (3C-SiC) на Si(110) из

монометилсилана. Показано, что в зависимости от условий роста возможно как формирование слоев 3C-SiC(110)/Si(110), совпадающих по ориентации с ориентацией подложки, так и рост «повернутой» пленки 3C-SiC(111)/Si(110). Установлено, что переход от «правильной» к «повернутой» ориентации растущей пленки происходит при увеличении температуры подложки и/или уменьшении давления монометилсилана [1]. Физической причиной данного явления может быть изменение поверхностной энергии граней (110) и (111) вследствие десорбции водорода. Данный вывод подтверждается первопринципными расчетами поверхностной энергии чистых и пассивированных водородом поверхностей 3C-SiC [2]. Основные результаты расчетов представлены на Рис.1, где показаны зависимости поверхностной энергии 3C-SiC от химического потенциала водорода в условиях термодинамического равновесия эпитаксиальной пленки 3C-SiC с кремниевой подложкой. Из представленных данных следует, что чистая $\sqrt{3} \times \sqrt{3}$ реконструированная кремний-терминированная поверхность 3C-SiC(111) обладает меньшей поверхностной энергией по сравнению с чистой поверхностью 3C-SiC(110). Однако пассивация поверхности водородом существенным образом уменьшает анизотропию поверхностной энергии кубического карбида кремния, что объясняет формирование правильно ориентированных эпитаксиальных слоев 3C-SiC(110) на Si(110) в области низких температур роста и высоких давлений монометилсилана. Уменьшение химического потенциала водорода (например, за счет уменьшения давления монометилсилана или увеличения температуры подложки) приводит к увеличению анизотропии поверхностной энергии граней (110) и (111), что должно способствовать образованию обладающих меньшей поверхностной энергией «повернутых» эпитаксиальных слоев 3C-SiC(111)/Si(110).

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 13-02-92117) и Японского общества продвижения науки.

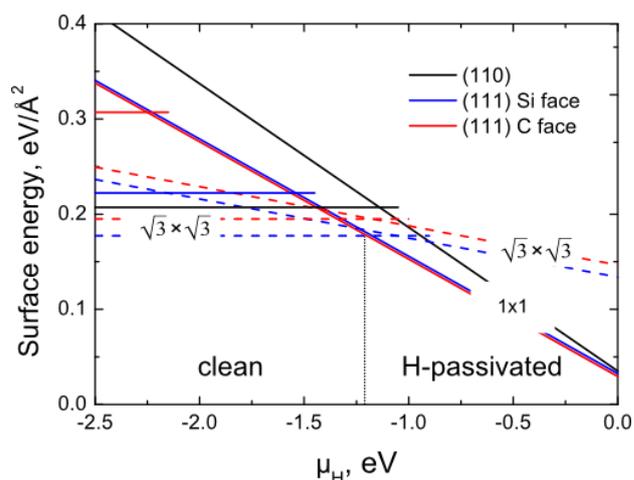


Рис. 1. Поверхностная энергия чистых (горизонтальные линии) и пассивированных водородом (наклонные линии) поверхностей 3C-SiC(110) и 3C-SiC(111).

Литература

1.S. Sambonsuge et al. Rotated epitaxy of 3C-SiC(111) on Si(110) substrate using monomethylsilane-based gas-source molecular-beam epitaxy. // Mat. Sci. Forum, 740–742, 2013 p.339-343.

2.S. Sambonsuge et al. Карбид кремния на кремнии (110): структура поверхности и механизмы эпитаксиального роста. // Изв. вузов. Физика, 56, 2013 стр.106-111

ДИНАМИКА ЭЛЕМЕНТАРНЫХ СТУПЕНЕЙ НА БОКОВЫХ ГРЯНЯХ НИТЕВИДНЫХ НАНОКРИСТАЛЛОВ

С. Н. Филимонов, Ю. Ю. Эрвье

Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, Россия

Образование и движение элементарных ступеней по атомно-гладким боковым граням нитевидного нанокристалла (ННК) определяет скорость латерального роста и эволюцию формы ННК [1]. Для описания динамики ступеней в докладе предлагается модель, основанная на решении краевой задачи поверхностной диффузии адатомов с учетом наличия сильного стока для адатомов на вершине ННК и особенностей потенциального рельефа для адатома при переходе на боковую поверхность ННК с поверхности подложки.

Получено точное решение краевой задачи для случая одиночной элементарной ступени, образовавшейся вблизи основания ННК. Найдены аналитические выражения для потоков адатомов в ступень и на вершину ННК в виде линейных комбинаций “движущих сил” – пересыщений на подложке и боковой поверхности, а также пересыщения на ступени относительно вершины ННК. Показано, что из-за наличия мощного стока на вершине ННК при малой длине ННК и недостаточно сильном потоке адатомов, переходящих на боковую поверхность ННК с подложки, ступень растворяется. Таким образом, движение ступени в сторону вершины ННК возможно лишь при длине ННК, превышающей некоторое критическое значение. С другой стороны, при большой длине ННК ступень, зародившаяся у его основания, может раствориться, если десорбция адатомов с боковой грани ННК протекает более интенсивно, чем адсорбция атомов на данную грань (например, в случае вертикального падения молекулярного пучка на подложку). При определенных условиях, движение ступени в сторону вершины возможно лишь в ограниченном интервале длин ННК [2].

Получены аналитические выражения для скоростей перемещения произвольного числа непроницаемых ступеней, последовательно образующихся у основания ННК (Рис. 1). С использованием полученных выражений проведено моделирование развития формы ННК при латеральном росте за счет движения ступеней. Результаты моделирования демонстрируют два механизма эшелонирования ступеней, характерные для роста ННК. При наличии сильного стока на вершине ННК эшелонирование имеет место из-за торможения ступеней, приближающихся к вершине, а при наличии потока адатомов с поверхности подложки – из-за ускоренного движения ступеней, образующихся у основания ННК. В первом случае эшелон перемещается вверх по мере удлинения ННК, а во втором случае происходит постепенное увеличение числа ступеней в эшелоне, находящемся на расстоянии порядка длины свободного пробега адатома от основания ННК. Обсуждается роль указанных эффектов в развитии формы ННК соединений III-V на кремнии.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 13-02-12160 офи-м).

Литература

1. M.C. Plante, R.R. LaPierre. Analytical description of the metal-assisted growth of III–V nanowires: Axial and radial growths. // J. Appl. Phys., 105, 2009 p.114304(1-8).
2. S.N. Filimonov, Yu.Yu. Hervieu. Kinetics of step propagation at the sidewalls of 3D islands and nanowires. // e-J. Surf. Sci. Nanotech., 12, 2014 p.68-74.

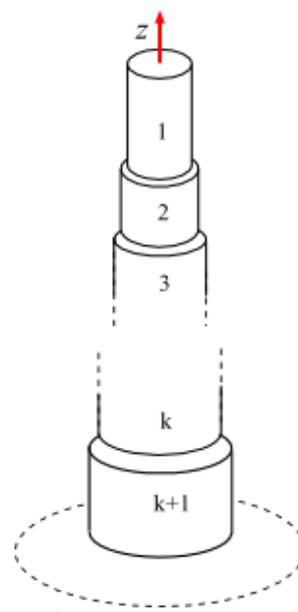


Рис. 1. Элементарные ступени на боковой грани нитевидного нанокристалла.

ФОРМИРОВАНИЕ SiGe ГЕТЕРОСТРУКТУР С ВЫСОКОЙ ДОЛЕЙ Ge И ИХ СЕЛЕКТИВНОЕ ЛЕГИРОВАНИЕ СЕГРЕГИРУЮЩИМИ ПРИМЕСЯМИ

Д.В. Юрасов¹⁾, М.Н. Дроздов¹⁾, А.В.Новиков¹⁾, М.В. Шалеев¹⁾, П.А. Юнин¹⁾

¹⁾ *Институт физики микроструктур РАН, Нижний Новгород*

В последние годы значительно возрос интерес к SiGe гетероструктурам с высокой (вплоть до 100%) долей Ge, что связано с более высокой подвижностью носителей заряда обоих знаков в Ge по сравнению с Si, возможностью формирования на их основе светоизлучающих, лазерных структур, а также фотодетекторов для ближнего ИК диапазона (1.3-1.6 мкм) [1, 2]. С целью интеграции приборов на основе слоев Ge с традиционной кремниевой технологией необходимо решить задачу получения на Si(001) подложках относительно тонких (1 мкм и менее) Ge слоев с малой плотностью дефектов [3]. Подобные слои могут быть, в том числе, использованы в качестве “искусственных” подложек для роста материалов A_3B_5 и формирования на кремнии гибридных лазеров. В тоже время с целью создания лазеров ИК диапазона на основе германия необходимо формирование растянутых слоев Ge с высокой концентрацией электронов [2]. Однако легирование SiGe и Ge донорами значительно осложнено сильной сегрегацией примесей в процессе эпитаксиального роста. В настоящей работе выполнены исследования возможностей роста методом МПЭ релаксированных и растянутых Ge слоев с низкой плотностью дефектов на Si(001) подложках и изучены сегрегационные свойства Sb в SiGe и Ge слоях для осуществления их прецизионного легирования.

С помощью методики двухстадийного роста [3] на Si(001) и SOI подложках методом МПЭ были получены Ge слои толщиной ≤ 500 нм с плотностью дислокаций $\leq 10^7$ см⁻², в которых наблюдалась деформация растяжения ($\epsilon \sim 0,2\%$), вызванная разницей коэффициентов температурного расширения Ge и Si. На основе таких слоев были изготовлены p-i-n фотоприемники, в том числе и в волноводной геометрии, с чувствительностью 25мА/Вт в области длин волн вблизи 1.5 мкм.

Для реализации прецизионного легирования SiGe и Ge донорами были исследована сегрегация Sb в подобных структурах в зависимости от их параметров при различных режимах роста. Обнаружено, что при одинаковых условиях роста сегрегация Sb в SiGe и Ge слоях значительно сильнее, чем в Si. Показано, что доля Ge в SiGe слое оказывает более значительное влияние на сегрегацию Sb, чем упругие напряжения слоя. Также было обнаружена взаимосвязанность влияния параметров структур и условий роста на поведение примеси – при повышении температуры роста влияние параметров структуры на сегрегацию Sb усиливается. Полученные экспериментальные зависимости сегрегационных свойств Sb от параметров SiGe слоев позволили сформировать селективно легированные SiGe структуры с градиентом концентрации 5-6 нм/декада [4] без потери кристаллического качества, что сравнимо с лучшими мировыми достижениями. Полученные результаты по сегрегации Sb в слоях Ge могут быть использованы для определения ростовых условий и методики формирования сильнолегированных n-Ge слоев, излучающих при комнатной температуре.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (гранты № 14-02-31880 мол_а и 13-02-1210813_офи-м) и стипендии Президента Российской Федерации молодым ученым и аспирантам (№ СП-5485.2013.5). Исследования проведены с использованием оборудования ЦКП ИФМ РАН.

Литература

1. W. Hu *et.al.* // Front. Optoelectron. 5(1), 2012 pp. 41-50.
2. R. Camacho-Aguilera *et.al.* // Opt. Express 20(10), 2012 pp.11316-11320.
3. C. Chen *et.al.* // Int. J. Photoen. 2012, 2011 pp.1-8.
4. М.Н. Дроздов, Д.В. Юрасов, А.В. Новиков, ФТП 47(11), 2013 стр. 1493-1496.

КРЕМНИЕВЫЕ ВЫСОКОАСПЕКТНЫЕ МИКРОСТРУКТУРЫ ДЛЯ АНОДОВ ЛИТИЙ - ИОННЫХ АККУМУЛЯТОРОВ

Е.В.Астрова, А.В.Парфеньева, Г.В.Ли, А.М.Румянцев

Физико-технический институт им. А. Ф. Иоффе, С.Петербург E-mail: east@mail.ioffe.ru

Кремний является перспективным материалом для анодов литий-ионных аккумуляторов, т.к. позволяет получить высокую разрядную емкость 4200 мА·ч/г, почти на порядок превышающую емкость углеродных электродов. Основной проблемой на пути его использования является разрушение и деградация электродов в результате механических напряжений, обусловленных трех-четыре-кратным увеличением объема при интеркаляции лития. Одним из путей решения проблемы является использование микро и наноструктурированного кремния. Наибольший интерес для практического применения представляют трехмерные пористые структуры, которые сочетают малые размеры кремниевых частиц с достаточно толстым слоем активного материала. Такие структуры характеризуются большой емкостью на единицу площади электрода (20–50 мА·ч/см²) [1,2], что важно для практического применения.

Настоящая работа посвящена методам получения различных структур с большим аспектным отношением высоты Si стенок к их толщине и формированию анодов литий – ионных аккумуляторов. Наиболее подробно рассмотрена морфология зигзагообразных структур [3], изготовленных с помощью электрохимического травления и последующей анизотропной обработки, до и после циклического литирования и ее связь с электрохимическими характеристиками отрицательного электрода аккумулятора.

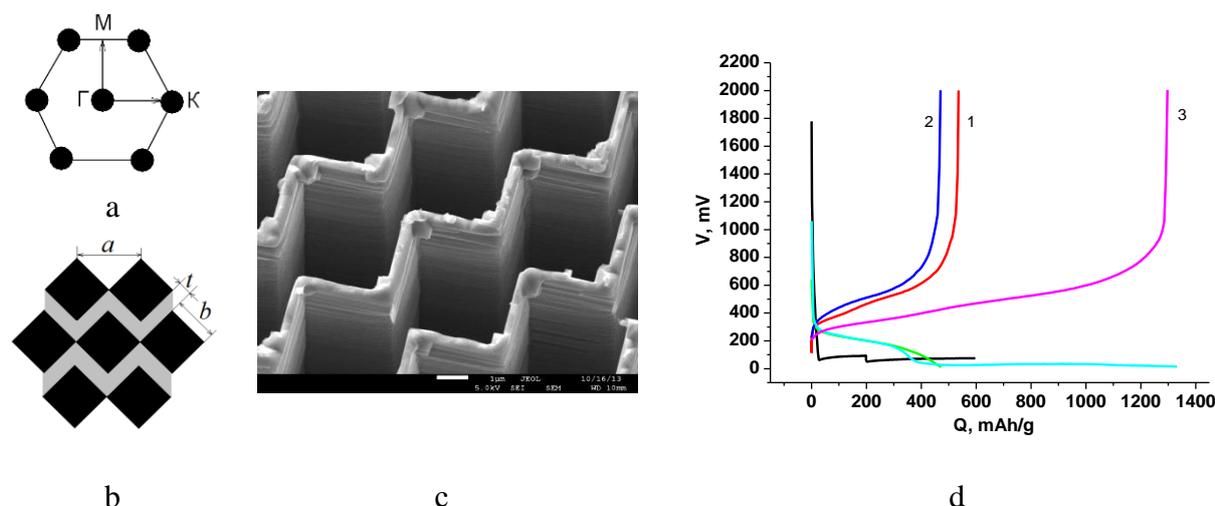


Рис.1. Получение зигзагообразной структуры анода с периодом 4 μm и ее характеристики: (а)-схема исходной решетки макропористого кремния, (б)-образование квадратных пор и зигзаг структуры в результате анизотропного травления, (с)-SEM изображение структуры, (d) -зарядно-разрядные характеристики.

Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ № 12-03-0031, ведущих научных школ НШ-347.2014.2 и стипендии президента РФ молодым ученым и аспирантам № СП-1952.2012.1.

Литература

1. Е.В. Астрова и др. Отрицательные электроды для литий-ионных аккумуляторов на основе пористого кремния // Письма в ЖТФ. 2011. Т. 37 (15). С. 87–93.
2. Г.В. Ли и др. Трансформация структуры анодов из макропористого кремния в результате процессов циклического литирования // ФТП. 2013. Т. 47 (9). С. 1288-1294.
3. А.В. Черниенко и др. Зигзагообразные структуры, полученные анизотропным травлением макропористого кремния // Письма в ЖТФ. 2013. Т. 39 (22). С. 17-24.

ОПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА GE(SI) НАНООСТРОВКОВ, ЗАКЛЮЧЕННЫХ МЕЖДУ НАПРЯЖЕННЫМИ СЛОЯМИ SI, СФОРМИРОВАННЫХ НА ПОДЛОЖКАХ SSOI И РЕЛАКСИРОВАННЫХ SiGe БУФЕРАХ

Н.А. Байдакова^{1,2)}, А.В. Новиков¹⁾, М.В. Шалеев¹⁾, Д.В. Юрасов¹⁾

¹⁾*Институт физики микроструктур РАН, Нижний Новгород*

²⁾*Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород*

В течение последних лет активно ведутся работы, направленные на создание кремниевых интегральных схем, передача информации между которыми может быть реализована по оптическим каналам. В качестве основных кандидатов для детектирования сигнала в кремниевых оптоэлектронных схемах рассматриваются фотоприемники на основе Ge/Si(001) структур [1], максимум фоточувствительности которых спектрально совпадает с сигналом ЭЛ Ge(Si) самоформирующихся островков. Одним из путей увеличения эффективности излучательной рекомбинации носителей заряда в Ge(Si) островках является их встраивание между тонкими слоями напряженного (растянутого) Si (sSi слоями), обеспечивающее хорошую пространственную локализацию носителей заряда обоих знаков вблизи островка [2]. Ранее было показано, что формирование на релаксированных SiGe буферах структур с Ge(Si) островками, заключенными между sSi слоями (Ge(Si)/sSi островков), приводит к значительному увеличению интенсивности сигнала ФЛ и обужению линии ФЛ от островков по сравнению со структурами, сформированными на подложках Si(001) [2]. В данной работе впервые на SiGe/Si(001) буферах методом МПЭ были получены диодные структуры с Ge(Si)/sSi островками. При малых токах накачки при 77К в спектрах ЭЛ данных структур наблюдается сигнал в области длин волн $1.6 \div 2.1$ мкм, соответствующий рекомбинации дырок, локализованных в Ge(Si) островках, и электронов, локализованных в sSi слоях. При увеличении токов возбуждения в спектрах ЭЛ исследованных структур появляется сигнал ЭЛ, связанный с дислокациями в SiGe буфере, в то время как сигнал ЭЛ от Ge(Si) островков насыщается. При увеличении температуры выше 77 К наблюдается существенное температурное гашение сигнала ЭЛ исследованных структур, вызванное безызлучательной рекомбинацией носителей заряда, в том числе на дефектах, содержащихся в релаксированном SiGe буфере.

Для исключения влияния дефектов релаксированного SiGe буфера на излучательные свойства формируемых структур была рассмотрена возможность формирования светоизлучающих структур на новом классе искусственных подложек – SOI подложек со слоем напряженного (растянутого) кремния (sSOI). Структуры с Ge(Si)/sSi островками впервые были выращены на подложках sSOI. При температуре 77 К был обнаружен сигнал ФЛ в области длин волн $1.6 \div 2$ мкм, сравнимый либо превосходящий по интенсивности сигнал ФЛ Ge(Si)/sSi островков, сформированных на релаксированных SiGe буферах. В отличие от структур, выращенных на SiGe буферах, в структурах, сформированных на sSOI подложках, в спектрах ФЛ отсутствует сигнал в области 1.5 мкм, связанный с дислокациями.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проекты № [13-02-97096](#) _поволжье_, [13-02-01006](#) и [13-02-1210813](#) _офи-м) и Совета по грантам Президента РФ (СП-6523.2013.5).

Литература

1. [M. Oehme](#) et. al. Photocurrent analysis of a fast Ge *p-i-n* detector on Si// Appl. Phys. Lett., 91, 2007 p. 051108.
2. M.V. Shaleev et. al. Photoluminescence of Ge(Si) self-assembled islands embedded in a tensile-strained Si layer// Appl. Phys. Lett., 88, 2006 p. 011914.

ОСОБЕННОСТИ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТРАНСПОРТА В ГИБРИДНЫХ СТРУКТУРАХ $\text{Fe}_3\text{O}_4/\text{SiO}_2/\text{Si}$ С РАЗНЫМ ТИПОМ ПРОВОДИМОСТИ ПОДЛОЖКИ

В.А. Видулов¹, В.В. Балашев^{1,2}, Т.А. Писаренко^{1,2}, А.А. Димитриев¹,
В.В. Коробцов^{1,2}

¹⁾ Институт автоматизации и процессов управления ДВО РАН, г. Владивосток

²⁾ Школа Естественных наук Дальневосточного федерального университета, г. Владивосток

Информация о влиянии типа проводимости подложки на транспорт носителей заряда в структуре $\text{Fe}_3\text{O}_4/\text{SiO}_2/\text{Si}$ с туннельно-тонким слоем SiO_2 была получена из температурных зависимостей удельного сопротивления (ρ) и вольт-амперных характеристик (ВАХ). Для сопоставления были произведены измерения ρ и ВАХ пленок, сформированных на слое SiO_2 толщиной 1200 нм. Все измерения проводились 4-х зондовым методом с Al зондами, в планарной геометрии, в диапазоне температур 80÷300 К.

Для структур с толстым слоем SiO_2 удельное сопротивление монотонно возрастает с понижением температуры, что является типичным для тонких поликристаллических пленок Fe_3O_4 (Рис. 1, кривая 1) [1]. Поведение зависимости $\rho(T)$ структур с туннельно-тонким оксидом отличается не только от поведения таковой для структур с толстым оксидом, но и существенным образом зависит от типа подложки. В частности, вместо незначительного уменьшения ρ при $T=300$ К, наблюдаемого для структур с подложками n -типа (Рис. 1, кривая 2), в случае подложек p -типа величина удельного сопротивления на 2 порядка меньше ρ пленки, сформированной на толстом слое SiO_2 . С понижением температуры удельное сопротивление структуры с подложкой p -типа уменьшается подобно зависимости

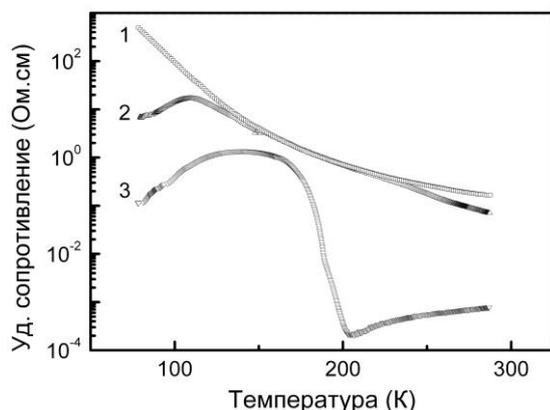


Рис. 1. Температурные зависимости удельного сопротивления пленок Fe_3O_4 : 1- на толстом слое SiO_2 , 2- на подложке n -типа, 3- на подложке p -типа.

$\rho(T)$ для p -Si [2]. В низкотемпературном диапазоне, на зависимостях $\rho(T)$ структур с подложками n -типа вновь наблюдается уменьшение ρ , тогда как в структурах с подложками p -типа уменьшение наблюдается после скачкообразного (на 4 порядка) увеличения ρ (Рис. 1, кривая 3).

Предполагается, что эти особенности зависимостей $\rho(T)$ обусловлены эффектом переключения канала проводимости от пленки Fe_3O_4 к кремниевой подложке. Отличия в поведении зависимостей $\rho(T)$ структур с подложками n - и p -типа объясняются на основе анализа зонных диаграмм гибридных структур $\text{Al}/\text{Fe}_3\text{O}_4/\text{SiO}_2/n$ -(p -)Si с и их вольт-амперных характеристик.

Литература

1. S. Jain, A. O. Adeyeye, and C. B. Boothroyd. J. Appl. Phys. 97 (2005) 093713.
2. S. Witanachchi et al. // J. Appl. Phys. 99 (2006) 073710.

ЭФФЕКТЫ ПРИМЕСНОГО СПИН-ЗАВИСИМОГО РАССЕЯНИЯ И СПИНОВОЙ РЕЛАКСАЦИИ ЭЛЕКТРОНОВ ПРОВОДИМОСТИ В КРЕМНИИ, ЛЕГИРОВАННОМ ВИСМУТОМ

А.А. Ежеский¹, Д.В. Гусейнов¹, А.В. Сухоруков¹, С.А. Попков¹, А.А. Конаков¹,
Н.В. Абросимов², Н. Riemann²

¹Нижегородский госуниверситет им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород.

²Leibniz Institute for Crystal Growth, Max-Born-Str. 2 D-12489 Berlin, Germany

Одной из ключевых задач в области спиновой физики полупроводников является поиск структур, обладающих большими временами жизни спиновых возбуждений и совместимых с технологиями кремниевой микроэлектроники. Кремний – материал со слабым в сравнении с типичными прямозонными полупроводниками спин-орбитальным взаимодействием и, как следствие, меньшими скоростями спиновой релаксации – удачно удовлетворяет этим требованиям. Однако слабое спин-орбитальное взаимодействие в кремнии затрудняет эффективную поляризацию спинов в нем. Возможным решением проблемы является использование кремния, легированного тяжелыми донорами V группы, такими как сурьма или висмут, приводящими к сильному спин-зависимому рассеянию, которые могли бы способствовать ориентации спиновых токов. В настоящей работе методом электронного спинового резонанса исследовались процессы спиновой релаксации электронов проводимости в кремнии, легированном висмутом в диапазоне концентраций $1.1 \cdot 10^{13} - 7.7 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$. Избыточная концентрация электронов проводимости (10^{16} см^{-3}) создавалась путем дополнительного легирования образцов донорами лития, который обладает минимальным спин-орбитальным вкладом в примесный потенциал [1]. Обнаружено драматическое уширение резонансной линии, начиная с концентрации доноров висмута $\sim 2 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-3}$, связанное, по-видимому, с существенным увеличением скорости спиновой релаксации электронов проводимости. Наблюдаемый сильный эффект при столь малых концентрациях примеси невозможно объяснить в рамках известных моделей [2-4], в которых влиянием примеси пренебрегается. Проведенный нами теоретический анализ показывает, что ключевую роль в электронной и спиновой динамике носителей играют интенсивные процессы рассеяния на примесном спин-орбитальном потенциале донора висмута, приводящие как к перевороту электронного спина (процессы спиновой релаксации Эллиотта-Яфета [5,6]), так и к спин-зависимому электронному переносу, который, как известно [7], лежит в основе внешнего (extrinsic) спинового эффекта Холла. Согласно нашим оценкам в случае такой тяжелой примеси, как висмут, «активация» примесного канала в спиновой релаксации происходит при концентрации доноров $\sim 5 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-3}$, что хорошо согласуется с экспериментальными данными.

Работа выполнена при частичной поддержке гранта РФФИ № 12-02-00576-а.

Литература

1. A.A. Ezhevskii, S.A. Popkov, A.V. Soukhorukov, D.V. Guseinov, A.A. Konakov, N.V. Abrosimov, N. Riemann, *Solid State Phenomena Vols. 205-206* (2014) pp 191-200
2. J.L. Cheng, M.W. Wu, J. Fabian, *Phys. Rev. Lett.*, V. 104, P. 016601 (2010).
3. P. Li, H. Dery, *Phys. Rev. Lett.*, V. 107, P. 107203 (2011).
4. J.M. Tang, B.T. Collins, M.E. Flatte, *Phys. Rev. B*, V. 85, P. 045202 (2012).
5. R.J. Elliott, *Phys. Rev.*, V. 96, P. 266 (1954).
6. Y. Yafet, in *Solid State Physics*, edited by F. Seitz and D. Turnbull, V. 14, P. 1 (1963).
7. E.M. Hankiewicz, G. Vignale, *J. Phys.: Condens. Matter*, V. 21, P. 253202 (2009).

ВНУТРИЗОННЫЕ ОПТИЧЕСКИЕ ПЕРЕХОДЫ ДЫРОК В НАПРЯЖЕННЫХ КВАНТОВЫХ ЯМАХ SiGe

А.И. Якимов, В.В. Кириенко, В.А. Армбристер, А.А. Блошкин

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

Структуры с квантовыми ямами (КЯ) привлекают большое внимание исследователей в связи с потенциальной возможностью их использования для изготовления инфракрасных детекторов и лазеров. В работе были изучены эффекты упругих деформаций растяжения и сжатия в процессах оптического поглощения поляризованного инфракрасного излучения в гетероструктурах с КЯ SiGe *p*-типа. Образцы выращивались методом молекулярно-лучевой эпитаксии на подложках Si(001) и представляли собой семь псевдоморфных КЯ Si_{1-x}Ge_x ($x=0.35$) шириной 3 нм, разделенных слоями Si толщиной 20 нм. Каждый из барьеров Si содержал дельта-легированный бором слой для заселения первой подзоны тяжелых дырок в КЯ носителями заряда. Измерение спектров пропускания света и их поляризационных зависимостей проводилось в многопроходной волноводной геометрии с использованием низкочастотной модуляции заполнения КЯ дырками потенциалом на полевом электроде.

В исходном состоянии квантовые ямы сжаты в плоскости гетероструктуры вследствие рассогласования параметров решетки Si и SiGe. Внешние деформации одноосного сжатия или растяжения были реализованы в эксперименте путем механического изгиба пластин Si с выращенной на одной из сторон гетероструктурой Si/SiGe. При таком подходе, квантовые ямы, расположенные на вогнутой стороне пластины, сжимаются в плоскости структуры, на выпуклой – растягиваются. Максимальная величина деформации, которую удавалось достичь данным методом до механического разрушения пластин, составляла 0.2%.

Данные об энергии и волновых функциях валентной подзоны были получены в приближении 6-тизонного **kp**-метода. Эффекты, связанные с упругими деформациями, были включены в задачу через гамильтониан Бира-Пикуса. В результате теоретического анализа энергетической диаграммы исследуемых гетероструктур, установлено, что наблюдаемое в области энергий 100–400 мэВ поглощение излучения, поляризованного в плоскости квантовых ям (TE поляризация), обусловлено переходами дырок из первой подзоны тяжелых дырок КЯ SiGe в сплошной спектр над барьером Si. Для вертикальной (TM) поляризации доминирующей является полоса поглощения с максимумом при 150 мэВ, связанная с переходами между первыми двумя дырочными подзонами размерного квантования. Обнаружено, что интенсивность переходов под действием излучения TE-поляризации практически не зависит от наличия упругих деформаций в среде, в то время как для TM-поляризованного излучения наблюдается уменьшение коэффициента поглощения при сжатии гетероструктуры и его рост при растяжении. Полученные результаты объяснены перераспределением носителей заряда между подзонами легких и тяжелых дырок, вызванным изменением взаимного расположения дырочных подзон вследствие механических напряжений в среде. При максимальных деформациях растяжения происходит формирование основного состояния системы в зоне легких дырок, сопровождающееся увеличением коэффициента межподзонного поглощения света.

Работа поддержана грантом РФФИ 12-02-00149.

ЭФФЕКТ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОГО ПЕРЕКЛЮЧЕНИЯ КАНАЛА ПРОВОДИМОСТИ В ГИБРИДНЫХ СТРУКТУРАХ $\text{Fe}_3\text{O}_4/\text{SiO}_2/\text{n-Si}$

А.А. Димитриев¹, В.А. Викулов¹, В.В. Коробцов^{1,2}, В.В. Балашев^{1,2}, Т.А. Писаренко^{1,2}

¹⁾ Институт автоматики и процессов управления ДВО РАН, г. Владивосток

²⁾ Школа Естественных наук Дальневосточного федерального университета, г. Владивосток

В настоящей работе мы приводим результаты измерения температурных зависимостей удельного сопротивления тонких поликристаллических пленок магнетита (Fe_3O_4), сформированных на кремнии с туннельно-тонким слоем SiO_2 [1].

Обнаружено, что при температурах ниже температуры структурного преобразования магнетита (120 К), при малых толщинах магнетита может наблюдаться резкое уменьшение удельного сопротивления (Рис. 1), которое сопровождается изменением вида вольт-амперных характеристик от линейной (при $T=300$ К) к S-образной при $T=80$ К (Рис. 2), соответствующей туннельному МДП диоду [2].

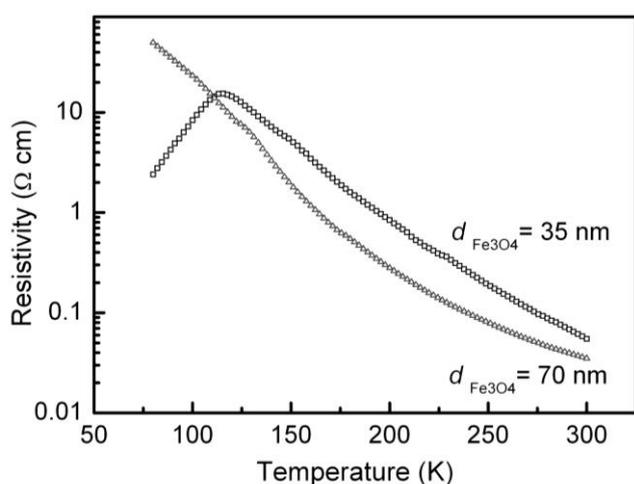


Рис. 1. Температурные зависимости удельного сопротивления пленок Fe_3O_4 разной толщины.

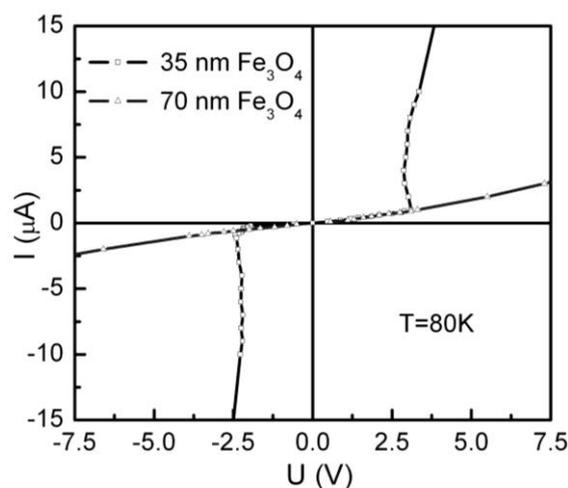


Рис. 2. Вольт-амперные характеристики структур $\text{Fe}_3\text{O}_4/\text{SiO}_2/\text{n-Si}$.

Предполагается, что смена роста удельного сопротивления на спад обусловлена переходом пленки магнетита в изолирующее состояние, сопровождаемое увеличением напряженности электрического поля между зондовыми контактами и кремниевой подложкой. Последнее приводит к возникновению условий для туннельно-полевой эмиссии носителей заряда сквозь составной диэлектрический слой $\text{Fe}_3\text{O}_4+\text{SiO}_2$ и переключению проводимости от пленки Fe_3O_4 к хорошо проводящей кремниевой подложке.

Литература

1. V.A. Vikulov *et al.* Tech. Phys. Lett. **38**, (2012) p.336.
2. S.M. Sze. Physics of Semiconductor Devices. Wiley, (2007) 815 p.

ПОДВИЖНОСТЬ ЭЛЕКТРОНОВ В ОБОГАЩЕНИИ В СЛОЯХ КНИ ПРИ РАЗЛИЧНОМ СОСТОЯНИИ ПОВЕРХНОСТИ

Э. Г. Кулубаева, О. В. Наумова, Б. И. Фомин, В. П. Попов
Институт физики полупроводников СО РАН, Новосибирск

В настоящее время огромный интерес представляют широкий класс приборов на основе тонких слоев кремний-на-изоляторе (КНИ), работающих в режиме обогащения. К таким приборам, в частности, относятся беспереходные транзисторы, решающие проблему коротко-канальных эффектов, и КНИ-нанопроволочные транзисторы, используемые в качестве различного рода химических или биологических сенсоров. Как и в обычных МОП транзисторах в таких приборах важны свойства системы Si/SiO₂, под которыми подразумеваются свойства нанометровых слоев Si, границы раздела Si/SiO₂ и свойства диэлектрика. Подвижность носителей заряда является одним из основных параметров, который зависит от вышеперечисленных свойств систем Si/SiO₂ и определяет параметры приборов.

В тонких слоях КНИ наличие близкорасположенных гетерограниц Si/SiO₂ приводит к возникновению электрической связи потенциалов границ раздела. Поэтому значения подвижности носителей заряда определяется влиянием обеих границ раздела Si/SiO₂. При этом состояние поверхностного слоя кремния не всегда могут быть контролируемы, в частности для КНИ сенсоров с открытой поверхностью.

Целью данной работы являлось исследование подвижности носителей заряда в тонких слоях КНИ при различных состояниях поверхностного слоя кремния. Для этого исследовались значения подвижности электронов в планарных двухзатворных КНИ МОП транзисторах. Получены зависимости подвижности электронов в обогащении μ от избытка носителей заряда N_e в канале транзисторов. Показано, что зависимости $\mu(N_e)$ могут быть аппроксимированы степенной зависимостью $\mu(N_e) \sim N_e^{-n}$. Установлено, что значения показателей n варьируются от 0.2 до 0.5 при изменении состояния слоя КНИ со стороны поверхности от инверсии до обогащения. Обсуждаются механизмы рассеяния, соответствующие различным значениям n .

Работа выполнена при частичной поддержке проекта 8.1.7 ФНИ и гранта №86 СО РАН.

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ПОРИСТОГО КРЕМНИЯ С РАЗЛИЧНЫМ РАЗМЕРОМ ПОР И ЕГО ИССЛЕДОВАНИЯ МЕТОДАМИ РЕНТГЕНОВСКОЙ И ОПТИЧЕСКОЙ СПЕКТРОСКОПИИ

Леньшин А.С.¹⁾, Анисимов А. В.¹⁾, Кашкаров В.М.¹⁾, Домашевская Э.П.¹⁾ Бельтюков А.Н.²⁾,
Гильмутдинов Ф.З.²⁾

¹⁾ Воронежский государственный университет, г. Воронеж

²⁾ Физико-технический институт УРО РАН, 426000, г. Ижевск

В настоящее время ведутся активные работы по созданию различных структур и приборов для применения в оптоэлектронике и энергетике на основе материалов, содержащих аморфный, поли- и нанокристаллический кремний. Пористый кремний (por-Si) является одним из наиболее известных материалов в данной области. Кроме того, перспективно применение данного материала в различных сенсорных структурах. Варьирование параметрами его получения и постобработкой por-Si позволяют управлять функциональными характеристиками пористого слоя в целях оптимизации под конкретную прикладную задачу.

В работе представлены исследования состава поверхности образцов нано, мезо и макропористого кремния методами рентгеновской фотоэлектронной и ультрамягкой рентгеновской спектроскопии. Исследования образцов методом рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии были выполнены на лабораторном спектрометре фирмы SPECS, возбуждение Al K_α или Mg K_α, очистка и травление поверхности в течение 1 мин. и 3 мин. осуществлялось ионами аргона с энергией 4 кэВ, плотность ионного тока 30 мкА/см², скорость травления 2-3 нм/мин.

Рентгеновские эмиссионные Si L_{2,3} спектры образцов были получены на уникальном лабораторном рентгеновском спектрометре - монохроматоре «PCM-500», глубина анализа данным методом составляла 10, 60 и 120 нм. Таким образом, использование указанных методик позволило провести анализ состава поверхностных слоев пористого кремния с различным размером пор на глубине от ~ 3 нм до 120 нм.

Исследование состава пористого кремния с различным размером пор показали, что все образцы содержат фазы кристаллического, аморфного кремния, а также субоксида и диоксида кремния. При общей тенденции уменьшения от поверхности к объему образцов соотношения «фаз» со связями кремний-кислород к «фазам» кремний – кремний, наиболее окисленными на поверхности являются образцы нанопористого кремния, и только в более глубоких слоях (от 60 нм) начинают проявляться фазы аморфного и нанокристаллического кремния.

Для поверхности мезопористого кремния характерно наличие и обоих видов фаз, с преобладанием фаз кремний-кислород и постепенным убыванием их доли по глубине, а для макропористого кремния оксидные фазы обнаруживаются только на самой поверхности образцов в количестве сопоставимом с фазами кремний – кремний и практически исчезают в 10 нм от поверхности.

Работа выполнена в рамках Государственного задания ВУЗам, при поддержке грантов Президента РФ (МК-4535.2014.2) и программы стратегического развития Воронежского государственного университета.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОГО ЗАРЯДА И ПЛОТНОСТИ СОСТОЯНИЙ НА ПОВЕРХНОСТИ КНИ-НАНОПРОВОЛОЧНЫХ СЕНСОРОВ ПРИ АДСОРБЦИИ БЕЛКА

Маляренко Н.Ф., Наумова О.В., Фомин Б.И., Попов В.П.

Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова, г. Новосибирск

В настоящее время существует острая необходимость в создании быстродействующих, простых в использовании, сравнительно дешевых и высокочувствительных медицинских приборов, способных к мониторингу многочисленных заболеваний и патогенных инфекций. Для решения подобных задач требуется создание новых сенсоров, обладающих улучшенной чувствительностью для контроля за процессами в живой клетке, что позволило бы осуществлять раннюю медицинскую диагностику заболеваний и индивидуальную терапию.

Одним из видов таких биосенсоров являются нанопроволочные (НП) сенсоры. Принцип действия этих биосенсоров заключается в том, что любая частица, попавшая на поверхность проволоки, является виртуальным локальным затвором, модулирующим ее проводимость. Если конструктивные параметры проволоки сравнимы с областью обеднения, то одной частицы достаточно, чтобы полностью перекрыть проводимость в канале.[1]

Кремниевым проволокам, созданным на структуре КНИ, уделяется особое внимание при конструировании нанопроволочных биосенсоров. Использование КНИ дает ряд преимуществ:

- используется стандартная кремниевая технология,
- полем виртуального затвора (целевой частицы) управляется только тонкий слой кремния, отделенный от подложки окислом,
- возможность следить за составом раствора в режиме реального времени,
- многоканальность,
- наличие дополнительного затвора – кремниевой подложки, позволяющего устанавливать биосенсор в режим максимальной чувствительности.[2]

Одной из основных проблем для таких приборов являются загрязнения, приводящие к неконтролируемому состоянию поверхности и снижающие чувствительность сенсоров к адсорбции тестируемых частиц. Поэтому в данной работе решались следующие задачи: 1) определение эффективного заряда и плотности состояний на поверхности КНИ – сенсоров до и после различных химических обработок (на основе комбинации растворов, используемых в Si технологии); до и после адсорбции белка различной концентрации на поверхность НП; 2) определение влияния функционализации поверхности сенсорных элементов на эффективность адсорбции белка.

Работа выполнена при частичной поддержке проекта N86 СО РАН.

Литература

1. M.C, Lieber Z. L. Wang. Functional Nanowires // MRS BULLETIN, - 2007, -Vol.32, - pp.99-104
2. O. V. Naumova, B. I. Fomin, D. A. Nasimov, N. V. Dudchenko, S. F. Devyatova, E. D. Zhanaev, V. P. Popov, A. V. Latyshev, A. L. Aseev, Yu. D. Ivanov and A. I. Archakov. SOI nanowires as sensors for charge detection. – Semicond. Sci. Technol. 25, 2010. 055004

INTERPLAY OF INVERSION-LESS AND INVERSION-BASED TERAHERTZ STIMULATED INTRACENTER EMISSION IN ISOTOPICALLY ENRICHED SILICON DOPED BY BISMUTH

*S.G. Pavlov*¹⁾, *N.V. Abrosimov*²⁾, *N. Deßmann*³⁾, *U. Böttger*¹⁾, *B. Redlich*⁴⁾, *A.F.G. van der Meer*⁴⁾, *R.Kh. Zhukavin*⁵⁾, *V.N. Shastin*⁵⁾, *K. Irmscher*²⁾, *H. Riemann*²⁾ and *H.-W. Hübers*^{1,3)}

¹⁾ *Institute of Planetary Research, German Aerospace Center, Berlin, Germany*

²⁾ *Leibniz Institute of Crystal Growth, Berlin, Germany*

³⁾ *Institut für Optik und Atomare Physik, Technische Universität Berlin, Berlin, Germany*

⁴⁾ *FELIX Facility, Radboud University, Nijmegen, The Netherlands*

⁵⁾ *Institute for Physics of Microstructures, Nizhny Novgorod, Russia*

Two types of terahertz-range stimulated emission involving intracenter transitions of bismuth atoms in isotopically enriched silicon has been realized under optical excitation by mid-infrared free electron laser (FELIX Facility, Radboud, the Netherlands) at cryogenic temperatures, ~ 5 K. In comparison with the similar stimulated emission observed for natural silicon crystals [1], strong interplay between Raman laser emission and inverted intracenter lasing has been observed (Fig. 1). This competition is caused by interaction of particular donor levels those populations play a critical role in forming inverted electron distributions required for intracenter laser action (for instance $2p_{\pm} \rightarrow 1s(E)$ bismuth transition in Fig. 1) versus dominant population of the ground impurity state (inversion-less), $1s(A_1)$, what is required for Raman Stokes lasing.

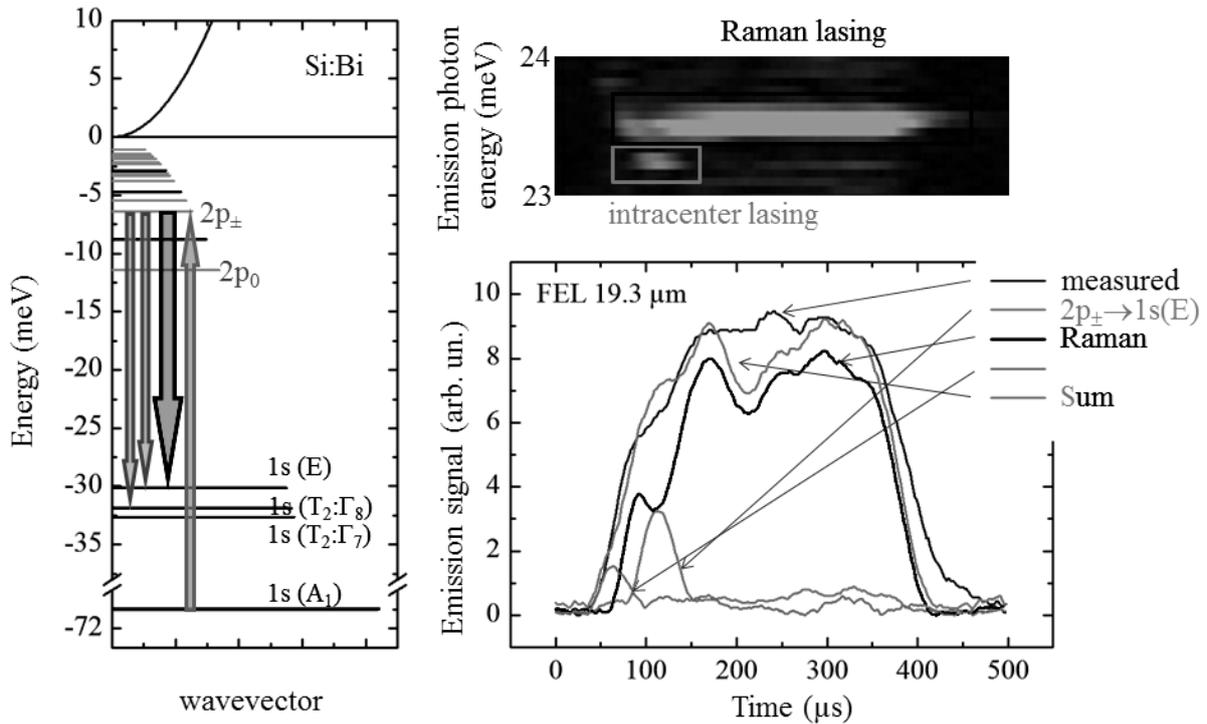


Fig. 1. Left: ²⁸Si:Bi lasing scheme showing pump (arrow upwards) and emission transitions (arrows downwards). Right: Dynamics of the laser emission pulses (lower) and frequency (upper) during the FEL pump pulse.

Authors acknowledge the support through the EU initiative “CALIPSO” (Project # FELIX-2013-2-2) and the Russian Foundation for Basic Research (grants # 14-02-00638, 13-02-97116-povolzhie).

References

[1] S. G. Pavlov, U. Böttger, R. Eichholz, N. V. Abrosimov, H. Riemann, V. N. Shastin, B. Redlich, and H.-W. Hübers. Terahertz lasing from silicon by infrared Raman scattering on bismuth centers. // *Appl. Phys. Lett.* **95**, 2009 p. 201110.

РЕКОМБИНАЦИОННАЯ АКТИВНОСТЬ ГРАНИЦ РАЗДЕЛА В МУЛЬТИКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ КРЕМНИИ

С.М. Пещерова, А.И. Непомнящих, Л.А. Павлова

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт геохимии им. А.П. Виноградова Сибирского отделения Российской Академии наук, Россия, 664033, г. Иркутск, ул. Фаворского 1а.

Электрофизические свойства межзеренных границ в мультикремнии, выращенном из металлургического кремния методом Бриджмена-Стокбаргера, обуславливаются, прежде всего, их структурными особенностями и присутствием в них металлических примесей. С одной стороны, исследования электрофизических свойств мультикремния представляются возможными в том случае, когда концентрация примесей металлов не превышает в среднем 10 ppm. При этом непосредственное наблюдение примесей в структуре мультикремния и, в частности, в областях границ зерен является весьма трудной задачей [1]. С другой стороны, высокое содержание примесей в объеме кристалла позволяет изучать их формы вхождения в структуру мультикремния методом электронно-зондового рентгеноспектрального микроанализа (РСМА). Использование данного метода анализа является целесообразным ввиду того, что основная часть примесей в мультикремнии присутствует в виде микровключений [2,3]. Метод позволяет не только идентифицировать микровключения, но и фиксировать их месторасположение относительно высокоугловых границ зерен [4]. Исходя из полученных ранее результатов исследования электрофизических свойств мультикремния, особое внимание в процессе настоящего исследования было уделено границам специального типа, поскольку их вклад в снижение времени жизни неравновесных носителей заряда является существенным [5]. Исследования пространственного распределения скорости рекомбинации по поверхности мультикремния проводили методом наведенного тока, индуцированного электронным пучком, а типы границ и параметры разориентации зерен определяли методом дифракции обратно-рассеянных электронов.

Литература

1. Павлова Л.А., Исследование мультикристаллов кремния методами электронной микроскопии и электронно-зондового микроанализа / Павлова Л.А., Непомнящих А.И., Пещерова С.М. // Поверхность. Рентгеновские, Синхротронные и нейтронные исследования. 2011. № 10. С. 37-41.
2. Пещерова С.М., Формирование микровключений и их параметры в мультикремнии в зависимости от условий его направленной кристаллизации методом Бриджмена — Стокбаргера / Пещерова С.М., Непомнящих А.И., Бычинский В.А., Павлова Л.А., Сокольникова Ю.В. // Материаловедение. 2013. № 6. С. 52-56.
3. Пещерова С.М., Особенности процессов формирования микровключений в кристаллах мультикремния, выращенных из металлургического рафинированного кремния методом Бриджмена—Стокбаргера / Пещерова С.М., Павлова Л.А., Непомнящих А.И., Елисеев И.А., Сокольникова Ю.В. // Известия Высших Учебных Заведений. Материалы Электронной Техники. 2012. № 4 (60). С. 12-17.
4. С.М. Пещерова, Определение параметров ориентации зёрен по контрасту изображения полированной поверхности мультикремния в обратно-рассеянных электронах / С.М. Пещерова, Л.А. Павлова, А.И. Непомнящих, Ю.Д. Щербаков, С.С. Колесников // Поверхность. Рентгеновские, нейтронные и синхротронные исследования, 2014. № 2, С. 1-4.
5. С.М. Пещерова, Морфологическая характеристика межзеренных границ в мультикристаллическом кремнии / С.М. Пещерова, А.И. Непомнящих, Л.А. Павлова, И.А. Елисеев, Р.В. Пресняков // Физика и техника полупроводников, 2014. № 4 (48), С. 492-497.

STRAINED SILICON IN ELECTRONICS AND PHOTONICS

O.I.Semenova¹⁾, Yude Yu²⁾

¹⁾Rzhanov Institute of Semiconductor Physics SB RAS, Novosibirsk

²⁾Institute of Semiconductors CAS, Beijing, China

Crystalline silicon (c-Si) is the most important semiconductor material for the electronics and PV industries today. This prominent position follows from a unique combination of advantageous properties: the availability of large single crystals, high purity, conductivity engineering and natural abundance. These properties have enabled the electronics industry to follow Moore's law for over four decades and 90% of solar panels today are based on silicon. The optical properties of c-Si are relatively poor, owing to its indirect band gap which precludes the efficient emission and absorption of light.

It is well known that mechanical stress has undesired effects like cracking and device degradation. But in 1994 it was first demonstrated that n-channel MOSFETs (metal oxide semiconductor field effect transistors) with a strained Si channel exhibit a 70% higher effective mobility than those with unstrained Si [1]. Since that time semiconductor industry has adopted several different technologies to introduce strain in Si channel of MOSFETs. One approach involves the use of a strain-inducing capping layer. PECVD silicon nitride is a common choice for a strained capping layer, in that the magnitude and type of strain (e.g. tensile vs. compressive) may be adjusted by modulating the deposition conditions. A second prominent approach involves the use of a silicon-germanium solid solution to modulate channel strain. Manufacturing method involves epitaxial growth of silicon on top of a relaxed silicon-germanium under layer. The larger lattice constant leads to a tensile strain in the silicon and thus to a distortion of the electronic band structure. Conversely, compressive strain could be induced by using a solid solution with a smaller lattice constant, such as silicon-carbon. Today strained silicon electronics has become a mature technology and is now commonly used for fabrication of microelectronic devices.

Another field of work that is still developing is strained silicon photonics [2]. The ultimate goal of silicon photonics is the integration of individual photonic devices with microelectronic devices that enables high-performance, cost-effective optical communication and computing systems. The inversion symmetry of silicon crystal prohibits the existence of linear electro-optic effect. It was shown experimentally and theoretically by S.V. Govorkov [3] that the symmetry can be broken by applying inhomogeneous stress in Si surface layers. Now this idea helps to realized all-silicon electro-optic modulator based on a strain induced Pockels effect in silicon. In [4] Mach-Zehnder modulator based on a locally strained waveguide structure is presented. Authors use a silicon nitride strain layer deposited directly on top of silicon rib-waveguide.

This work was partially supported by RFBR grant № 14-03-91154 NNSF_a

References

1. J. Welser, J. Hoyt, J. Gibbons. Electron mobility enhancement in strained-Si n-type MOSFETs. //IEEE Electron Device Lett., 15, 1994 p. 100-102.
2. C. Schriever et al. Strained Silicon Photonics. //Materials, 5, 2012 p.889-908.
3. S.V. Govorkov et al. Inhomogeneous deformation of silicon surface layers probed by second-harmonic generation in reflection. //J. Opt. Soc. Am. B, 6, 1989 p.1117-1124.

СТРУКТУРА И ЭЛЕКТРОННЫЕ СВОЙСТВА ДЕФЕКТОВ НА ГРАНИЦЕ СОЕДИНЕННЫХ ПЛАСТИН Si (001)

А.Н. Терещенко¹⁾, Э.А. Штейнман¹⁾, А.А. Мазилкин¹⁾, М.А. Хорошева¹⁾, О.В. Конончук²⁾

¹⁾Федеральное государственное бюджетное учреждение науки

Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка

²⁾SOITEC, Parc Technologique des Fontaines, Bernin, France

Данная работа посвящена комплексному исследованию структуры и электронных свойств дефектов, возникающих в процессе гидрофильного соединения пластин Si (001) с различными углами их разориентации друг относительно друга. В докладе будут изложены новые экспериментальные данные, полученные методами фотолюминесценции, нестационарной спектроскопии глубоких уровней (НСГУ), тока, индуцированного световым пучком (LBIC) и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). В работе следует выделить следующие основные моменты:

- Основными выявленными дефектами являются дислокационные структуры двух видов: ортогональная сетка дислокаций, состоящая из двух семейств винтовых дислокаций и зигзагообразные смешанные дислокации.

- Наблюдаемые дислокационные структуры являются источником интенсивной люминесценции, спектр которой значительно отличается от стандартного спектра дислокационной люминесценции при всех исследуемых углах поворотной разориентации пластин Si (рис. 1). Показано, что при увеличении угла разориентации происходит сильная трансформация спектров дислокационной люминесценции, которая заключается в изменении формы спектров и уменьшении интегральной интенсивности люминесценции.

- Методом НСГУ в исследуемых образцах выявлено наличие глубоких центров, концентрация которых возрастает с увеличением угла разориентации пластин (рис. 2). Установлено, что обнаруженные глубокие центры связаны с наблюдаемыми методом ПЭМ дислокационными структурами.

На основании полученных данных обсуждается взаимосвязь плотности, типов, структурных особенностей дефектов с их излучательными свойствами.

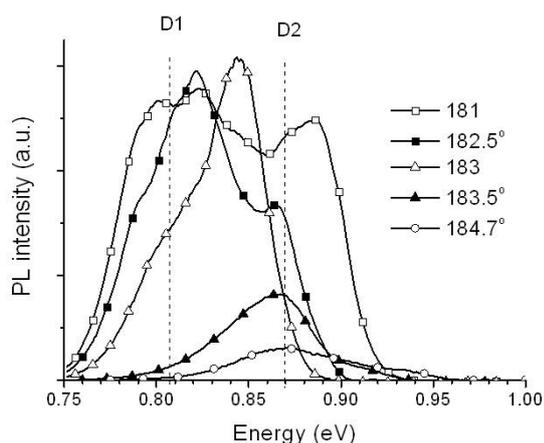


Рис. 1. Спектры фотолюминесценции (при температуре 6К) образцов n-типа с различными углами разориентации кремниевых пластин (указаны на вставке к рисунку). Пунктирными линиями обозначены стандартные позиции линий D1 и D2 дислокационной люминесценции.

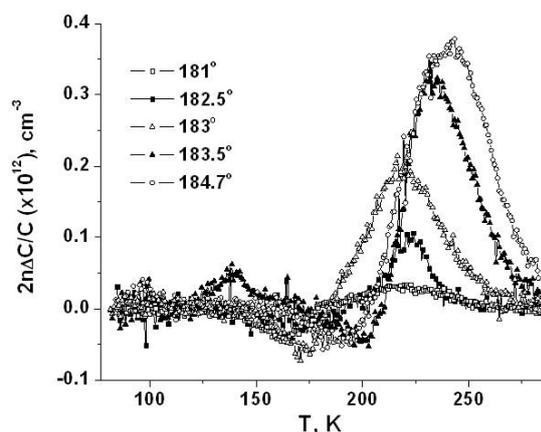


Рис. 2. Спектры НСГУ исследуемых структур с различными углами разориентации (приведены на рисунке). Параметры измерения НСГУ: $U_b=5V$, $U_p=4.8V$, $t_p=0.1ms$, $t_e=149ms$.

ВЫСОКОЭФФЕКТИВНЫЕ ПОРИСТЫЕ КРЕМНИЕВЫЕ ФОТОЭЛЕКТРОДЫ С СИЛИЦИДОВЫМИ ПОКРЫТИЯМИ

К.Б.Тыныштыкбаев, Т.Айтмуқан, В.Б.Глазман, А. Исова, В.Клименов, В.А.Мамонов, Д.Муратов, Б.Рахметов, М.Елеуов, Н.С.Токмолдин, С.Ж.Токмолдин
Физико-технический институт МОН РК, Алматы, Казахстан.

Для осуществления эффективного процесса фотоэлектролиза воды необходимо создание избыточных потенциалов (перенапряжений) на катоде (порядка 100 мВ) и аноде (порядка 200 мВ), и ширина запрещенной зоны фотоэлектродов должна превышать 1,53 эВ. Обычно для более энергозатратного получения кислорода используется фотоанод из широкозонных полупроводников и оксидов металлов [1], а в качестве катода используется металлический электрод. Недостатками такого фотоанода являются низкая эффективность преобразования солнечной энергии (< 1%) из-за использования только высокоэнергетичной части спектра солнечного излучения и нестабильность. Использование гетероструктуры *por-Si/c-Si* для фотоэлектролиза воды в качестве фотоэлектродов позволяет решить основную проблему фотоэлектролиза воды на кремниевых электродах – их энергетическую недостаточность $E_g(c-Si) = 1,1 \text{ эВ} < E_{ch.bond}(H_2O) = 1,23 \text{ эВ}$. Эта проблема решается за счет использования пористого кремния, у которого в зависимости от пористости ширина запрещенной зоны E_g меняется от 1,4 эВ (70%) до 3,04 эВ (90%) [2]. На рисунке показаны вольтамперные характеристики различных электродов, используемых при обычном электролизе воды и при двухступенчатом фотоэлектролизе воды с использованием внешнего источника питания фотоэлектродов от солнечных элементов. Наилучшие параметры ВАХ при двухступенчатом фотоэлектролизе показали электродные пары *NiSi/por-Si/c-Si* – *Ni*. Величина $I_k(H_2)$ у электродной пары *NiSi/por-Si/c-Si* - *Ni* была в два раза выше, чем у *NiSi/por-Si/c-Si-Pt* при

одинаковом уровне освещенности ($Q = 2800 \text{ лк}$) естественным светом. Величина $I_k(H_2)$ на электродной паре *NiSi/por-Si/c-Si* - *Ni* также превышала $I_k(H_2)$ для электродных пар *Pt – Pt*; *Ni – Pt*; *Fe - Pt*; *Ti-Pt* (рисунок). В эксперименте использовались образцы *p-Si* (В) с плоскостью ориентации (100), удельными сопротивлениями 0,01 Ом.см и 10 Ом.см, толщинами 350 мкм. Методика получения *por-Si* описана в [1].

Основные выводы: 1. Использование гетероструктуры *por-Si/c-Si* позволяет решить основную проблему фотоэлектролиза воды на кремниевых электродах – их энергетическую недостаточность. 2. Комбинированное нанесение *Ni* электрохимическим и физическим способом, формирование *NiSi* силицидовых покрытия поверхности пор и создание фотоэлектродов на основе *por-Si* в виде гетероструктуры *NiSi/por-Si/c-Si* позволяет улучшить спектральную фоточувствительность к солнечному свету в диапазоне энергий 1,1 – 3,0 эВ при сохранении их коррозионной стойкости к анодному растворению, увеличить эффективность выделения водорода, повысить срок работы фотоэлектродов.

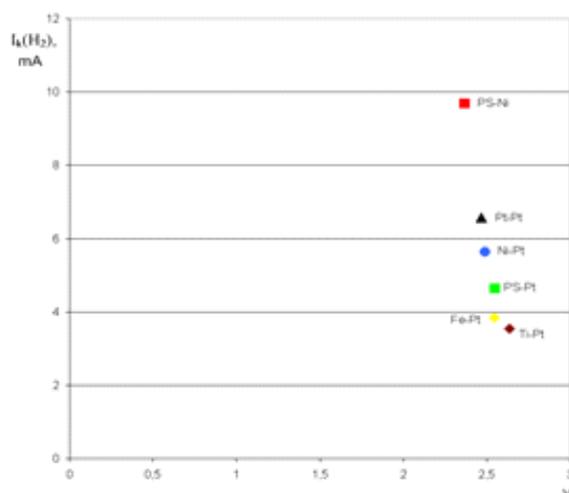


Рисунок. Величина тока выделения $I_k(H_2)$ различных электродных пар. Электролит 0,1М HCl. Уровень освещенности естественным

- [1] Ю.Я. Гуревич, Ю.В. Плесков. Фотоэлектрохимия полупроводников. М.,Н., 1983, 312 с.
[2] Н.Н. Герасименко, К.Б. Тыныштыкбаев, В.В. Старков и др. ФТП, 8, 2014, с.1117-1122
[3] К.Б. Тыныштыкбаев, Ю.А.Рябкин, Ж.С.Токмолдин и др. ПЖТФ, 11, 2010, с.104-110.

ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОСТРУКТУР ПОРИСТЫЙ КРЕМНИЙ/КРЕМНИЙ И ПОРИСТЫЙ КРЕМНИЙ/НИКЕЛЬ/КРЕМНИЙ

*А.К. Федотов¹⁾, С.Л. Прищеп²⁾, С.В. Редько²⁾, А.Л. Долгий²⁾,
В.В. Федотова³⁾, И.А. Свито¹⁾*

¹⁾ Белорусский государственный университет, Минск

²⁾ Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники, Минск

³⁾ Научно-практический центр НАНБ по материаловедению, Минск

В данной работе изучалось влияние размера и плотности пор в пористом кремнии (ПК) на электрические свойства наноструктур ПК/Si (легированный сурьмой монокристаллический кремний марки КЭС-0,01) и нано-структур ПК/Ni/Si с разной плотностью заполнения пор наночастицами никеля.

Для получения ПК была использована стандартная процедура анодирования в растворе HF-H₂O при токе анодирования 25 мА/см², которая позволяла получать пористость порядка 25-30 % и размеры пор в диапазоне 10 – 50 мкм. Поры электрохимически заполнялись кластерами никеля в течение разного времени из водного раствора NiSO₄-NiCl₂-H₃BO₃-сахарин.

Измерения проводились по четырехконтактной методике (см. вставку на рис. 1) в измерительной системе CHNF (Cryogenics Ltd., Англия), позволявшей измерять электросопротивление, импеданс и ВАХ образцов на постоянном токе в диапазоне температур 2 – 300 К и в магнитных полях до 8 Тл.

Исследования показали, что в области высоких температур (выше 200 К для ПК/Ni/Si с низкой плотностью кластеров никеля и выше 100 К для ПК/Si) в транспорте электронов преобладает влияние низкоомной кремниевой подложки Si<Sb>. При температурах ниже 10 К, когда электроперенос по примесной зоне в кремнии существенно вымораживается, становится заметна также роль движения электронов по слою пористого кремния (уход кривой 2 вверх от кривой 1). Магнитофункционализация ПК путем введения кластеров никеля в поры вызывает существенное изменение механизмов электропереноса за счет формирования столбиков никеля и барьеров Шоттки Ni/Si в порах. Как видно из сравнения кривых 3-4 с кривой 2, а также появления нелинейности ВАХ, возникающей после электрохимического заполнения пор никелем, барьеры «запирают» электроны в слое ПК/Ni. В результате токоперенос при понижении температуры идет вдоль ПК, никелевых столбиков, а также ОПЗ в ПК вокруг пор. Это, в частности, подтверждается линеаризацией температурных зависимостей электросопротивления $\rho(T)$ в аррениусовых координатах в области высоких температур, что указывает на преобладание активационного электропереноса с энергиями активации ~ 150 мэВ для кривой 4 (в области температур 250-320 К) и ~ 500 мэВ для кривой 3 (в диапазоне 100-200 К). Наличие «плато» на зависимости $\rho(T)$ с последующим ее переходом к переменной энергии активации (в аррениусовых координатах) подтверждает наличие других каналов электропереноса (вдоль слоя ОПЗ и (или) путем прыжков по локализованным состояниям в ПК или на интерфейсе Si/ПК). Последнее подтверждается наблюдением отрицательного (туннельного) магниторезистивного эффекта ниже 20 К.

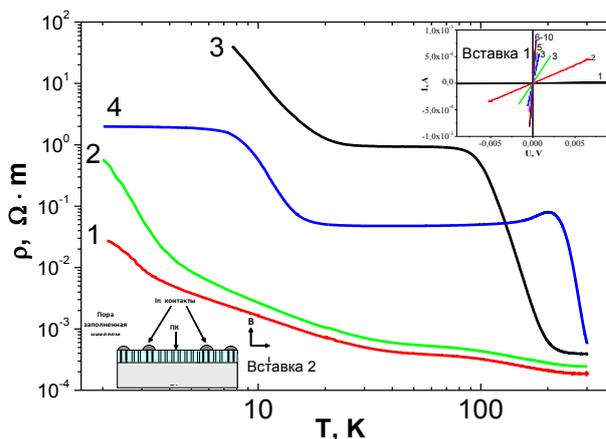


Рис. 1. Температурные зависимости удельного электросопротивления $\rho(T)$ подложки Si<Sb> (1), наноструктуры ПК/Si без заполнения пор (2) и наноструктур ПК/Ni/Si с временем заполнения пор наночастицами никеля 5 мин (3) и 15 мин (4). Вставка 1: ВАХ наноструктуры ПК/Si без заполнения пор. Вставка 2: схемы размещения измерительных контактов и ориентации магнитного поля в исследуемых структурах.

ULTRA FINE SILICON NANOWIRE FORMATION USING HYDROGEN RADICAL ETCHING REACTION

*H. Nagayoshi*¹⁾, *S. Diplas*²⁾, *J. C. Walmsley*³⁾, *N. H. Andersen*⁴⁾, *A. Karlsson*²⁾,
*J. S. Graff*²⁾, *V. Chirvony*⁵⁾, *J. M. Pastor*⁵⁾, and *A.G. Ulyashin*²⁾

¹⁾*Tokyo National College of Technology, Japan*

²⁾*SINTEF Material and Chemistry, Oslo, Norway*

³⁾*SINTEF Material and Chemistry, Trondheim, Norway*

⁴⁾*University of Oslo, Chemistry Department, Norway*

⁵⁾*Materials Science Institute of the University of Valencia, Spain*

Silicon nanostructure formation of silicon nanowires, sheets, and texture surface on a silicon substrate has been achieved using hydrogen radical etching reactions. Tungsten mesh and a tungsten hot wire were used as catalysts for the hydrogen molecular cracking. Fig.1 shows the set up of the one step process method. A tungsten mesh was held over the silicon substrate. The gap between the mesh and the substrate was 0.5mm. The sample was heated under hydrogen ambient. It was shown that a variety of surface structures on silicon such as inverted pyramid texture, V groove texture, ultrafine silicon nanowire growth over texture, and nanosheet structure can be obtained by controlling the process conditions. The obtained results suggested that the formation of nano tungsten silicide particle is essential prerequisite to obtain these structures. The particles work as an etching mask against hydrogen radical etching, as well as a catalyst for vapor-solid-solid (VSS) growth. SEM, TEM, micro-RAMAN and XPS were used for the analysis of the hydrogen radical treated Si samples. Examples of SEM images are shown in Fig.2(a)-(b). In Fig.2(a), fine silicon nanowire cover the whole area of a texture surface on silicon substrate. Those silicon nanowires grow from the ridge of the texture structure, where WSi_2 particles remain on the surface. In Fig2.(b), thick pillars and cotton like structures can be observed on the surface. The cotton like structure is composed of bundles of very fine silicon nanowires and nanosheets. Figure 3 shows a TEM image of the cotton like structure. The nanowire thickness was around 1 nm, which is quite fine as compared to that obtained by conventional growth methods. The TEM result in Fig.3 suggests that the very fine silicon nanowires are growing from tips of small projections on the etched silicon surface. The Si nanowires growth model, as well as the texturing mechanism initiated by hydrogen radical treatment of Si surface in presence of tungsten nanoparticle will be discussed. It is concluded that the proposed acid free method, which is based on a modification of Si surfaces only by hydrogen radicals, can be considered as a “green” technology approach, which can be used for the cost effective fabrication of silicon nanostructures, which can be considered as a base for several types of advanced devices in a future.

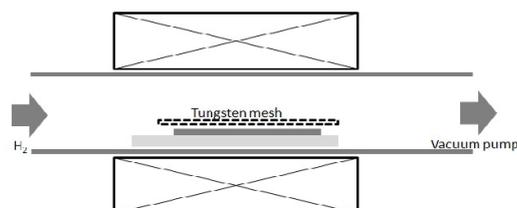
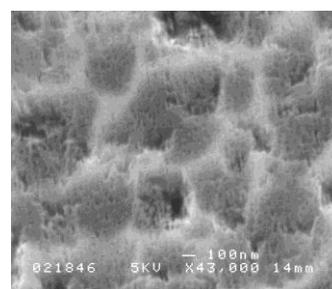
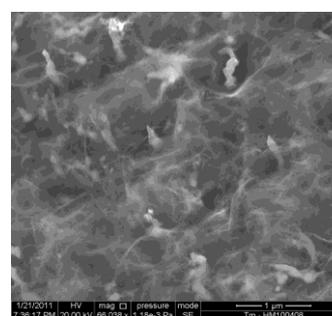


Fig.1 Schematic of the experimental set up of one step process.



(a)



(b)

Fig.2 SEM images of Si nanowire; (a) 10Torr, 900°C, 90min (b) 10Torr, 1000°C, 90min

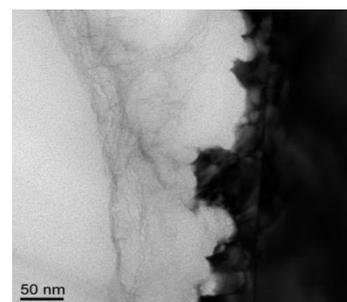


Fig.3 TEM image of the cotton like Si nanowire shown in Fig2(b).

РАДИАЦИОННЫЕ ЭФФЕКТЫ В КРЕМНИЕВЫХ НАНОСТРУКТУРАХ

Н.Н. Герасименко^{1,2)}, Д.И. Смирнов,^{1,2)} О.А. Запорожан¹⁾

¹⁾Национальный исследовательский университет «МИЭТ», Москва, Зеленоград

²⁾Физический институт им. П.Н. Лебедева РАН, Москва

С учетом опубликованных эффектов и особенностей проявления структурных дефектов при радиационных воздействиях на кремниевые наноструктуры на базе ранее выдвинутой авторами модели рассматриваются с единых позиций как общая картина радиационных явлений в кремниевых нанобъектах, так и причины противоречий в опубликованных материалах.

Впервые показано, что при формировании общего взгляда на эти явления необходимо учитывать роль ближних (метастабильных) пар Френкеля, которые рассматривались с позиций несущественности для объёмных кремниевых монокристаллов и структур на их основе [1]. Продемонстрировано экспериментально, что проявление этих эффектов в наноструктурах существенно при снижении размера объектов до пороговых значений [2].

На основании развитых представлений экспериментально показано, что с единых позиций можно объяснить эффекты повышенной радиационной стойкости нанобъектов [3], изменение механических свойств нанобъектов (обратный закон Холла-Петча), особенности трансформации структуры приповерхностных слоёв при воздействии на монокристаллический кремний фокусированных ионных пучков [4]. Обсуждаются условия адекватного применения фокусированных ионных пучков в технологии кремниевой электроники.

На примере формирования наноразмерных структур при ионном синтезе рассматриваются возможности развития радиационных методов для ионного синтеза наноструктур (квантовые точки при внедрении Ge^+ в подложку Si), а также возможности применения новых направлений ионного синтеза – импульсной ионной бомбардировки для синтеза наноструктур.

Обсуждается процесс ионного синтеза наноструктур с точки зрения самоорганизации сильноразупорядоченных насыщенных радиационными дефектами систем.

Обсуждаются возможности применения радиационных методов для формирования активных и пассивных элементов в приборных наноструктурах на базе использования радиационных дефектов. Показано, что эффективными центрами люминесценции в кремнии могут служить стержнеобразные дефекты типа {311}.

Показано, что особенности радиационного формирования приповерхностных наноструктур в кремниевых СБИС (бомбардировка кластерными ионами, формирования узких аморфизированных слоёв) находит всё более широкое применение в технологии кремниевой нанoeлектроники.

Литература

1. В. В. Емцев, Т. В. Машовец. Примеси и точечные дефекты в полупроводниках // под. Ред. С. М. Рывкин – М. : Радио и связь, 1981 . – 248 с.
2. Н.Н. Герасименко, Д.И. Смирнов, Н.А. Медетов, О.А. Запорожан. Влияние размерных эффектов на радиационную стойкость нанокристаллических материалов. // Известия высших учебных заведений. Электроника. 2013. № 6 (104). С. 31-38.
3. Н.Н. Герасименко, Д.И. Смирнов. Радиационная стойкость наноструктур. // Нано- и микросистемная техника. 2008. № 9. С. 2-11.
4. Н.Н. Герасименко, А.А. Чамов, Н.А. Медетов, В.А. Ханин. Особенности формирования рельефа при травлении кремния фокусированным ионным пучком. // Письма в Журнал технической физики. 2010. Т. 36. № 21. С. 38-45.

ВЛИЯНИЕ ПЛОТНОСТИ КАСКАДОВ СМЕЩЕНИЙ НА ЭФФЕКТИВНОСТЬ ГЕНЕРАЦИИ ПЕРВИЧНЫХ НАРУШЕНИЙ В КРЕМНИИ

А.И. Титов, К.В. Карабешкин, П.А. Карасев

¹⁾ Санкт-Петербургский Государственный Политехнический Университет, С.-Петербург, Россия

Увеличение плотности каскадов столкновений, образуемых ускоренными ионами при их торможении в мишени, приводит к росту радиационного повреждения полупроводников. Этот эффект может возникать либо из-за формирования нелинейных каскадов столкновений и/или термопиков [1] либо из-за нелинейности процессов вторичного образования дефектов [2]. В [3,4] было показано, что формирование тонких поверхностных аморфных слоёв (ПАС) является линейным. В таком случае, можно ожидать, что увеличение скорости роста ПАС с ростом плотности каскадов является результатом только увеличения генерации первичных смещений на стадии их формирования.

В настоящей работе и исследуется, каким образом с увеличением энергии изменяется скорость роста ПАС при облучении кремния молекулярными ионами PF_4 . Рост энергии должен приводить к уменьшению плотности каскадов смещений в приповерхностной области кремния, где субкаскады, сформированные атомарными компонентами молекулярного иона, перекрываются. Эти скорости сравниваются с облучением референсными ионами фосфора с тем же значением первичной энергии и скорости введения первичных дефектов. *A priori* предполагается, что каскады смещений для иона фосфора во всех случаях являются линейными.

Рост поверхностного аморфного слоя изучался в (001) Si, бомбардируемом при комнатной температуре молекулярными (PF_4^+) и атомарными (P^+) ионами в широком диапазоне энергий (0.6 – 3.2 кэВ/аеи). Облучение проводилось под углом 7° от нормали к поверхности мишени для минимизации эффекта каналирования. Распределения структурных нарушений измерялись методом резерфордского обратного рассеяния ионов He с энергией 0.7 МэВ под углом 103° к направлению падающего пучка для улучшения разрешения по глубине. Для корректного сравнения толщин аморфных слоев, формируемых атомарными и молекулярными ионами, в ходе эксперимента выполнялись корректные условия облучения [5]. Сами толщины определялись из полученных спектров при помощи методики, описанной в [6].

Эксперименты показали, что для всех энергий скорость роста ПАС для облучения молекулярными ионами существенно превышает эту скорость при внедрении атомарных ионов фосфора. С ростом энергии от 0.6 кэВ/аеи до 3.2 кэВ/аеи их отношение уменьшается с ~ 7 до ~ 5 . Таким образом, рост плотности усредненных индивидуальных каскадов смещений может приводить к увеличению почти на порядок скорости генерации первичных смещений.

Работа поддержана РФФИ (гранты 13-08-00666 и 14-08-01256).

Литература

1. D.A. Thompson, *Radiat. Effects* (1981) **56**, 105.
2. A.I. Titov, A.Yu. Azarov, L.M. Nikulina, S.O. Kucheyev, *Phys. Rev. B* (2006) **73**, 064111.
3. A.I. Titov, V.S. Belyakov, A.Yu. Azarov, *Nucl. Instr. and Meth. in Phys. Res. B* (2003) **212**, 169.
4. A.I. Titov, G. Carter, *Nucl. Instr. and Meth. in Phys. Res. B* (1996) **90**, 3867.
5. S.O. Kucheyev, A.Yu. Azarov, A.I. Titov, P.A. Karasev and T.M. Kuchumova, *J. Phys. D: Appl. Phys.* (2009) **42**, 085309.
6. А.Ю.Азаров, Физика и техника полупроводников (2004) **38**, 1445

ФИЗИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОКЛАСТЕРОВ ПРИМЕСНЫХ АТОМОВ В ПОЛУПРОВОДНИКАХ

*М.К. Бахадырханов, Х.М. Илиев, Б.А. Абдурахманов, Э.Б. Саитов, О.Э. Сатторов,
Г.Х. Мавлонов, А.Ш. Мавлянов, У.Х. Содиков*

Ташкентский государственный технический университет, 100095, Ташкент, Узбекистан

Формирование кластеров примесных атомов в решетке полупроводников с управляемыми параметрами представляет большой научный и практический интерес [1].

Это в основном связано с возможностью использования таких материалов в качестве нового класса полупроводников с наноструктурами и с обнаружением в них редких интересных физических явлений [2, 3], а также формированием нанокластеров с различной природой – электронейтральные, магнитные, многозарядные, моноатомные, а также бинарные, что открывает большие функциональные возможности таких материалов.

Разработана физическая модель формирования кластеров с возможностью управления их размера, концентрации, распределения, а также их состав в структуре. Показано, что можно создать кластеры с размером от несколько нанометров до нескольких миллиметров, достаточно равномерно распределенных по всему объему с концентрацией $N \sim 10^7 \div 10^{11} \text{ см}^{-3}$. Определены закономерности изменений параметров примесных кластеров от их растворимости, коэффициента диффузии, температуры и времени дополнительного отжига. Определены оптимальные термодинамические и технологические условия формирования магнитных нанокластеров на основе атомов марганца и кобальта, европия и гадолиния. Помимо этого определены также условия формирования бинарных кластеров между атомами VI группы (S, Se, Te) с атомами группы железа (Mn, Cr) и с элементами II группы (Zn, Cd), а также многозарядных моноатомных кластеров на основе Mn и Se в решетке кремния. Показано возможность формирования нано- и микрогазовых структур в решетке «кремний-кластер» с управляемой шириной запрещенной зоны барьеров Шоттки и гетероструктур с идеальными вольт-амперными характеристиками.

Результаты исследований показали, что при выполнении термодинамических и технологических условий легирования и термообработки удается формировать моноатомные кластеры Ni, Mn, Ge с заданными размерами и концентрацией, а также бинарные кластеры $\text{Si}_2\text{Se}^{++}\text{Mn}^-$, $\text{Si}_2\text{Te}^{++}\text{Mn}^-$. Исследования электрических, магнитных и фотоэлектрических свойств кремния с такими кластерами показали, что в них наблюдаются аномальное отрицательное магнитосопротивление, гигантская примесная фотопроводимость в области спектра $\lambda = 1,5 \div 8 \text{ мкм}$.

Литература

1. Мильвидский М.Г., Чалдышев В.В. Наноразмерные атомные кластеры в полупроводниках – новый подход к формированию свойств материалов // Физика и техника полупроводников. – Санкт-Петербург, 1998. – Т. 32. – В. 5. – С. 513-522.
2. Лозовский В.Н., Константинова Г.С., Лозовский С.В. Нанотехнология в электронике. – Санкт-Петербург-Москва-Краснодар: Лань, 2008. – 336 с.
3. Лагунова Т.С., Воронина Т.И., Михайлова М.П., Моисеев К.Д., Самохин Е., Яковлев Ю.П. Взаимодействие носителей заряда с локализованными магнитными моментами марганца в гетероструктурах $p\text{-GaInAsSb}/p\text{-InAs:Mn}$ // Физика и техника полупроводников. – Санкт-Петербург, 2003. – Т. 37. – В. 8. – С. 901-907.

ADVANCED MODEL OF THE COPPER CMP PROCESS FOR SILICON NANOTRANSISTOR TECHNOLOGY

T. Makhviladze, A.Minushev, M. Sarychev

Institute of Physics and Technology, Russian Academy of Sciences, Moscow

In view of the change-over to copper metallization the technology of copper metallization planarization for modern silicon IC acquires a key role. The understanding of the chemical mechanical polishing (CMP) mechanism and possibility of modeling this process become an especially topical problem. Although CMP was investigated for a long time the mechanism of the process is studied rather poorly, so that there is not an adequate model which includes all its main features.

A new, advanced model for chemical mechanical polishing (CMP) process in the slurry is developed in the work. According to the our detailed analysis, as the most important outcome of the experimental data on CMP, the inference could be done that a passivizing layer being formed during the chemical interaction of the slurry with the metal surface has to be the controlling factor for the whole CMP process used in silicon technology.

A distinctive peculiarity of the model is quantitative consideration of the kinetics of the passivizing layer growth and accounting of its action on the polishing rate. In accordance with the model the main stages of CMP are the copper ion diffusion and tunneling of conductivity electrons through the passivizing layer towards its interface with the slurry, as well as chemical reactions in the slurry at the passivizing layer surface resulting in growth of its thickness and formation of dissoluble compounds removed from the system. The closed set of equations of the CMP kinetics is derived. Its solutions are obtained for the steady-state regime as to the chemical reactions in two limiting cases when Cu^+ ion diffusion through the passivizing layer predominates over their electromigration or vice versa.

The estimates of the CMP rate and limiting values of passivizing layer thickness for these two modes are carried out and give reasonable results which correlate with experimental data on silicon nano- and microelectronics structures. In particular, the model makes it possible to understand the existence of an ultimate thickness of passivizing layers observed in experiments and to evaluate a characteristic time required to reach it.

ОСОБЕННОСТИ РАДИАЦИОННО-СТИМУЛИРОВАННОЙ ДИФФУЗИИ AS В СТРУКТУРЕ SiO₂/SI

Г.В. Баранов^{1,2)}, А.Г. Итальянцев¹⁾, О.М Орлов¹⁾, Ш. Г. Песков^{1,2)}

¹ ОАО «НИИМЭ», Москва, Зеленоград

² Московский физико-технический институт, Долгопрудный

Представлена физико-математическая модель диффузионного перераспределения атомов мышьяка в кремнии, имплантируемых через слой SiO₂. Показано, что в условиях имплантации, когда средний проецированный пробег (Rp) находится на границе раздела Si/SiO₂, в Si возникают особые условия для радиационно-стимулированной диффузии As.

Уникальность ситуации заключается в том, что основная часть радиационных дефектов вакансионной природы, имеющая максимум распределения вблизи области 0.8 Rp, рождается и остается в фазе SiO₂. Подавляющая же часть радиационных дефектов внедренного типа, включая подвижные собственные междоузельные атомы (I) и их кластеры, рождается и остаются в фазе Si вблизи области 1.2Rp. В такой ситуации (рис. 1) атомы As в процессе постимплантационного отжига диффундируют в условиях пересыщенного раствора собственных междоузелий в виде высокоподвижной пары [As*I] [1], где As* – примесный атом в междоузельном положении решетки.

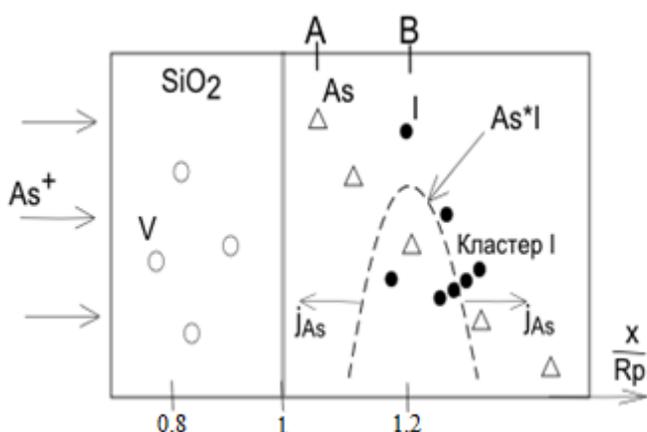


Рис. 1. Иллюстрация к модели восходящей диффузии As. Образование потока As к поверхности (или границе раздела Si-SiO₂) в составе пары [As*I] из области максимальной концентрации подвижных и запасенных I на глубине $\approx 1,2R_p$.

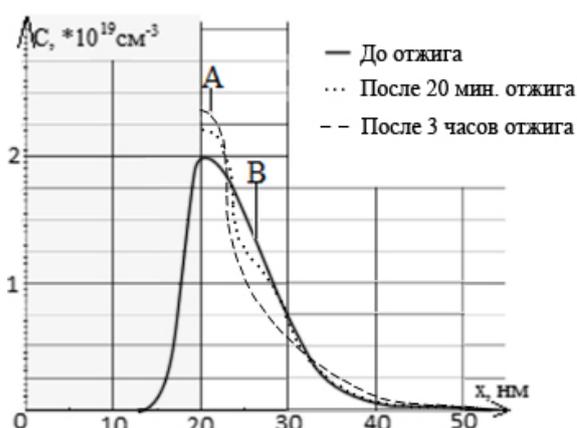


Рис. 2. Расчётные кривые перераспределения As из зоны максимальной концентрации I (зона B) в направлении потоков [As*I] в т.ч. к области поверхности (зона A), т. е. против градиента начального распределения имплантированного As.

Развита феноменологическая модель, на основе которой составлена система дифференциальных уравнений, численное решение которой представлено на рис. 2. Система включает уравнения для раствора I, атомов мышьяка в узловом As и междоузельном As* положении, а также пар [As*I]. Полученный результат качественно хорошо согласуется и объясняет ранее экспериментально обнаруженный эффект восходящей диффузии As [2].

Литература

1. S. A. Harrison, T. F. Edgar, and G. S. Hwang. Structure, stability, and diffusion of arsenic-silicon interstitial pairs. Appl. Phys. Lett., 87:231905, 2005
2. Кибалов Д.С., Орлов О.М., Симакин С.Г., Смирнов В.К. - Письма в ЖЭТФ. – 2004. - Т. 30. - вып. 21. - С. 21-26.

ЛИНЕЙНЫЕ ЦЕПОЧКИ КВАНТОВЫХ ТОЧЕК, ПОЛУЧЕННЫЕ С ПОМОЩЬЮ ИОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ

Ж.В. Смагина¹⁾, А.В. Двуреченский^{1),2)}, А.Ф. Зиновьева¹⁾, Н.П. Степина¹⁾, П.Л. Новиков^{1),2)},
П.А. Кучинская¹⁾

¹⁾Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН, Новосибирск

²⁾Новосибирский государственный университет, Новосибирск

Одним из способов достижения однородности по размерам и упорядоченного расположения квантовых точек (КТ) является предварительное создание «мест зарождения» за счет низкоэнергетического ионного облучения поверхности через маску, сформированную литографическими методами. Нами был разработан метод создания структурированной поверхности с помощью наноимпринт-литографии и последующей ионной имплантации. Для переноса наноразмерного рельефа на поверхность Si использовался эффект преимущественного окисления разупорядоченного (аморфного) кремния, по сравнению с кристаллическим кремнием (закрытым маской). Эксперименты по молекулярно-лучевой эпитаксии Ge на поверхности Si, облученной через маску, показали, что места преимущественного зарождения трёхмерных островков зависят от глубины рельефа и угла наклона стенок «канавок». На подложках с глубиной рельефа от 10 до 30 нм (угол наклона стенок ~ 20°) наноструктуры растут преимущественно на «холмах» (в необлученных, закрытых маской областях) (рис.1 а). С увеличением глубины рельефа и угла наклона стенок островки растут преимущественно на дне «канавок», в областях, подвергнутых ионному облучению (рис.1 б). Наши результаты демонстрируют закономерность, противоположную полученной в работе [1], где не использовалось ионное облучение при создании структурированной поверхности. В нашем случае, по-видимому, расположение островков относительно «канавок» определяется наличием/отсутствием радиационных дефектов, а также глубиной их залегания. Расчеты химпотенциала структурированной поверхности с наноструктурой Ge в «канавке» и между ними показали, что для глубоких «канавок» введение радиационных дефектов (междоузельных атомов) создает благоприятные условия для зарождения наноструктур внутри ямок.

Исследования методом ЭПР структур с линейными цепочками КТ показали, что такая пространственная организация ведет к подавлению спиновой релаксации по механизму Дьяконова-Переля. Экспериментальные спектры продемонстрировали отсутствие анизотропии ширины ЭПР линии, свойственной неупорядоченным структурам с плотными массивами КТ. Теоретические исследования подтвердили, что при таком расположении квантовых точек происходит стабилизация S_z и S_{xy} компонент спина.

Обнаружено, что проводимость вдоль цепочек КТ на 2 порядка больше чем поперек цепочек. Анализ температурной зависимости проводимости свидетельствует о прыжковой проводимости с переменной длиной прыжка (закон Мотта) для одномерного случая.

Работа выполнена при поддержке РФФИ и программы ОНИТ РАН.

Литература

1. Zh. Zhong, A. Halilovic, M. Mühlberger et al. Positioning of self-assembled Ge islands on stripe-patterned Si(001) substrates. //JAP, v. 93, №10, 2003, p.6258.

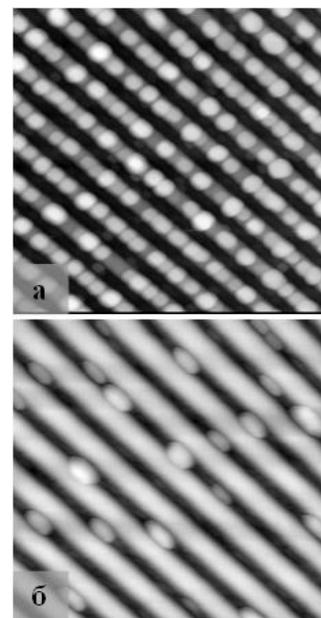


Рис. 1. АСМ - изображения (1500×1500 нм) поверхности после осаждения 10 Å Ge при температуре 600°С на структурированную подложку Si(100): (а) – глубина рельефа ~ 20 нм, угол наклона стенок ~ 17°; (б) – глубина рельефа ~ 50 нм, угол наклона стенок ~ 35°.

ВЫХОД НАНОКРИСТАЛЛИТОВ В β - FeSi_2 НА ПОВЕРХНОСТЬ В ПРОЦЕССЕ ФОРМИРОВАНИЯ ГЕТЕРОСТРУКТУРЫ N-SI/НК В β - FeSi_2 /P-SI

Е.А. Чусовитин¹⁾, А.В. Шевлягин¹⁾, Д.Л. Горошко¹⁾, Н.Г. Галкин¹⁾, А.К. Гутаковский²⁾

¹⁾Институт автоматики и процессов управления ДВО РАН, г. Владивосток

²⁾Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН, г. Новосибирск

В настоящее время, композитные наноматериалы привлекают значительный интерес учёных, поскольку их физические свойства можно менять путём изменения состава, размера или распределения нано-включений (нанокристаллитов (НК), наноразмерных зёрен, квантовых точек) в их структуре [1]. Особый интерес вызывают наноконкомпозиты на основе кремния, в том числе, содержащие встроенные нанокристаллиты полупроводникового дителлурида железа (β - FeSi_2), поскольку они обладают полосой электролюминесценции в области 1,5 мкм, а условия их формирования хорошо совместимы с традиционной кремниевой технологией [2].

В ходе формирования, встроенных в кремний НК-ов β - FeSi_2 (подробности метода формирования изложены в работе [3]), нами было обнаружено явление направленного движения НК-ов – с размерами 20-40 нм – к поверхности, в ходе их закрытия эпитаксиальным слоем кремния (Рис. 1.). Мы назвали это явление – «всплытием». При более детальном изучении «всплытия» было установлено, что: (I) отжиг при 850 °С в течение 8 часов приводит к выходу на поверхность большого числа НК-ов (концентрация около 10^9 см^{-2}); (II) уменьшение температуры формирования покрывающего слоя кремния с 800 до 600 °С приводит к уменьшению размеров НК-ов и росту их концентрации, а при температуре 500 °С и ниже – НК-ы совсем не выходят на поверхность; (III) при формировании НК-ов на буферном слое, количество «всплывших» НК-ов увеличивается в 2 раза. Обобщение экспериментальных фактов позволило выработать феноменологическую модель процесса «всплытия», которая основана на диффузии атомов кремния и на движении кремниевых ступеней. На первом этапе сформированные на чистой поверхности кремния нанокристаллиты увлекаются движущимися кремниевыми ступенями; при этом происходит коалесценция НК-ов. Подвижность НК-ов объясняется большим несоответствием решёток, что не позволяет им надёжно встроиться в кремниевую матрицу. На втором этапе, когда НК достигает больших размеров (40 – 60 нм), или встречает дефект, то он «закрепляется» на поверхности и кремний начинает расти вокруг него. Однако, за счёт значительной зернограницной диффузии кремний растёт не только вокруг НК, но и под ним, хотя и с меньшей скоростью. По нашим оценкам, для подавления зернограницной диффузии нужно опустить температуру до 500 °С, что подтвердилось экспериментальными данными. Таким образом, если нужно подавить эффект «всплытия», то можно или значительно увеличить скорость роста кремния (>10 нм/мин), или уменьшить температуру роста кремния (500 °С при скорости роста ~ 1-3 нм/мин), или выращивать очень толстые слои кремния (более 400 нм).

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки (грант Президента РФ № МК-6343.2013.8)

Литература

1. Weishu Liu et al., *Nano Energy* **1** (2012) 42 – 56.
2. D.Z. Chi, *Thin Solid Films* **537** (2013) 1-22
3. N.G. Galkin, E.A. Chusovitin, T.S. Shamirzaev, A.K. Gutakovskiy, A.V. Latyshev, *Thin Solid Films* **519** (2011) 8480-8484

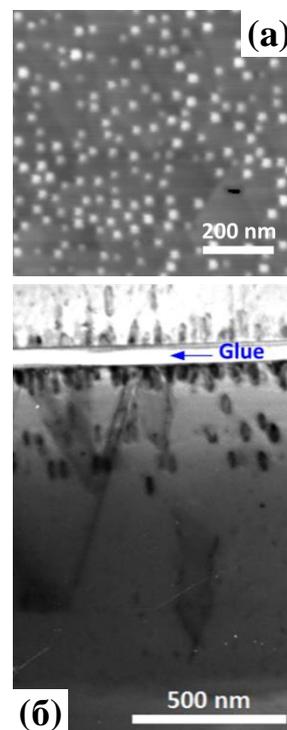


Рис. 1. (а), (б) – АСМ и ПЭМ изображения наноконкомпозита Si(111)/NC β - FeSi_2 /Si

ОСОБЕННОСТИ НАНОПРОФИЛИРОВАНИЯ КРЕМНИЯ ПЛАЗМЕННЫМ ТРАВЛЕНИЕМ ЧЕРЕЗ ТВЕРДУЮ МАСКУ ПОРИСТОГО ОКСИДА АЛЮМИНИЯ

*Белов А.Н., Голишников А.А., Демидов Ю.А., Чаплыгин Ю.А., Шевяков В.И.
Национальный исследовательский университет «МИЭТ»*

С точки зрения применения в технологии создания новых электронных приборов значительный интерес представляет использование пористого анодного оксида алюминия в качестве маски для последующей локальной модификации свойств приповерхностного слоя различных твердых материалов [1-2]. В отличие от существующей проекционной оптической фотолитографии, эксплуатирующей сверхглубокий ультрафиолет, данный нелитографический метод является существенно более дешевым, доступным и является в настоящее время весьма эффективным для изготовления и изучения электрофизических свойств ряда элементов опто- и наноэлектроники в лабораторных условиях.

В настоящей работе приведены сведения, раскрывающие физико-технологические особенности нанопрофилирования кремния плазменным травлением через твердую маску пористого оксида алюминия. Показано, что реактивно-ионное травление кремния через данную маску приводит к поляризации оксида, затрудняющей транспорт ионов к донной части пор, травление барьерного оксидного слоя и следующего за ним материала кремниевой подложки. Дано физическое представление об эффекте поляризации оксида при взаимодействии с ускоренными ионами плазмы. Отмечено, что чисто «радикальное» травление, в котором поляризация оксида исключена, не обеспечивает анизотропии процесса локального травления кремния. Предложен способ формирования нанопрофилированной поверхности кремния, основанный на использовании комбинированного «сухого» травления, включающего первоначальную бомбардировку структур ускоренными нейтральными атомами инертного газа с дальнейшим их реактивно-ионным травлением. В данном способе минимизирован эффект поляризации оксида, достигается высокая анизотропия процесса травления и обеспечивается расширение диапазона глубины травления кремния. На рис. 1 представлено типичное изображение поверхности кремниевой подложки после комбинированного травления.

Показано, что при плазменном травлении кремния через твердую маску оксида алюминия латеральные размеры локальных углублений в кремнии зависят от аспектного отношения пор оксида алюминия. Снижение аспектного отношения пор оксида алюминия позволяет провести нанопрофилирование кремниевой подложки, углубления в которой повторяют в целом рисунок пор твердой маски оксида алюминия.

Приведены примеры использования нанопрофилированного кремния при создании фотонных кристаллов, эмиссионных структур, элементов фото- и бетавольтаики.

Литература

1. Белов А.Н., Голишников А.А., М.Г. Путря. Плазменные методы создания наноструктур // Нанотехнологии в электронике. Вып. 2. Под ред. Ю.А. Чаплыгина. М.: Техносфера. 2013. С. 293-331.
2. А.Н. Белов, С.А. Гаврилов, Ю.А. Демидов, В.И. Шевяков Особенности формирования маски пористого анодного оксида алюминия для плазменного локального травления кремния // Российские нанотехнологии.–2011.–Т. 6.–№1.–С. 6-10.

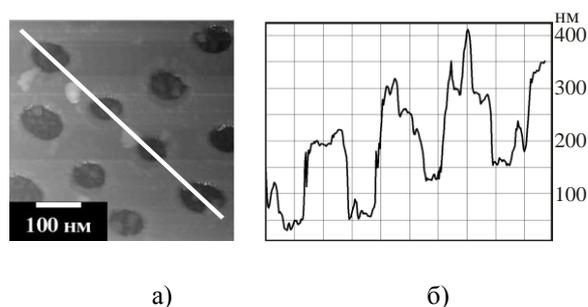


Рис. 1. АСМ - изображение поверхности кремниевой подложки после комбинированного «сухого» травления и селективного удаления с нее твердой оксидной маски (а) и профиль поперечного сечения этой структуры вдоль выделенной линии (б).

ОКСИДЫ РЕДКИХ И РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫХ МЕТАЛЛОВ – НОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ НАНОЭЛЕКТРОНИКИ И ОПТОЭЛЕКТРОНИКИ.

Т.П. Смирнова, Л.В. Яковкина, В.О. Борисов, В.Н. Кичай
Институт неорганической химии СО РАН, 3, Новосибирск

В докладе будут рассмотрены результаты исследования фазообразования в пленочных структурах двойных оксидов, материалов с высоким значением диэлектрической проницаемости (k), синтезируемых в системах Hf-Sc-O и Hf-La-O, изучения их химического, фазового состава, структуры и физико-химических свойств.

Для исследования пленок применен комплекс современных аналитических методов: эллипсометрия, рентгеновская дифракция (синхротронное излучение)-РД, рентгенфотоэлектронная-РФЭС, энергодисперсионная-ЭДС, ИК-, КР- спектроскопия, атомно-силовая микроскопия- АСМ и электрофизические методы.

Система Hf-Sc-O.

Проведен анализ структурных данных пленок HfO₂ и двойных оксидов, формирующихся при их легировании скандием. Легирование HfO₂ скандием модифицирует моноклинную структуру. В процессе соосаждения двух прекурсоров, содержащих Hf и Sc происходит образование непрерывного ряда твердых растворов (рис.1). В области концентраций Sc от ~9 до ~14 ат.% Sc при 600°C формируется пленка химического соединения с узкой областью гомогенности (Hf₃Sc₄O₁₂), имеющая максимальное значение $k=42$ и минимальные токи утечки $J \sim 10^{-6}$ А/см².

Система Hf-La-O

Разработан МО CVD процесс синтеза пленок La_xHf_{1-x}O_y соосаждением из летучих металл-органических соединений Hf(thd)₄ и La(thd)₃. По данным РФЭС пленки имеют однородный по толщине и площади элементный состав.

Структура пленок зависит от концентрации лантана. При $C_{La} \leq 4$ ат. % формируются двухфазные пленки, состоящие из HfO₂ моноклинной и твердого раствора кубической структуры, а при $C_{La}=30$ ат. % наблюдалось формирование смеси La_xHfO_{1-x}O_y (флюорит) и La₂O₃ (кубическая структура). В интервале концентраций лантана от ~4 до 15 ат. % формируются пленки твердых растворов кубической (разупорядоченной флюорито-подобной) структуры. При $C_{La}=16-18\%$ образуются пленки со структурой пирохлора (La₂Hf₂O₇). Пленки состоят из блоков нанокристаллов (Рис.2) Размер нанокристаллов, равен $\approx 2-5$ нм.

Значение диэлектрической константы зависит от концентрации La. На зависимости $k=f(C_{La})$ наблюдается резкое уменьшение диэлектрической константы при $C_{La}=15$ ат.%.

Такое резкое изменение физических свойств материала наблюдается при фазовом переходе беспорядок-порядок (фазовый переход 2-го рода): в данном случае переход от разупорядоченной структуры флюорита к упорядоченному пирохлору.

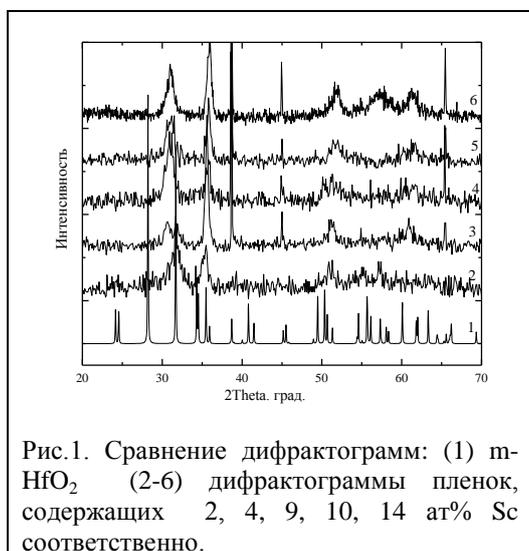


Рис.1. Сравнение дифрактограмм: (1) m-HfO₂ (2-6) дифрактограммы пленок, содержащих 2, 4, 9, 10, 14 ат% Sc соответственно.

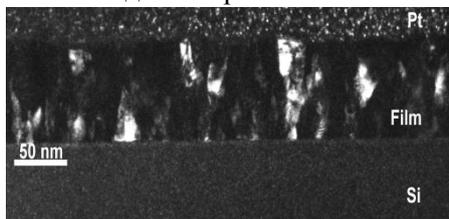


Рис.2. ВР ПЭМ изображение структуры пленки

Литература.

1. Т.П.Смирнова, Л.В.Яковкина, В.О.Борисов. Phase formation in of double oxide films of Hf-La-O system. /Journal of Crystal Growth. .377, 2013 .212-2162.
2. Л. В. Яковкина, Т. П. Смирнова, В. О. Борисов, В. Н. Кичай, В. В. Каичев. Синтез и свойства диэлектрических пленок (HfO₂)_{1-x}(Sc₂O₃)_x /Неорганические материалы, 48, 2012, 172–178

ЛЮМИНЕСЦЕНЦИЯ ДИСЛОКАЦИОННЫХ СЕТОК В СРАЩЕННЫХ ПЛАСТИНАХ КРЕМНИЯ, СТИМУЛИРОВАННАЯ ЭЛЕКТРИЧЕСКИМ ЗАПОЛНЕНИЕМ УРОВНЕЙ ЛОВУШЕК НОСИТЕЛЕЙ ЗАРЯДА

А.С. Бондаренко¹⁾, О.Ф. Вывенко¹⁾, О.В. Конончук²⁾

¹⁾ Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия

²⁾ SOITEC, Parc Technologique des Fontaines, Bernin, France

Дислокационные сетки, формирующиеся на интерфейсе сращиваемых кремниевых пластин, вызывают большой практический интерес ввиду целого ряда приложений для современной микроэлектронной промышленности, среди которых особое место занимает применение дислокационной люминесценция (ДЛ) для беспроводной передачи данных в будущих поколениях процессоров [1]. Традиционно выделяют четыре основные характеристические полосы ДЛ, обозначаемые D1, D2, D3, D4 [2]. Наибольший интерес для электроники представляет полоса D1 (~0,8 эВ), сохраняющая достаточно высокую интенсивность даже при комнатной температуре [3]. Тем не менее, природа D1 люминесценции не установлена полностью, несмотря на многочисленные исследования последних более чем тридцати лет. Одной из ключевых проблем для понимания природы D1 полосы ДЛ и оценки эффективности излучателя на основе сращенных пластин остается установление прямого соответствия между энергетическими уровнями ловушек носителей, обнаруживаемых методами емкостной спектроскопии глубоких уровней (DLTS, MCTS), и энергией оптических переходов, определяемой из спектров люминесценции.

Недавно нами был предложен новый подход к решению этой задачи, основанный на обнаруженном эффекте люминесценции, стимулированной заполнением электрическими импульсами энергетических уровней дислокационной сетки, помещенной в область пространственного заряда диода Шоттки (Pulsed-TREL) [4]. Мы показали, что только мелкие уровни с энергетическим положением около $E_c - 0,1$ эВ и $E_v + 0,1$ эВ участвуют в переходах, ответственных за D1 полосу ДЛ. Предложена модель, объясняющая механизм D1-люминесценции через мелкие уровни, учитывающая кулоновское взаимодействие локализованных на них носителей.

В настоящей работе мы анализируем зависимость интенсивности излучения D1 ДЛ от длительности временного интервала между заполняющими импульсами в эксперименте Pulsed-TREL для определения постоянной времени излучательной рекомбинации D1 для оценки эффективности излучателя, основанного на сращенных кремниевых пластинах.

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

Литература

1. M. Kittler, et al., Regular dislocation networks in silicon as a tool for nanostructure devices used in optics, biology, and electronics // Small, 3, 2007 стр. 964-973
2. N. A. Drozdov, et al., Recombination radiation on dislocations in silicon // JETP Letters, 23, 1976 стр. 597-599.
3. V. V. Kveder, et al., Dislocation-related electroluminescence at room temperature in plastically deformed silicon // Physical Review B, 51 (16), 1995 стр. 10520
4. A. S. Bondarenko, et al., Dislocation structure, electrical and luminescent properties of hydrophilically bonded silicon wafer interface // Solid State Phenomena, 178-179, 2011 стр. 233-242

ДЕФЕКТООБРАЗОВАНИЕ В ПЛАСТИНАХ Si, ПОДВЕРГНУТЫХ ОБЛУЧЕНИЮ НИЗКОЭНЕРГЕТИЧЕСКИМ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ

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

¹⁾ Институт физики полупроводников СО РАН, Новосибирск

²⁾ Физико-технический институт им. А.Ф.Иоффе РАН, С.-Петербург

Дислокационная фотолюминесценция (ФЛ) в кремнии представляет значительный интерес для создания светоизлучающих приборов на основе кремния [1]. Радиационные способы (ионная имплантация, лазерное и электронное облучение) являются наиболее технологичными в плане приборной реализации для создания дислокационной структуры в пластинах кремния. Недавно было показано, что плотная дислокационная сетка, пронизывающая пластину на всю толщину, может быть создана при облучении поверхности пучком низкоэнергетических электронов [2]. В настоящей работе мы представляем результаты экспериментальных исследований дислокационной структуры, создаваемой таким способом.

Пластины Cz-Si(100) n- и p-типа проводимости размером 20 x 20 мм облучались широким электронным пучком (энергия электронов 8 кэВ, мощность пучка $\sim 1,5$ Вт/мм²) в течение 10 мин в вакууме при комнатной температуре. Часть облученных образцов подвергалась дополнительной термообработке в хлорсодержащей атмосфере при температуре 1100 °С. Дислокационная структура исследовалась методами дифракционной просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) и микроскопии высокого разрешения (ВРЭМ) на продольных и поперечных срезах.

В исследованных образцах основными структурными дефектами являются скользящие 60°-дислокации, полные и расщепленные дислокационные диполи (Рис.1), формирующиеся в объеме пластин в процессе облучения, благодаря температурному градиенту по толщине пластины. Вероятными источниками генерации дислокаций являются ростовые микродефекты (свирл-дефекты). Анализ структуры в слабом пучке показал, что часть 60°-дислокаций расщеплена. В дополнительно отожженных образцах плотность и распределение дислокаций практически не меняются. Обнаружено образование маленьких призматических дислокационных петель на 60°-дислокациях и краях дислокационных диполей.

В спектрах ФЛ облученных образцов наблюдались все D-линии с доминированием D1 и D2 линий. В отожженных образцах интенсивность D1 и D2 линий возросла в несколько раз. В спектрах ЭЛ наблюдались интенсивные D3 и D4 линии, появление которых обычно связывается с наличием расщепления на дислокациях.

Работа выполнена при частичной поддержке РФФИ (гранты 13-02-00473, 14-02-00152).

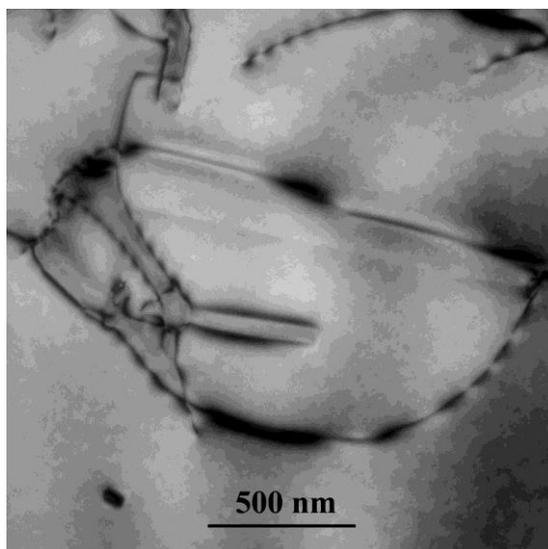


Рис. 1. Фрагмент полосы скольжения дислокаций с дислокационными диполями.

Литература

1. Н.А. Соболев. Инженерия дефектов в имплантационной технологии кремниевых светоизлучающих структур с дислокационной люминесценцией. //ФТТ, 44(1), 2010 стр. 3-25
2. L. Xiang, D. Li, L. Jin, D. Yang. Dislocation-related electroluminescence of silicon after electron irradiation. // Solid State Commun., 152, 2012 p. 1956-1959

ИСКАЖЕНИЯ РЕНТГЕН ТОПОГРАФИЧЕСКИХ ИЗОБРАЖЕНИЙ ДИСЛОКАЦИЙ В РЕЗУЛЬТАТЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ ПРОСТРАНСТВЕННО ПРОТЯЖЕННЫХ ДЕФОРМАЦИЙ В МОНОКРИСТАЛЛАХ КРЕМНИЯ

Э.В. Суворов, И.А. Смирнова

Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Московская область

Рентгеновская дифракционная микроскопия существует уже более 50 лет, однако до настоящего времени она остается в большинстве случаев чисто качественной методикой, несмотря на огромный прогресс в динамической теории рассеяния рентгеновских лучей.

В реальных кристаллах часто реализуется случай, когда изображение локального дефекта искажено макроскопическим упругим полем кристалла и не поддается простому анализу. Эта задача в большинстве случаев достаточно сложная.

Дифракция рентгеновского излучения является практически единственным неразрушающим способом определения параметров реальной структуры толстых кристаллов – пространственное расположение и размеры дефектов и деформированных областей в объеме кристалла, величины деформаций и пр. В литературе встречается мало публикаций [1-3] в которых обсуждается эта проблема. В представленной работе экспериментально и методом компьютерного моделирования исследовано влияние изгиба кристалла на секционное изображение винтовой дислокации на рентгеновской топограмме. На рис.1 представлены экспериментальные и расчетные секционные изображения винтовой дислокации, параллельной поверхности кристалла.

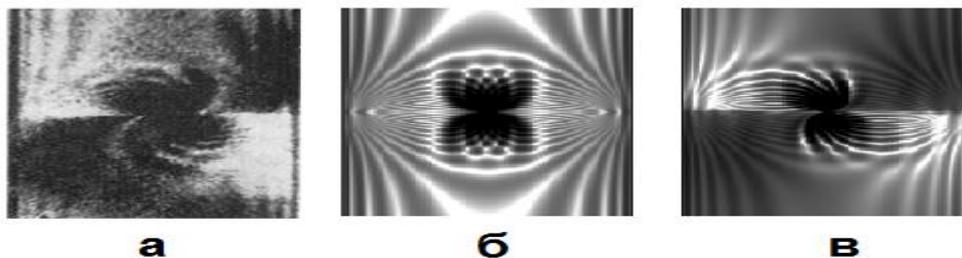


Рис.1 Фрагменты секционных рентгеновских топограмм кристалла Si с винтовой дислокацией, $t = 412$ мкм, $(\mathbf{Hb})=8$ (дифракционная мощность дефекта, \mathbf{H} -вектор дифракции, \mathbf{b} -вектор Бюргерса), отражение (660), излучение MoK α . а) – экспериментальная секционная топограмма; б) и в) - численное моделирование секционных топограмм, б) - изгиб отсутствует, в) - кристалл изогнут $R=200$ м. Дислокация, расположена на глубине кристалла $z_0 = t/2$, коэффициент поглощения $P = \mu t / \cos\theta = 0.51$.

Численное моделирование проводилось с помощью уравнений Такаги-Топэна. Видно, что изображение дислокации (рис. 1б) сильно отличается от экспериментальной топограммы (рис. 1а). Введение даже очень слабого изгиба кристалла (радиус изгиба кристалла $R=200$ м) приводит к заметному изменению изображения (рис. 1в). Изображение дислокации на рис.1в существенно ближе к экспериментальной топограмме (рис. 1а).

В работе исследовано влияние пространственно протяженных искажений кристаллической решетки на формирование прямого изображения дефектов в секционной топографии. Намечены пути учета этого эффекта при анализе рентгеновских топограмм.

Литература

1. В.И. Кушнир, Э.В. Суворов, К.Ю. Мухин К вопросу о лауэвской дифракции рентгеновских лучей однородно изогнутым кристаллом //ФТТ, т.22, в.7, 1980, стр. 2135-2143
2. F. N. Chukhovskii, P.V. Petrashen X-ray topography of bent crystals //Acta Cryst., A44, p.1988, 8-14
3. Tomoe Fukamachi, Masahiko Tohyama et al. Interference fringes in multiple Bragg-Laue mode and mirage fringes from bent crystals //Acta Cryst. A66, 2010, p.421–426

ВЛИЯНИЕ МЕДИ НА РЕКОМБИНАЦИОННУЮ АКТИВНОСТЬ ПРОТЯЖЕННЫХ ДЕФЕКТОВ В КРЕМНИИ

В.И. Орлов^{1,2)}, О.В. Феклисова¹⁾, Е.Б. Якимов¹⁾

¹⁾*Институт проблем технологии микроэлектроники и особочистых материалов,
г. Черноголовка*

²⁾*Институт физики твёрдого тела, г. Черноголовка*

Исследованиям взаимодействия структурных дефектов в кремнии с примесями переходных металлов уделяется значительное внимание, поскольку считается, что металлы повышают рекомбинационную активность дислокаций и границ зёрен. Однако было обнаружено отсутствие контраста от дислокаций в мультикристаллическом кремнии даже после дополнительного «загрязнения» медью, железом и никелем [1]. Чтобы понять такие противоречивые результаты, в настоящей работе детально исследовалось взаимодействие меди с двумя типами протяженных дефектов – дислокациями и следами за дислокациями, возникающими вследствие движения дислокаций по кристаллу.

Методами наведенного электронным пучком тока (ЕВІС) в РЭМ и тока, индуцированного световым пучком (LВІС), исследовалась рекомбинационная активность дислокаций и следов за дислокациями до и после введения меди. В работе использовались образцы монокристаллического кремния n- и p-типа, выращенного по методу Чохральского. Деформация осуществлялась при 600° С в течение 2.5 часов с использованием керамических («чистые условия») или металлических («грязные условия») опор. Дополнительное «загрязнение» медью проводилось путём диффузии при 750° С в течение 30 минут с последующей закалкой образцов в жидком азоте или медленным охлаждением в печи.

Как уже было показано ранее [2], рекомбинационная активность дислокаций и их следов определяется условиями деформации. Так после деформации с использованием металлических опор величина контраста дислокаций и их следов была заметно выше, чем в образцах, деформированных в «чистых» условиях. После дополнительного введения меди обнаружено, что контраст от протяженных дефектов меняется неодинаково в «чистых» и «грязных» образцах. Кроме того, обнаружено, что контраст существенным образом зависит от способа охлаждения образца. Так, например, при медленном охлаждении контраст от большинства протяженных дефектов в «грязных» образцах уменьшается. Если же образец после диффузии подвергся закалке, то контраст от большинства протяженных дефектов также меняется, появляется контраст на ранее неактивных плоскостях скольжения, а вблизи плоскостей скольжения и дислокаций наблюдается появление светлых областей в образцах как n-, так и p-типа Si. При этом образование светлых областей удалось выявить лишь при исследовании образцов методом LВІС, поскольку чувствительность этого метода для двумерных объектов существенно выше, чем чувствительность метода ЕВІС [3]. Полученные результаты обсуждаются в предположении о влиянии примесной атмосферы протяженных дефектов на их геттерирующие свойства, а также различии в скорости преципитации меди при охлаждении, когда при закалке более эффективными стоками для меди становятся дислокации и следы за дислокациями, вблизи которых и образуются светлые области.

Литература

1. О.В. Феклисова Влияние примесей металлов на рекомбинационную активность дислокаций в мультикристаллическом кремнии. //ФТП, 47, вып. 2, 2013 стр. 195-198
2. О.В. Феклисова, Е.Б. Якимов. Исследования дислокаций и следов за дислокациями в Si методом наведенного тока. //Известия РАН. Серия физическая, 69, №4, 2005 стр. 459-462
3. V.I. Orlov, O.V. Feklisova, E.B. Yakimov. A comparison of EBIC, LBIC and XBIC methods as tools for multicrystalline Si characterization. //Solid State Phenomena, 205-206, 2014 p. 142–147

О ПРИРОДЕ ДЕФЕКТОВ, ВОЗНИКАЮЩИХ В ПРОЦЕССЕ ДВИЖЕНИЯ ДИСЛОКАЦИЙ В КРЕМНИИ

В.В. Кведер, М.А. Хорошева

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт физики твердого тела Российской академии наук,
ул. Академика Осипьяна, 2, Черноголовка, 142432, Россия*

Согласно некоторым публикациям, при движении дислокаций в кремнии в плоскостях их скольжения возникают некие дефекты, которые наблюдались в виде «следов» от движения дислокаций в экспериментах по химическому травлению [1], а также методом EBIC [2]. Однако, природа этих дефектов оставалась совершенно неясной.

В нашей работе, используя диффузию золота как метод детектирования собственных точечных дефектов и их комплексов, мы исследовали дефекты, возникающие в процессе движения дислокаций в кремнии при 600°C. Измеряя методом DLTS концентрацию золота в образцах кремния Fz-Si n- и p-типа было показано, что в областях с плотностью дислокаций 10^5 - 10^6 см⁻² концентрация золота [Au] на полтора – два порядка выше, чем значение [Au], рассчитанное в предположении равновесной концентрации собственных точечных дефектов. Объяснить аномально большую концентрацию [Au] золота в образцах с дислокациями можно предположив, что в процессе движения дислокаций (при 600°C) в их плоскостях скольжения генерируются неравновесные дефекты вакансионного типа. При этом существенный вклад в процесс диффузии золота дает реакция типа $Au_i + V \leftrightarrow Au_s$.

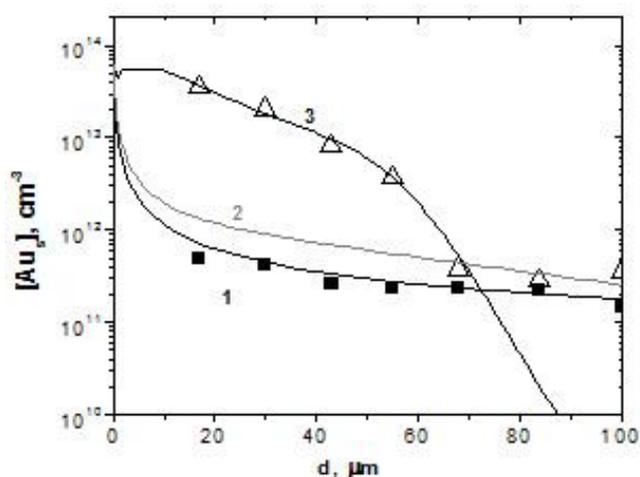


Рис.1 Экспериментальные и расчетные зависимости концентрации атомов золота в узлах решетки кремния от расстояния d от поверхности вглубь образца p-типа «pFzSi2» в области без дислокаций (квадраты) и с плотностью дислокаций $1.6 \cdot 10^6$ см⁻² (треугольники) после диффузии золота при 700°C 3 ч. Точками показаны экспериментальные данные, сплошными кривыми – результаты компьютерного моделирования диффузии золота. Кривые 1 и 2 получены в предположении равновесной концентрации вакансионных дефектов $[V]=[V]_{eq}$ в области без дислокаций (1) и с дислокациями (2), кривая 3 – в предположении, что $[V]=3 \cdot 10^{13}$ см⁻³.

В аналогичным образом приготовленных образцах кремния, выращенных по методу Чохральского (Cz-Si), после их последующего отжига при $T=830^\circ\text{C}$ в течение 120 мин возникали так называемые новые термодоноры (NTD) [3], причем в области с плотностью дислокаций 10^5 - 10^6 см⁻² концентрация NTD на порядок превышала их концентрацию в области, не содержащей дислокаций. По-видимому, генерируемые в процессе деформации вакансионные комплексы, оказывают существенное влияние на процесс формирования NTD.

Литература

- [1] I.E. Bondarenko, V.G. Eremenko, Phys. Stat. Sol. A **68**, 53, (1981)
- [2] O. V. Feklisova, E. B. Yakimov, Phys. Stat. Sol. C **4**, No. 8, 3105, (2007)

[3] K. Hüzlein, G. Pens, Appl. Phys. A **34**, 155, 161 (1984)

ВЫСОКОЧУВСТВИТЕЛЬНЫЕ ФОТОПРИЁМНИКИ НА БАЗЕ КРЕМНИЯ, СОДЕРЖАЩИЕ НАНОРАЗМЕРНЫЕ МНОГОЗАРЯДНЫЕ ПРИМЕСНЫЕ КЛАСТЕРЫ МАРГАНЦА

Ш.И.Аскарлов, Б.З.Шаринов, Ш.К.Салиева, Д.Шукурова
Ташкентский Государственный технический университет

Широкое применение фотоприёмников в различных областях науки и техники ставит перед ними ряд требований в зависимости от области их применения. В частности, если волоконно-оптическим линиям связи требуется быстродействующие фотоприёмники, то имеется ряд других областей, где основным требованием является их чувствительность. Повышение чувствительности фотоприёмников достигается за счет легирования их базовой области примесями, создающих глубокие примесные центры с анизотропными сечениями захвата ($S_p \gg S_n$ или $S_n \gg S_p$). Однако туннелирование через тонкий потенциальный барьер многозарядных одиночных примесных центров ограничивает пределы изменения сечений захвата неравновесных носителей тока и тем самым ограничивается рост чувствительности фотоприёмников. Дальнейший рост чувствительности фотоприёмников возможен, но для этого необходимо в базовой области стимулировать образование многозарядных примесных кластеров состоящих из нескольких примесных центров.

Исследуя спектры ЭПР высокоомных кристаллов кремния, легированных марганцем ($Si \langle Mn \rangle$) нами был обнаружен спектр состоящий из 21 линий сверхтонкой структуры с постоянными $A = (14,2 \pm 0,05) \text{ Гс}$ и $g = (2,0065 \pm 0,0005)$, обусловленных образованием примесных кластеров состоящих из четырех ионов внедрения марганца $Mn_4^{++} (3d^5)$ находящиеся в соседних тетраэдрических межузлах в направлении $\langle 111 \rangle$. Такие кластеры в кристаллической решетки кремния могут образоваться вокруг двукратно отрицательно ионизованных примесных центров замещения или вакансий. При освещении кристаллов $Si \langle Mn \rangle$ собственной подсветкой спектр кластеров $Mn_4^{++} (3d^5)$ исчезал, свидетельствуя тем самым, что они, внося в запрещенную зону кремния глубокий уровень, участвуют в процессах перезарядки.

Настоящие исследования повешены выяснению роли многозарядных примесных кластеров марганца при формировании фотоэлектрических свойств кремния, и уточнение возможности создания на их базе высокочувствительных фотоприёмников.

На основе анализа спектров ФП как в темноте, так и при наличии интегрального освещения, а также температурной зависимости ФП в интервале температур (77 – 300)К установлено, что механизмы токопрохождения в кристаллах $Si \langle Mn \rangle$ содержащих многозарядные примесные кластеры марганца существенно отличается от механизмов токопрохождения обычных кристаллах кремния. Потенциал многозарядных примесных кластеров, являясь дальнедействующим, приводит к модуляции зон кремния даже в равновесном состоянии. При освещении таких кристаллов фотовозбужденные электроны притягивается к положительно заряженным многозарядным кластерам и захватывается ими. А неравновесные дырки, отталкиваясь от кластеров накапливается в буграх валентной зоны. Пространственная разделённость неравновесных носителей тока снижает вероятности их рекомбинации и тем самым способствует увеличению фоточувствительности материала.

Действительно изготовленные фоторезисторы (ФР) на базе кремния, содержащих многозарядные примесные кластеры марганца отличались достаточно высокой фоточувствительностью даже при комнатной температуре, что нехарактерно для кремния, независимо от удельного сопротивления базовой области. Порог чувствительности ФР составляло $\sim 10^{12} \text{ см} \cdot \text{гц}^{1/2} / \text{Вт}$. В конце хотим отметить, что при низких температурах (77К) предлагаемый ФР способен работать в режиме накопления и способен регистрировать слабые сигналы.

ОЦЕНКА СЕЧЕНИЯ УСИЛЕНИЯ ИОНОВ Er^{3+} В ВОЛНОВОДНЫХ СТРУКТУРАХ Si:Er/SOI

К.Е. Кудрявцев^{1,2}, Д.И. Крыжков¹, Л.В. Красильникова¹, Д.В. Шенгуров¹,
В.Б. Шмагин¹, Б.А. Андреев¹, З.Ф. Красильник¹

¹Институт физики микроструктур РАН, Нижний Новгород

²Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского

Легирование кремниевых структур редкоземельной примесью эрбия является одним из возможных подходов к созданию «кремниевого» источника излучения на диапазон длин волн $\lambda \sim 1.5$ мкм [1]. Интерес к этому классу структур поддерживается возможностью токовой накачки оптически активных центров и интеграции подобных светоизлучающих приборов в современную кремниевую микроэлектронику.

Проблемы, связанные, в первую очередь, с сильным температурным гашением люминесценции эрбия в объемных слоях Si:Er , заставляют искать альтернативу в виде наноразмерных структур $\text{Si/SiO}_2\text{:Er}$, nc-Si:Er и подобных. В то же время, структуры на основе c-Si:Er являются хорошей модельной системой, позволяющей оценить силу осциллятора единичного излучающего центра. Для эрбия в матрице SiO_2 характерно значительное неоднородное уширение спектральных линий поглощения и излучения. В кремнии же возможно селективное формирование излучающих центров с идентичной хорошо определенной микроскопической структурой, что выражается в атомно-узких ($\Delta\nu < 10$ мкэВ при $T = 4.2$ К) линиях люминесценции [2].

В силу относительно малых концентраций оптически активного эрбия в структурах на основе Si:Er , взаимодействие света с ионами Er^{3+} является достаточно слабым. Это затрудняет использование «классических» методик определения коэффициентов усиления и потерь в лазерных структурах, таких как variable stripe length (VSL, [3]) и shifting excitation spot (SES, [4]). Оригинальные методики измерения коэффициента усиления в волноводных слоях Si:Er/SOI были разработаны и применены в [5, 6], однако не принесли убедительных результатов из-за сложностей в интерпретации получаемых экспериментальных данных.

В предлагаемой работе исследованы спектры пропускания эпитаксиальных слоев Si:Er/SOI в диапазоне ~ 1.5 мкм в условиях распространения пробного излучения вдоль волноводного слоя. Высокая концентрация оптически активного эрбия, сосредоточенного в небольшом числе различных типов излучающих центров (и, соответственно, спектральных линий), и большая длина взаимодействия позволили напрямую определить коэффициент поглощения света на внутриатомных переходах ионов Er^{3+} в структурах c-Si:Er . При комнатной температуре соответствующий коэффициент поглощения составил в исследованных структурах Si:Er/SOI величину $\alpha_{\text{Er}}^{(300\text{K})} \sim 8.5 \times 10^{-3} \text{ см}^{-1}$ в максимуме линии поглощения, а сечение оптического поглощения оценено на уровне $\sigma^{(300\text{K})} = 10^{-18} \text{ см}^2$. Полученные значения сопоставлены с теоретическими оценками. Обсуждаются температурные зависимости величин α_{Er} и σ , приведены достижимые величины оптического усиления в структурах Si:Er/SOI .

Литература

- [1] A. Polman. J. Appl. Phys., **82**(1), 1 (1997).
- [2] B.A. Andreev *et al.* J. Luminescence, **132**(12), 3148 (2012).
- [3] K.L. Shaklee, R.F. Leheny. Appl. Phys. Lett., **18**, 475 (1971).
- [4] J. Valenta, I. Pelant, J. Linnros. Appl. Phys. Lett., **81**, 1396 (2002).
- [5] M.A. Lourenco, R.M. Gwilliam, K.P. Homewood. Appl. Phys. Lett., **91**, 141122 (2007).
- [6] N.N. Ha *et al.* Phys. Rev. B, **81**, 195206 (2010).

ЭЛЕКТРООСМОТИЧЕСКИЙ НАСОС НА ОСНОВЕ АСММЕТРИЧНОЙ КРЕМНИЕВОЙ МИКРОКАНАЛЬНОЙ МЕМБРАНЫ

М.А. Паращенко, Н.С. Филиппов, В.В. Кириенко, С.И. Романов
Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН
630090, г. Новосибирск, просп. Академика Лаврентьева, 13

Пористый кремний является наиболее перспективным материалом для создания компактных насосов, работающих на основе электроосмотического эффекта. Такие насосы привлекают внимание благодаря ряду преимуществ, важнейшими из которых являются простота изготовления, легкость интеграции устройства в сложную микрофлюидную систему и, самое главное, отсутствие движущихся частей, что обеспечивает высокую надежность и долговечность работы прибора.

В настоящей работе для транспорта малых и сверхмалых объемов жидкости был разработан электроосмотический насос на основе кремниевой микроканальной мембраны с асимметричными каналами остро-четырёхгранного сечения (Рис.1) и проведены его испытания с использованием в качестве рабочей жидкости деионизованной воды – основного растворителя, применяемого в химических и биологических исследованиях.

Впервые была установлена ярко выраженная зависимость рабочей характеристики подобного типа микроканальных насосов от структуры сечения микроканалов. Удельный расход жидкости, прокачиваемой электроосмотическим насосом в прямом и обратном направлениях, изменялся в среднем на 30% в зависимости от ориентации микроканальной мембраны, имеющей различную морфологию входных отверстий каналов. В более “прозрачном” направлении потоки воды были сильнее. (Рис.2)

Представленное в работе аналитическое описание пространственной структуры микроканальных мембран позволило более точно связать между собой структурные и транспортные характеристики устройства.

Полученные экспериментальные данные убедительно показали, что электроосмотический насос, созданный на основе кремниевой микроканальной мембраны, может быть эффективным электрическим устройством для транспорта жидкостей в микро- и нанофлюидных системах.

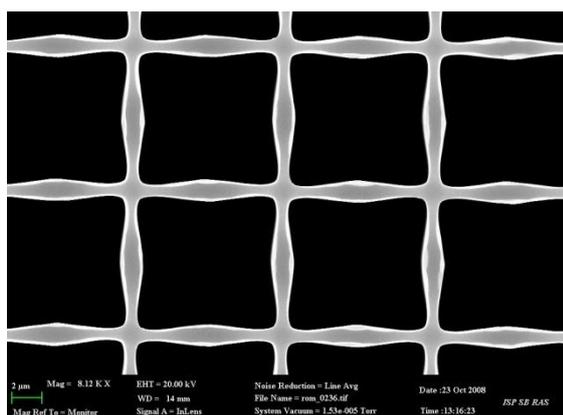


Рис. 1. СЭМ-изображение микроканальной мембраны.

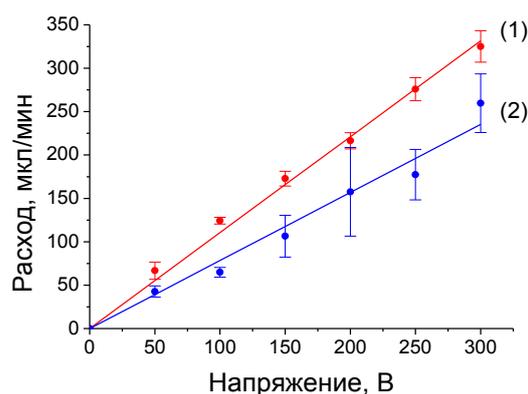


Рис. 2. Расход воды электроосмотического насоса в зависимости от обратной (1) и прямой (2) ориентации мембраны. Интервал ошибок измерений указан с доверительной вероятностью 90%.

ВЛИЯНИЕ МЕТОДА ВЫРАЩИВАНИЯ КРЕМНИЯ И ТИПА p - n ПЕРЕХОДА НА ХАРАКТЕРИСТИКИ СУБНАНОСЕКУНДНОГО ЛАВИННОГО ПЕРЕКЛЮЧЕНИЯ ВЫСОКОВОЛЬТНЫХ КРЕМНИЕВЫХ ДИОДОВ

И.А. Смирнова¹⁾, В.И. Брылевский¹⁾, П.Н. Брунков¹⁾, П.Б. Родин¹⁾, И.В. Грехов¹⁾

¹⁾Физико-технический институт им.А.Ф.Иоффе РАН, Санкт-Петербург

При быстром росте обратного напряжения, приложенного к высоковольтной структуре, интенсивная лавинная ионизация начинается при напряжении, примерно вдвое большем, чем напряжение стационарного пробоя, и приводит к переключению структуры в проводящее состояние за время около 100 пс (рис. 1). Это явление [1] позволяет формировать киловольтные перепады напряжения с пикосекундным временем нарастания [2]. Физические механизмы такого сверхбыстрого переключения, равно как и его зависимость от профиля p - n перехода и свойств кремния, из которого изготовлена структура, остаются не до конца проясненными.

Мы представляем результаты сравнительного исследования диодных структур, изготовленных из кремния, полученного различными методами: нейтронное легирование, метод Чохральского, бестигельная зонная плавка.

Формирование p - n перехода осуществлялось диффузией бора, а также совместной диффузией бора и алюминия или бора и галлия. Одна из партий структур имела резкий эпитаксиальный p - n переход. Для всех исследованных структур проведена емкостная спектроскопия глубоких уровней. Измерение переходных процессов проводилось с помощью установки с размещенным в полностью согласованном 50-Ω тракте резистивным ответвителем, позволяющей одновременно и независимо определять напряжение на 50-Ω нагрузке и напряжение на приборе вместе с нагрузкой [3]. Собственное время нарастания измерительного тракта составляло менее 50 пс при напряжении до 7 кВ. Проведенные исследования показали резкую зависимость процесса переключения от типа p - n перехода, но незначительную зависимость от типа исходного кремния. Успешное переключение с низким остаточным напряжением (менее 300 В) наблюдалось только для структур с относительно резким p - n переходом, полученным диффузией бора (кривая 1), а также для структур с эпитаксиальным p - n переходом (кривая 2). В структурах с глубоким и плавным переходом, полученным совместной диффузией бора и алюминия (галлия) наблюдалось аномально большое остаточное напряжение около 1 кВ, близкое к напряжению стационарного пробоя (кривая 3). Именно в этих структурах обнаружена наибольшая концентрация глубоких центров.

Работа выполнена при частичной поддержке РФФИ (грант N 13-02-00813). **Литература**

1. И.В. Грехов, А.Ф. Кардо-Сысоев. Формирование субнаносекундных перепадов тока при задержке пробоя кремниевых p - n -переходов, Письма ЖТФ, 5, 1979, стр. 950-953.
2. A.F. Kardo-Sysoev. *New Power Semiconductor Devices for Generation of Nano- and Subnanosecond Pulses*, in *Ultra-Wideband Radar Technology*, edited by Taylor J.D. Boca Raton, London, New York, Washington: CRS Press, 2001.
3. В.И. Брылевский, И.А. Смирнова, П.Б. Родин, И.В. Грехов. Субнаносекундное лавинное переключение высоковольтных кремниевых диодов с резкими и плавными p - n -переходами, Письма ЖТФ, 40, 2014, стр. 80-87

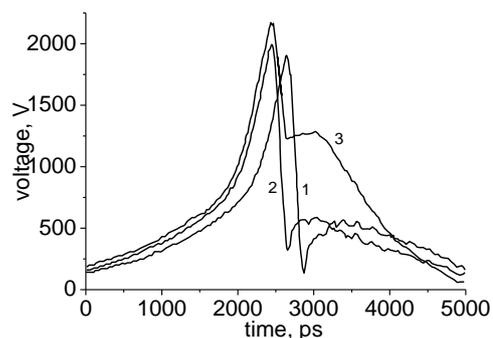


Рис. 1. Напряжение на диодах с напряжением стационарного пробоя ~1 кВ при сверхбыстром переключении.

ВЛИЯНИЕ НАНОМОЛЕКУЛ СЕЛЕНА НА ЭФФЕКТИВНОСТЬ ПРЕОБРАЗОВАНИЯ СОЛНЕЧНОЙ ЭНЕРГИИ В КРЕМНИЕВЫХ СОЛНЕЧНЫХ ЭЛЕМЕНТАХ (СЭ) С P-N ПЕРЕХОДОМ

Ш.И.Аскарлов, Б.З.Шарипов, М.М.Мирбабаев

Ташкентский Государственный технический университет

СЭ на базе, как кремния, так и других полупроводниковых материалов имеют один существенный недостаток, заключающийся в том, что солнечные лучи с энергией меньше, чем ширина запрещенной зоны полупроводника (E_g) не дают вклада в выходную мощность. Кроме того, эта часть световой энергии, проходя по толщине полупроводника без потерь, полностью поглощается в тыловом контакте СЭ. Вследствие этого кристалл нагревается, снижая тем самым эффективность преобразования солнечной энергии. В связи с этим создание по толщине базы СЭ слоя способного поглощать солнечные лучи энергией $h\nu < E_g$ несомненно является актуальной задачей. Это цель может быть эффективно реализована путем легирования кристаллов кремния с примесями вносящий в запрещенную зону кремния многозарядные центры с глубокими уровнями.

В настоящее время изучено поведение более 30 элементов таблицы Менделеева в кремнии [1]. Среди них наиболее максимальной концентрацией электрически активных атомов отличается селен. Растворимость селена в кремнии достигает до 10^{17} см^{-3} , при этом селен с внешней электронной конфигурацией $4s^2 4p^4$ преимущественно растворяется в узлах кристаллической решетки, образуя твердый раствор замещения. При sp^3 гибридизации с соседними атомами кремния у селена остается две лишние электрона, которые вносят в запрещенную зону кремния два глубоких донорных центра с энергией ионизации $E_c - 0,26$ и $E_c - 0,56 \text{ эВ}$ [2,3]. Концентрация электроактивных атомов селена в кремнии составляет $\sim 5 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$.

При изготовлении СЭ в качестве исходного материала использовались пластинки монокристаллического кремния марки КДБ с удельным сопротивлением $\sim 10 \text{ Ом} \cdot \text{см}$, с толщиной 0,5 мм. Диффузия селена в кремний осуществлялось в два этапа. На первом этапе на поверхности пластин создавался стеклянный слой. После чего с помощью плавиковой кислоты с тыльной стороны кристалла удалялась стеклянная пленка. На втором этапе производится разгонка селена вглубь кристалла из стеклянного слоя при температуре 1250°C . Длительность отжига выбиралась с учетом коэффициента диффузии селена, так чтобы получить поверхностный слой, легированный селеном с толщиной 100 мкм. Впоследствии с лицевой поверхности пластин стравливался стеклянный слой и с применением традиционной технологии лицевая сторона легировались фосфором, а тыльная сторона бором. Температура и длительность отжига подбирались таким образом, чтобы получить на лицевой стороне n^+ - слой с концентрацией $N_D = 5 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$ и глубиной залегания p-n перехода $x_i = 0,2 \text{ мкм}$.

Известно, что такие условия легирования лицевой поверхности кристалла способствуют повышению стеклянного фотоотклика высокоэнергетических фотонов. А создание вблизи тыльной поверхности сильнолегированного p^+ - слоя образует барьер, который способствует повышению выходного напряжения. Для сравнения в аналогичных условиях были изготовлены СЭ без слоя легированного селеном. Омические контакты были получены путем вакуумного напыления никеля на поверхность пластин. Как показали результаты сравнительных исследований в идентичных условиях, к.п.д. СЭ со слоем легированным селеном оказалось на 10 – 15 % эффективнее, чем СЭ без легированного слоя. При этом увеличивалось как плотность тока короткого замыкания, так и напряжение холостого хода.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ НА КРЕМНИЙСОДЕРЖАЩУЮ ПЛЁНКУ ДИЭЛЕКТРИЧЕСКОГО БАРЬЕРНОГО РАЗРЯДА

В.В. Андреев

*ФГБОУ ВПО «Чувашский государственный университет имени И.Н. Ульянова»,
Чебоксары*

В работе исследована микроструктура и элементный состав нанесённой на поверхность текстолита кремнийсодержащей плёнки в окрестности его электрического пробоя. На поверхность текстолита размерами 10x15 см и толщиной 0,5 мм была нанесена плёнка из смеси термостойкой эмали «Церта» и термостойкого лака КО-85 с добавкой порошка Al_2O_3 . Объёмная доля порошка Al_2O_3 при этом составляла 50%. Лак КО-85 является смесью раствора модифицированных кремнийорганических смол и глифталевого лака в ароматических и алифатических растворителях. Эмаль термостойкая антикоррозионная «Церта» является суспензией алюминиевой пудры или черного термостойкого пигмента, полифенилсилоксановой смолы, микроталька в растворе толуола и бутилацетата. Пластина из текстолита с нанесённой на её поверхность кремнийсодержащей плёнкой была помещена в ячейку диэлектрического барьерного разряда (ДБР). В ячейке ДБР перпендикулярно к поверхности текстолита с двух противоположных сторон расположены два цилиндрических металлических электрода диаметром 1,5 мм. На электроды подавалось напряжение с действующим значением 7 кВ и с частотой 50 Гц. Воздействие барьерного разряда продолжалось до тех пор, пока не происходил пробой текстолита с нанесённой на её поверхность плёнкой.

Микроструктура образцов была исследована методом сканирующей электронной микроскопии с полевой эмиссией (FE-SEM) на электронном микроскопе Hitachi SU8000. Съёмку изображений вели в режиме регистрации вторичных электронов при ускоряющем напряжении 30 кВ и рабочем расстоянии 8- 15 мм. Оптимизация аналитических измерений проведена в рамках описанного ранее подхода [1]. Перед съёмкой образцы помещали на поверхность алюминиевого столика диаметром 25 мм, фиксировали при помощи проводящего клея и напыляли на них проводящий слой углерода толщиной 13 нм при помощи метода магнетронного распыления, описанного ранее [2]. Морфология образцов исследовалась с учетом поправки на поверхностные эффекты напыления проводящего слоя [2]. Было осуществлено EDX-SEM исследование образцов и их картографирование с помощью энерго- дисперсионного спектрометра Oxford Instruments X-max. Перед измерением образцы были покрыты тонкой пленкой углерода (13 нм) с помощью углеродного напылителя Cressington 208.

Автор благодарит отдел структурных исследований ИОХ имени Н.Д. Зелинского РАН за исследование образцов методом электронной микроскопии.

Литература

1. В.В. Качала, Л.Л. Хемчян, А.С. Кашин, Н.В. Орлов, А.А. Грачев, С.С. Залесский, В.П. Анаников // Усп. хим., 82, 2013, стр. 648- 685.
2. А.С. Кашин, В.П. Анаников // Изв. АН. Сер. Хим., №12, 2011, стр. 2551- 2556.

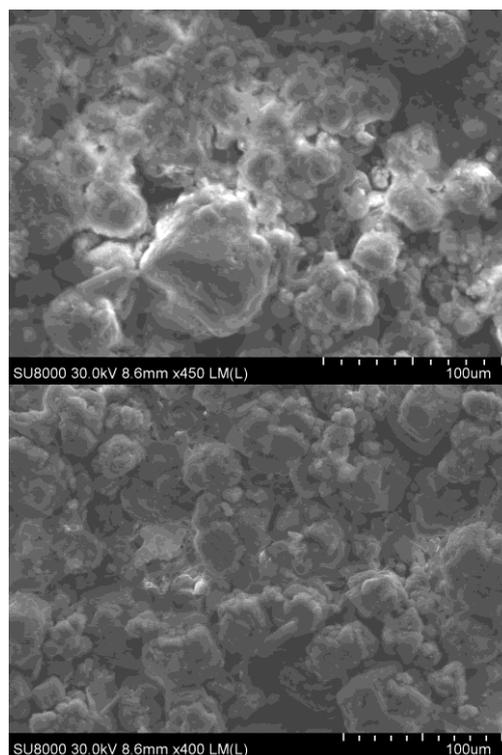


Рис. 1. FE-SEM- изображения кремнийсодержащей плёнки на поверхности текстолита в окрестности его электрического пробоя (сверху) и на расстоянии 1 см от этой точки (снизу).

АТОМНОЕ И ЭЛЕКТРОННОЕ СТРОЕНИЕ ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ НАНОСЛОЕВ КРЕМНИЙ-ОЛОВО НА КРЕМНИИ ПО ДАННЫМ СИНХРОТРОННЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ

С.Ю. Турищев¹, В.А. Терехов¹, А.В. Анисимов¹, О.А. Чувенкова¹, Ю.А. Юраков¹, Д.Е. Спириин¹, Е.В. Паринава¹, Д.А. Коюда¹, А. Тонких²

¹Воронежский государственный университет, Университетская пл.1., 394006, Воронеж, Россия, tsu@phys.vsu.ru

²CIC SiLi-nano, Martin Luther University Halle-Wittenberg, Karl-Freiherr-von-Fritsch-Str. 3, 06120, Halle(Saale), Germany

Внедрение атомов олова в кристаллическую решетку кремния и создание твердых растворов $\text{Si}_x\text{Sn}_{1-x}$ является перспективным методом управления структурными и фотоэлектрическими свойствами, а также генерационно-рекомбинационными процессами и переносом носителей заряда в подобных структурах, а в случае определенных концентраций олова в кремнии может наблюдаться существенная перестройка зонной структуры и проявляться свойства прямозонного материала.

В настоящей работе приводятся результаты экспериментальных исследований электронного строения тонких эпитаксиальных нанослоев кремний-олово методом спектроскопии ближней тонкой структуры края рентгеновского поглощения с использованием синхротронного излучения. Были изучены слои SiSn толщиной 10 нм, полученные одновременным осаждением атомов кремния и олова как не закрытые (тип I), так и с 10 нм закрывающим эпитаксиальным слоем кремния (тип II). Также была изучена структура, в которой на 10 нм эпитаксиальный слой кремния нанесли 5 монослоев олова (тип IV). Структура типа IV подверглась также сверхвысоковакуумному отжигу при 800 С в течении 10 минут. Во всех случаях использовалась подложка монокристаллического кремния (КДБ, 100), Si испарялся при помощи электронно-лучевого испарителя, источником Sn служила эффузионная ячейка. Для исследования была использована методика спектроскопии ближней тонкой структуры края рентгеновского поглощения (XANES), позволяющая с высоким энергетическим разрешением получить данные о распределении локальной парциальной плотности электронных состояний в зоне проводимости материалов, а также судить о характере химического окружения поглощающих атомов. Спектры XANES были получены на синхротронах SRC (Стоутон, США) и BESSY (Берлин, Германия). Использование синхротронных источников излучения продиктовано их высокой интенсивностью, что позволяет получать высокоразрешенную прямую экспериментальную информацию об электронном строении исследуемого объекта.

В случае отсутствия закрывающего слоя кремния на нанослое $\text{Si}_x\text{Sn}_{1-x}$ (тип I) выявлена заметная перестройка плотности электронных состояний в зоне проводимости кремния. Согласно спектрам Si $L_{2,3}$ XANES (глубина информативного слоя ~ 5 нм) имеет место существенное размытие локальной плотности состояний, совместно с изменением в положении точек высокой симметрии Δ и L_1 , что вызвано локальными нарушениями периодического поля, вносимыми в кремниевую решетку атомами Sn, на 20% превышающими размеры атомов кремния, при образовании твердого раствора.

С другой стороны, особенности спектров XANES олова позволяют говорить о том, что возможно часть атомов Sn не участвует в образовании твердого раствора, формируя нарушенный оксид олова, обладающий большим количеством дефектов по кислороду. Зарегистрированные $L_{2,3}$ спектры поглощения кремния, $M_{4,5}$ спектры олова и K спектры кислорода показывают, что при нагреве в сверхвысоком вакууме происходит переход кислорода от олова к кремнию и образование стехиометрического SiO_2 на поверхности. Одновременно образуется металлическое олово.

ВЫРАЩИВАНИЕ НИЗКОДИСЛОКАЦИОННЫХ КРИСТАЛЛОВ Ge МЕТОДОМ ЧОХРАЛЬСКОГО.

А.В. Наумов¹⁾, К.А. Аношин²⁾, С.К. Семенов³⁾, А.П. Шубин³⁾

¹⁾ОАО Научно-производственное предприятие «КВАНТ», г. Москва

²⁾ОАО Государственный научно-исследовательский и проектный институт
редкометаллической промышленности «Гиредмет», г. Москва

³⁾ООО «МакроОптика», г. Москва

На протяжении последних 12 лет в космической и наземной солнечной энергетике интенсивно развивались наноструктурные каскадные солнечные элементы (СЭ) с эффективностью свыше 30 %, использующих арсенид галлия и другие соединения, выращиваемые на германиевой подложке.

Требования к совершенству, однородности и размерам монокристаллов германия для таких целей постоянно возрастают. Монокристаллы германия диаметром 100 мм должны иметь низкую плотность дислокаций и не содержать малоугловых границ (МУГ). В монокристаллах кремния и германия ориентации [111] преобладают границы наклона из краевых дислокаций $\langle 112 \rangle$ с вектором Бюргерса $a/2 \langle 110 \rangle$, перпендикулярным оси роста [1,2]. Рассмотрена сила, действующая на дислокацию с данным вектором Бюргерса в растущем кристалле. В растущем из расплава кристалле тензор термоупругих напряжений σ имеет 4 отличные от нуля компоненты (в цилиндрической системе координат r, z, θ): $\sigma_{rr}, \sigma_{zz}, \sigma_{\theta\theta}$ и σ_{rz} [2]. Сила, действующая на единицу длины дислокации в поле напряжений σ :

$$F = (\mathbf{b} \times \boldsymbol{\sigma}) \times \boldsymbol{\xi} \quad (1)$$

Где \mathbf{b} – вектор Бюргерса дислокаций, $\boldsymbol{\xi}$ - единичный вектор вдоль линии дислокаций [2]. Ее составляющая в плоскости скольжения

$$F_{\text{ск}} = \frac{[(\mathbf{b} \times \boldsymbol{\sigma}) \times \boldsymbol{\xi}] \times [\boldsymbol{\xi} \times (\mathbf{b} \times \boldsymbol{\xi})]}{|\mathbf{b} \times \boldsymbol{\xi}|} \quad (2)$$

(Рис.1). Установлено и экспериментально подтверждено, что условием, препятствующим образованию МУГ в монокристаллах германия с осью роста [111], является создание в них такого распределения термических напряжений, при котором на определенном расстоянии от фронта кристаллизации изменяется знак приведенного касательного напряжения в наклонных плоскостях скольжения $\{111\}$ с вектором сдвига, перпендикулярным оси кристалла. Исследовано распределение электрофизических параметров, в частности удельного сопротивления монокристаллов, по длине слитка и площади пластины. Из выращенных кристаллов изготовлены подложки, на следующем этапе стоит задача изготовления тестовых СЭ.

Литература

1. Воронов И.Н., Смирнов В.А., Эйдензон А.М. «Анализ условий возникновения малоугловых границ в процессе выращивания монокристаллов кремния методом Чохральского»// Кристаллография, 1979, т.24, вып. 6, с. 1259-1265
2. Пузанов Н.И., Эйдензон А.М. «Образование дислокаций при выращивании бездислокационных кристаллов Si»// Неорганические материалы, 1996, том 32, № 5, с. 519-525.

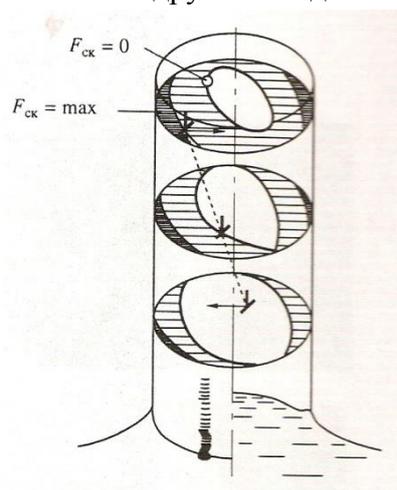


Рис. 1. Расположение в растущем кристалле германия поверхностей нулевой и максимальной $F_{\text{ск}}$ (для системы скольжения $[101]$ ($\bar{1}11$))

ЭНЕРГЕТИЧЕСКИЕ СОСТОЯНИЯ В ЗАПРЕЩЕННОЙ ЗОНЕ КРИСТАЛЛИЧЕСКОГО КРЕМНИЯ, ОБУСЛОВЛЕННЫЕ АТОМАМИ ЗАМЕЩЕНИЯ ТИТАНА И УГЛЕРОДА

Г.В. Арзуманян, А.Б. Колпачёв

Институт нанотехнологий, электроники и приборостроения

*Инженерно-технологической академии Южного федерального университета
(ИНЭП ИТА ЮФУ), г. Таганрог, Россия.*

В связи с тем, что кремний остаётся основным материалом в электронике, исследования структуры и механизмов образования дефектных комплексов различной природы в кремнии, а так же изучение локальных изменений электронного энергетического строения (ЭЭС) кремния содержащего такие комплексы, весьма актуальны.

В настоящем докладе представлены результаты расчетов «из первых принципов» локальных изменений ЭЭС кремния, содержащего дефектный комплекс состоящий из атома замещения титана и атома замещения углерода (TIC– центр). Расчёты проводились в рамках теории многократного рассеяния с использованием приближения локального функционала электронной плотности (DFT) и muffin-tin приближения. Учитывалось, что атомы кремния в TIC– центре не эквивалентны вследствие различия атомарного состава их ближайшего окружения. Рассеивающие центры, соответствующие таким атомам в дальнейшем именуется $Si(k)$ ($k = 0, 1, \dots, 6$). Различия, связанные с влиянием ближайшего окружения, учитывались как на этапе вычисления плотности заряда, так и при решении задачи многократного рассеяния.

Для расчета локальных парциальных плотностей электронных состояний (ПЭС) каждого из атомов $Si(k)$, кислорода и титана, формировался кластер их 87 атомов-рассеивателей, с центром на рассматриваемом атоме. У атомов $Si(k)$ и углерода учитывались электронные состояния s- и p- симметрии, а у атома титана – s-, p- и d-симметрии. Полученные ПЭС сравнивались с полной ПЭС атомов типа $Si(0)$, атомов кремния удаленных на расстоянии $2,5a$ ($a = 543$ пм, постоянная решетки кремния) от дефектного центра, локальная ПЭС на которых не отличается от ПЭС кремния в идеальном кристалле.

Было рассмотрено два типа TIC- центров. В SITIC1 – центре атомами $Si(1)$ (3 атома) считались атомы кремния, удаленные на расстояние $0,43a$ от Ti и $0,71a$ от C; $Si(2)$ (3 атома) – $0,71a$ от Ti и $1,1a$ от C; $Si(3)$ (6 атомов) – $0,71a$ от Ti и $0,83a$ от C; $Si(4)$ (3 атома) – $0,71a$ от Ti и $0,43a$ от C; $Si(5)$ (6 атома) – $0,83a$ от Ti и $0,71a$ от C; $Si(6)$ (3 атома) – $1,1a$ от Ti и $0,71a$ от C.

Выполненные расчеты показали, что с SITIC1-центром могут быть связаны несколько локальных уровней в запрещённой зоне кремния. Уровень ($E_v + 0,735$) эВ является наиболее заметным и обусловлен d-состояниями титана. Такое же энергетическое положение имеет максимум ПЭС p– состояний углерода, но величина её незначительна. У всех атомов $Si(k)$ в запрещённой зоне также появляются локальные энергетические уровни. Однако только у атомов $Si(2)$ (уровень ($E_v + 0,597$) эВ), $Si(3)$ (уровень ($E_v + 0,845$) эВ) и $Si(4)$ (уровень ($E_v + 0,872$) эВ) величина суммарной ПЭС соответствующих уровней во всём дефектном комплексе сравнима с величиной ПЭС уровня ($E_v + 0,735$) эВ d- состояний титана.

TIC2– 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 углерода. Расчеты показали, что наличие такого дефекта не приводит к значительным изменениям ЭЭС запрещенной зоны атомов кремния $Si(k)$, а ПЭС атомов титана и углерода не имеют локальных максимумов в запрещенной зоне кремния $Si(0)$.

ВЫСОКОЧУВСТВИТЕЛЬНЫЕ ФОТОПРИЁМНИКИ НА БАЗЕ КРЕМНИЯ, СОДЕРЖАЩИЕ НАНОРАЗМЕРНЫЕ МНОГОЗАРЯДНЫЕ ПРИМЕСНЫЕ КЛАСТЕРЫ МАРГАНЦА

*Ш.И.Аскарлов, Б.З.Шарипов, Ш.К.Салиева, Д.Шукурова
Ташкентский Государственный технический университет*

Широкое применение фотоприёмников в различных областях науки и техники ставит перед ними ряд требований в зависимости от области их применения. В частности, если волоконно-оптическим линиям связи требуется быстродействующие фотоприёмники, то имеется ряд других областей, где основным требованием является их чувствительность. Повышение чувствительности фотоприёмников достигается за счет легирования их базовой области примесями, создающих глубокие примесные центры с анизотропными сечениями захвата ($S_p \gg S_n$ или $S_n \gg S_p$). Однако туннелирование через тонкий потенциальный барьер многозарядных одиночных примесных центров ограничивает пределы изменения сечений захвата неравновесных носителей тока и тем самым ограничивается рост чувствительности фотоприёмников. Дальнейший рост чувствительности фотоприёмников возможен, но для этого необходимо в базовой области стимулировать образование многозарядных примесных кластеров состоящих из нескольких примесных центров.

Исследуя спектры ЭПР высокоомных кристаллов кремния, легированных марганцем ($Si \langle Mn \rangle$) нами был обнаружен спектр состоящий из 21 линии сверхтонкой структуры с постоянными $A = (14,2 \pm 0,05) \text{ Гс}$ и $g = (2,0065 \pm 0,0005)$, обусловленных образованием примесных кластеров состоящих из четырех ионов внедрения марганца $Mn_4^{++} (3d^5)$ находящиеся в соседних тетраэдрических межузлах в направлении $\langle 111 \rangle$. Такие кластеры в кристаллической решетке кремния могут образоваться вокруг двукратно отрицательно ионизованных примесных центров замещения или вакансий. При освещении кристаллов $Si \langle Mn \rangle$ собственной подсветкой спектр кластеров $Mn_4^{++} (3d^5)$ исчезал, свидетельствуя тем самым, что они, внося в запрещенную зону кремния глубокий уровень, участвуют в процессах перезарядки.

Настоящие исследования повешены выяснению роли многозарядных примесных кластеров марганца при формировании фотоэлектрических свойств кремния, и уточнение возможности создания на их базе высокочувствительных фотоприёмников.

На основе анализа спектров ФП как в темноте, так и при наличии интегрального освещения, а также температурной зависимости ФП в интервале температур (77 – 300)К установлено, что механизмы токопрохождения в кристаллах $Si \langle Mn \rangle$ содержащих многозарядные примесные кластеры марганца существенно отличается от механизмов токопрохождения обычных кристаллах кремния. Потенциал многозарядных примесных кластеров, являясь дальнедействующим, приводит к модуляции зон кремния даже в равновесном состоянии. При освещении таких кристаллов фотовозбужденные электроны притягивается к положительно заряженным многозарядным кластерам и захватывается ими. А неравновесные дырки, отталкиваясь от кластеров накапливается в буграх валентной зоны. Пространственная разделённость неравновесных носителей тока снижает вероятности их рекомбинации и тем самым способствует увеличению фоточувствительности материала.

Действительно изготовленные фоторезисторы (ФР) на базе кремния, содержащих многозарядные примесные кластеры марганца отличались достаточно высокой фоточувствительностью даже при комнатной температуре, что нехарактерно для кремния, независимо от удельного сопротивления базовой области. Порог чувствительности ФР составляло $\sim 10^{12} \text{ см} \cdot \text{гц}^{1/2} / \text{Вт}$. В конце хотим отметить, что при низких температурах (77К) предлагаемый ФР способен работать в режиме накопления и способен регистрировать слабые сигналы.

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ НЕРАВНОВЕСНЫХ МЕЖДОУЗЕЛЬНЫХ АТОМОВ КРЕМНИЯ С ПРИМЕСЬЮ СЕРЫ ПРИ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

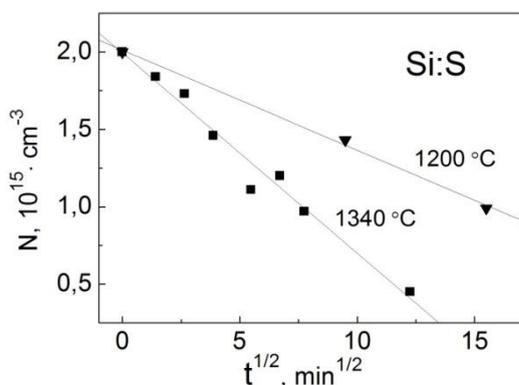
В.Б. Шуман, Л.М. Порцель, А.Н. Лодыгин, Ю.А. Астров

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

Пересыщение кремния междоузельными атомами (I) во время термического окисления (ТО) ранее изучалось в связи с образованием окислительных дефектов упаковки и ускоренной диффузией примесей III и V групп. Было показано, что скорость генерации избыточных I при ТО пропорциональна скорости окисления и изменяется со временем пропорционально $t^{-0.5}$ [1].

В настоящей работе исследовано взаимодействие междоузельных атомов с примесью серы в процессе отжига в окислительной среде (на воздухе). Сера вводилась в пластины БЗП p -Si с исходным удельным сопротивлением $7 \cdot 10^3 \Omega \cdot \text{cm}$. Длительная диффузия серы из газовой фазы в атмосфере аргона обеспечивала однородное распределение S с суммарной (т.е. с учетом одноатомных и двухатомных центров S) концентрацией $\approx 2 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-3}$. Далее пластины разрезались на образцы, которые отжигались на воздухе при высоких температурах, с последующей закалкой. Содержание электрически активной серы в образцах определялось с помощью измерений эффекта Холла в диапазоне $T=78\text{--}500 \text{ K}$ и последующей обработки полученных данных [2].

На рисунке приведены зависимости полной концентрации электрически активной серы N , остающейся в кремнии после отжига при температурах 1200 и 1340°C, от времени отжига t . Величина N заметно убывает со временем отжига; в указанном временном масштабе зависимости линейные (при отжигах ниже 850°C значение N в наших опытах остается практически неизменным).



При интерпретации результатов считаем, что электрически активная сера находится в узлах решетки; в междоузельных положениях она нейтральна. Наблюдаемые закономерности снижения N с ростом t отжига можно естественным образом объяснить в модели неравновесных I , которые генерируются на границе раздела "окисел-кремний". Взаимодействие I с центрами S в узлах решетки приводит к выталкиванию атомов серы в междоузельные положения S^* , так что происходит замещение центров S атомами кремния:



Учитывая одинаковую зависимость от времени толщины окисла на поверхности кремния и убывания центров серы в узлах, можно полагать, что подавляющая часть образующихся при окислении избыточных междоузельных атомов Si вступают в реакцию типа (1), и при достаточно длительном отжиге практически всю серу можно перевести в электрически неактивное состояние.

Литература

1. S.M. Hu, Kinetics of interstitial supersaturation during oxidation of silicon // Appl. Phys. Lett. 43, 1983 pp. 449–451.
2. Ю.А. Астров, S.A. Lynch, В.Б. Шуман, Л.М. Порцель, А.А. Махова, А.Н. Лодыгин. Кремний с повышенным содержанием одноатомных центров серы: получение и оптическая спектроскопия // ФТП т. 47, 2013 с. 211-216.

SEMICONDUCTOR SILICON DIODES WITH NEGATIVE RESISTANCE COMPENSATED GOLD

ПОЛУПРОВОДНИКОВЫЕ КРЕМНИЕВЫЕ ДИОДЫ С ОТРИЦАТЕЛЬНЫМ СОПРОТИВЛЕНИЕМ КОМПЕНСИРОВАННОЕ ЗОЛОТОЙ

Ш.Б.Атакулов,

Б.А.Атакулов, Ў.А.Исроилова, Г.Б.Абдуллаева

Ферганский Государственный Университет г. Фергана. Узбекистан

С 60-70 годов прошлого века исследования физических свойств полупроводниковых материалов с глубокими примесными уровнями являлся одним из важных направлений физики полупроводников. В этом направлении особое место имело изучение электрофизических и оптических свойств полупроводниковых материалов компенсированное с различными примесями. Особенность компенсированного материала заключается в том, что ВАХ диодов изготовленная из этих материалов имеет S-образную форму. На основе этого явления были созданы различные полупроводниковые приборы. В этот период нами было исследовано технология внедрения различных химических элементов в n-тип кремний и германий в качестве компенсирующих примесей[1]. Кремний легировался золотой, медом, кадмием, цинком, никелем и другими элементами, но из этих материалов внедрение золото в кремний имели свои технологические особенности. Преимущество диодов с базой изготовленной из кремний с примесями золото заключалось в том, что фоточувствительность, быстродействие и некоторые эксплуатационные параметры оказались лучше чем диодов изготовленная из других материалов. Не многим технологическим группам удалось получить S-диоды на основе кремний компенсированное золотом. Публикации в открытой печати не было опубликовано.

Коротко опишем технологии изготовления диодов. Легирование производилось диффузионным методом при температуре 1000–1200⁰С из паровой фазы и напыленного слоя в течении 4–15 час. При комнатной температуре исходный Si имел удельное сопротивление 4–100 Ом·см. После диффузии образцы сохранили тип проводимости, а удельное сопротивление возрастало до 1–200 кОм·см. Методом сплавления были изготовлении структуры p-n-n⁺, n⁺-n-n⁺, p⁺-n-p⁺ типов. В качестве контакта были использованы Au–0.1% Sb и Al. Площадь контактов 0.5–1.0 мм², толщина базы 0.2–1.0 мм. В отличие от германиевых и кремниевых длинных диодов с другими примесями, длина базы l изготавливались существенно короткими, но при этом выполнялось условие $l_{diff} \ll l$. ВАХ диодов исследована в статическом режиме. При увеличении напряжение, сила тока возрастает экспоненциально. При достижении напряжение $U \approx 3,5$ В, в образце напряжение падает до значение $U \approx 3$ В, а сила тока возрастает значительно и при этом образуя S-образную форму. В отличие от кремниевых диодов изготовленная из других компенсирующих элементов в результате двойной инжекции, значение силы тока возрастает до 100 мА и выше.

Одновалентные ионы золото создают в запрещенной зоне две глубоких уровня. Один акцепторный уровень расположен на расстоянии 0,55эВ над дном зоны проводимости, а другой донорный уровень расположен на расстоянии 0,35эВ над потолком валентной зоны. Основное отличие золото от других компенсирующих элементов в том, что эти две глубокие уровни разные по знаку, и это приводит к различным особенностям в вольтамперной характеристиках диодных структур.

Авторы выражают благодарность М.Собирову за оказанную помощь при подготовке материалов тезиса.

Литература

1. Авакянц Г.М., Отакулов Б.О. К вопросу о прямой ветви вольтамперной характеристики кремниевых диодов с легированной золотой базой. Радиотехника и электроника. 10, 1965г. стр.2037.

ОСОБЕННОСТИ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ ТЕХНИЧЕСКОГО КРЕМНИЯ С УЧЕТОМ СЫРЬЕВОЙ БАЗЫ РЕСПУБЛИКИ УЗБЕКИСТАН

М.Ш. Курбанов, Х.Б. Ашуров, Б.М. Абдурахманов, У.М. Нуралиев.

Институт ионно-плазменных и лазерных технологий АН Республики Узбекистан, Ташкент

В республике Узбекистан начато производство технического кремния (ТК) объемом 12 тыс. тонн в год в г. Навои и ~ 5 тыс. тонн в год в промзоне г. Ангрена. Оба производства базируются на жильный кварц и стандартные углеродсодержащие восстановители, включая импортируемые на основе березового древесного угля.

Жильный кварц, например, Заргарского проявления характеризуется не только высокой чистотой, но и практическим отсутствием примеси бора, что делает его привлекательным для получения ТК не только как сырья для солнечной энергетики, но и сырья для микроэлектроники. Однако геологический район этого и других проявлений, мощность и своеобразие залегания кварцевых жил, спаянных с гранитами, крайне затрудняют его механизированную добычу и требуют больших затрат ручного труда. Это обстоятельство, а также необходимость импортозамещения древесного угля обусловило постановку работ по оценке возможности применения для выплавки ТК местных кварцевых песков (КП) и природного газа, метана, CH_4 . С использованием упомянутого исходного сырья, а также операции предварительного брикетирования КП, подвергаемого промывке и доводке до чистоты по содержанию SiO_2 98,5 % со связующим на основе натриевого жидкого стекла отработана технология устойчивого получения ТК марки Кр0.

Приводятся данные независимой экспертизы чистоты жильного кварца, кварцитов и КП из различных месторождений, а также полученного из них ТК, в том числе, в технологических процессах с частичной или полной заменой твердого углеродистого восстановителя метаном.

РОЛЬ РЕЗОНАНСНОГО ТУННЕЛИРОВАНИЯ В УСИЛЕНИИ ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ГРАНУЛИРОВАННОГО КРЕМНИЯ

Б.М. Абдурахманов, Х.Б. Ашуров, М.М. Адилов, Ш.К. Кучканов, С.Е. Максимов,

Б.Л. Оксенгендлер

Институт ионно-плазменных и лазерных технологий АН Республики Узбекистан, Ташкент

Термоэлектрические свойства элементов на основе гранулированных полупроводников в целом описываются на базе модели эффективной среды Ландауэра [1,2], с помощью которой рассчитывается число Иоффе $Z = \frac{\alpha^2 \sigma}{\chi}$, где α - коэффициент

Зеебека, σ - электропроводность, χ - теплопроводность. Узкое место в такой системе – туннельные контакты (ТК), анализ которых ($\alpha_{\text{ТК}}$, $\sigma_{\text{ТК}}$, $\chi_{\text{ТК}}$) связан со знанием вероятности $\omega_{\text{ТК}}$ туннелирования квазичастиц [3]. Например, для $\sigma_{\text{ТК}}$ имеем:

$$\sigma_{\text{ТК}} = A \int_0^{\infty} \left\{ \omega_{\text{ТК}}(\varepsilon_x^*) / \left[1 + \exp(\varepsilon_x^* - \mu^*) \right] \right\} d\varepsilon_x^*, \quad (1)$$

где $\varepsilon_x^* = \varepsilon_x / kT$, $\mu^* = \mu / kT$, ε_x^* - приведённая энергия для частицы, движущейся перпендикулярно контакту, A – коэффициент пропорциональности. В данной работе, в отличие от других исследований, использующих в качестве $\omega_{\text{ТК}}$ туннельную экспоненту, мы использовали механизм резонансного туннелирования с

$$\omega_{\text{ТК}}^r(\varepsilon_x^*) = 1 / \left[1 + \text{const}(\varepsilon_x^* - \varepsilon_r^*)^2 \right], \quad (2)$$

где const зависит от параметров резонансного уровня, вносимого в ТК некоторыми примесями и дефектами, ε_r^* - приведённый резонансный уровень. Аналогично рассчитываются $\sigma_{\text{ТК}}^r$, $\alpha_{\text{ТК}}^r$, $\chi_{\text{ТК}}^r$, и оказывается, что подбором параметров резонансных уровней (т.е. const и ε_r) можно существенно повлиять на эффективность термоэлектрического элемента ZT в сторону его увеличения.

Работоспособность предложенной идеи проверялась на образцах, изготовленных из гранулированного кремния, где в качестве ТК использовались границы раздела зёрен на основе SiO_2 различной нанотолщины, а резонансные уровни в запрещённую зону SiO_2 вносились при легировании материала, тогда как дефекты в SiO_2 вносились дефектообразующей радиацией. При этом обнаружено, что максимальную эффективность дают резонансные уровни, расположенные между днами зон проводимости контакта и зёрен, причём как можно ближе к последней.

Литература

1. R.Landauer. [The Electrical Resistance of Binary Metallic Mixtures](#). //J.Appl.Phys., 23, 1952, P.779-785.
2. Б.М.Абдурахманов, М.М.Адилов, М.Х.Ашуров, Х.Б.Ашуров, С.Е.Максимов, Б.Л.Оксенгендлер. Некоторые особенности термоэлектрического преобразования энергии в гранулированных полупроводниках //Гелиотехника (Solar Engineering). 2012, №2, С.17-23.
3. Л.П.Булат, Д.А.Пшеная-Северин. Влияние туннелирования на термоэлектрическую эффективность объемных наноструктурированных материалов. //ФТТ. 52, 2010, №3. С.452-458.

ЭФФЕКТ ПЕРЕКЛЮЧЕНИЯ НАПРАВЛЕНИЯ ТОКА И НАПРЯЖЕНИЯ ПРИ НАГРЕВЕ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ КРЕМНИЕВЫХ СТРУКТУР, ЛЕГИРОВАННЫХ ГЛУБОКИМИ ПРИМЕСЯМИ

Ашуров Х.Б., Л.О. Олимов, М.Ш. Курбонов, Б.М. Абдурахманов

Институт ионно-плазменных и лазерных технологий АН Республики Узбекистан, Ташкент

Генерация носителей заряда, вызывающая появление напряжения и тока в цепи при нагреве, включая однородный, структур с р-п переходами, изготовленных из немонокристаллического кремния различного технологического происхождения, связывается как с термоэлектрическими, так и тепловольтаическими эффектами.

Последний проявляет себя в случаях, когда концентрация глубоких уровней, обусловленных границами зерен материала, структурными дефектами, включая наведенные радиацией или примесями типа Fe, Au, Mg, Ti и т.д., составляет не менее $4 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$.

В настоящей работе приведены результаты, объясняющий их механизм и условия проявления эффекта переключения направления тока и полярности напряжения, возникающих при нагреве поликристаллических изотипных, то есть беспереходных кремниевых структур.

Так на поликристаллических образцах с размером зерен ~ 100 мкм, р-типа с удельным сопротивлением ~ 1 ом-см темновой ток при нагреве растет до 325 К, затем имеет место его резкое падение, изменение направление и рост до 525 К. При дальнейшем повышении температуры вблизи 600 К вновь наблюдается резкий рост тока и вновь – изменение его направления с соответствующей сменой полярности напряжения. Наблюдаемые переключения объясняются с позиций захвата и эмиссии носителей заряда с участием ловушек, обусловленных межзеренными границами, а также взаимодействием растворенного в кремнии кислорода с вакансиями, что сопровождается заполнением рекомбинационных центров.

Обсуждается возможность приборного воплощения упомянутого эффекта температурного переключения направления тока и полярности напряжения.

ПРАКТИЧЕСКОЕ ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА ФОТО-ЭДС ДЛЯ ОЦЕНКИ КАЧЕСТВА КНС-СТРУКТУР

А.В. Баталина¹⁾, В.А. Метлов¹⁾, А.А. Романов¹⁾, В.Д. Чумак²⁾

¹⁾ ОАО «Ангстрем», г. Зеленоград (Россия)

²⁾ ЗАО «Эпиэл», г. Зеленоград (Россия)

Производство радиационно-стойких изделий на основе КНС-структур в настоящее время предъявляет все более жесткие и новые требования к ним и методам их контроля.

Для достижения стабильности свойств КНС-структур и возможности оперативной оптимизации процессов их изготовления методы аттестации должны удовлетворять требованиям неразрушающего контроля, экспрессности, эффективности, простоте интерпретации.

С учетом выше сказанного, с своей работе мы остановились на одном из известных [1-2] методов контроля границы раздела кремний-сапфир, основанного на принципе измерения поверхностной фото-ЭДС (ПФЭ).

В качестве объектов исследования использовались серийные КНС-структур п-типа диаметром 100мм и толщиной ГЭС 0,6мкм от разных поставщиков.

Цель наших работ заключалась в конструктивном и технологическом совершенствовании имеющегося лабораторного образца, подборе оптимальных режимов измерений, разработке методики контроля ПФЭ на границе раздела кремний-сапфир и выработке критериев для оценки ее качества.

В результате проведенной серии экспериментов были сформулированы требования к оборудованию, сконструированы макетные образцы установок с возможностью картографирования всей анализируемой поверхности, разработана совместно с поставщиком КНС-структур методика контроля ПФЭ, апробация которой на серийной продукции позволила выявить взаимосвязь ПФЭ с конечными параметрами готовых изделий.

Показано, что данный метод с приемлемой производительностью без каких-либо дополнительных манипуляций позволяет осуществлять неразрушающий экспресс-контроль КНС-структур, а также своевременно проводить корректировку и оптимизацию технологического процесса их изготовления со стабильными и заданными параметрами.

На примере изготовления серийных СБИС на КНС-структурах диаметром 100мм с ГЭС кремния 0,6мкм была продемонстрирована взаимосвязь ПФЭ и токов утечки р-канальных транзисторов с коэффициентом корреляции более 80%.

Литература

1. В.В. Подшивалов, Бесконтактный контроль электрофизических параметров полупроводниковых структур и пластин методом поверхностной фотоЭДС, Электронный научный журнал «Исследовано в России», 2008, стр.51.

2. В.Д. Чумак, Оценка качества структур кремния на сапфире, Электронная промышленность, 3, 2003, стр.130-134.

СИНТЕЗ ПОРИСТОГО КРЕМНИЯ С НАНОЧАСТИЦАМИ СЕРЕБРА МЕТОДОМ НИЗКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОЙ ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ

А.Л. Степанов¹⁾, Р.И. Баталов¹⁾, В.Ф. Валеев¹⁾, В.И. Нуждин¹⁾, Ю.Н. Осин²⁾

¹⁾Казанский физико-технический институт им. Е.К. Завойского РАН, Казань

²⁾Казанский федеральный университет, Казань

Основной способ получения пористого кремния (PSi), используемый на практике, заключается в анодной электрохимической обработке монокристаллического кремния в растворах на основе плавиковой кислоты. В то же время известна технология получения наноразмерных пор, пустот и слоев пористого материала в твердых телах в результате его высокодозной ионной имплантации. Особенно интенсивно эффекты появления нанопор были изучены для металлов, применяемых в качестве материалов первой стенки термоядерных реакторов. В полупроводниковых материалах, в частности, кремнии, эффекты формирования пор при ионной имплантации были исследованы существенно меньше.

Ранее, PSi на поверхности монокристаллического кремния удавалось сформировать в результате высокодозной имплантации ионами инертных газов. Растворимость инертных газов в твердых телах очень мала и не превышает уровня 10^{16} ион/см³. Поэтому, начиная с некоторых пороговых доз имплантации, в облученном полупроводнике возможно образование наноразмерных пор вследствие заполнения локального объема материала молекулами из ионов имплантируемого газа, стимулирование образования пор на практике обеспечивается постимплантационным термическим или лазерным отжигом. Иными словами, образование газовых пузырьков из внедренных ионов в объеме материала ведет к формированию нанопор, локализованных в глубине или на поверхности материала.

В настоящей работе предложена новая методика синтеза слоев пористого кремния с наночастицами серебра, основанная на высокодозовой низкоэнергетической имплантации кремния ионами металла. Для демонстрации методики была проведена имплантация ионами Ag⁺ с энергией 30 кэВ при дозе $1.5 \cdot 10^{17}$ ион/см² и плотности тока в ионном пучке 4 мкА/см² полированной пластины монокристаллического кремния. Методами высокоразрешающей сканирующей электронной и атомно-силовой микроскопии, а также рентгеноспектрального микрозондового анализа и комбинационного рассеяния света показано, что в результате проведенной имплантации на поверхности кремния формируется слой пористого кремния со средними размерами отверстий пор порядка 150-180 нм, глубиной около 100 нм и толщиной стенок 30 – 60 нм, в структуре которых располагаются наночастицы серебра диаметром 5-15 нм (Рис. 1). Кроме того, установлено, что в процессе имплантации происходит распыление поверхности кремния ионами серебра.

Работа выполнена при финансировании РФФИ проектом № 13-02-12012_офи.

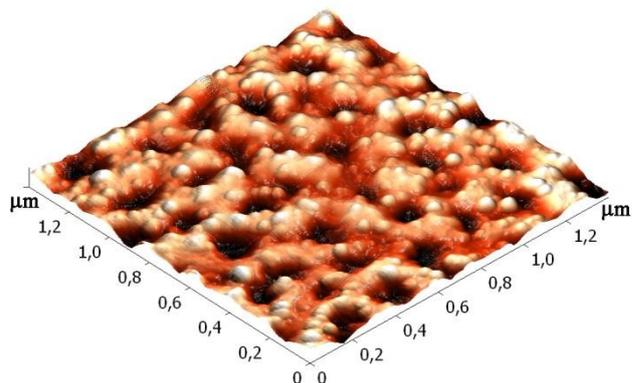


Рис. 1. Изображение, полученное на атомно-силовом микроскопе, демонстрирующее образование пористой структуры кремния, формируемой низкоэнергетической имплантацией кремния ионами серебра.

ФОРМИРОВАНИЕ НАНОПЛЕНОК АЛЮМИНИЯ И ОКСИДА АЛЮМИНИЯ МЕТОДОМ МАГНЕТРОННОГО РАСПЫЛЕНИЯ

*К.Х.Нусупов, Н.Б.Бейсенханов, С.К.Жариков, И.К.Бейсембетов, Б.К.Кенжалиев,
Д.И.Бакранова, Н.Б.Бакранов*

Казахстанско-Британский технический университет, г.Алматы, Казахстан

Алюминий и его сплавы нашли широкое применение в науке, технике и промышленности благодаря комплексу положительных свойств: пластичность, малая плотность ($2,6989 \text{ г/см}^3$), низкая температура плавления (660°C), высокая теплопроводность ($207 \text{ Вт/(м}\cdot\text{град)}$ при 27°C), низкое удельное электрическое сопротивление ($2,69 \cdot 10^{-6} \text{ ом}\cdot\text{см}$ при 20°C) и др. Алюминий при контактировании с окружающей средой подвергается коррозии с образованием пленки оксида алюминия (Al_2O_3), которая предохраняет металл от дальнейшего окисления [1]. Алюминий применяют для металлизации микросхем, так как он имеет низкое удельное сопротивление и хорошую адгезию к слоям кремния и его окислов. Чередующиеся слои различных металлов наносят на подложку за один технологический цикл для улучшения межслойной адгезии и исключения расслоения структуры при дальнейших операциях осаждения пленок в вакууме, поскольку при длительном перерыве материал верхнего слоя конденсируется на поверхность, покрытую слоем оксида.

В данной работе методом магнетронного распыления были осаждены многослойные пленки Al на поверхность пластины кремния и методом рентгеновской рефлектометрии и компьютерного моделирования определены их характеристики. Поставлена задача выявления окисления поверхности алюминия при кратковременном (10-15 сек) прерывании технологического цикла и извлечения пластины на воздух, а также определения толщины и плотности слоев многослойной структуры.

Подложка кремния прогревалась в высоком вакууме в течение 120 секунд при температуре 100°C . После подачи аргона (0,8 Па) и необходимого напряжения на магнетрон (мощность 1000 Вт), зажигалась плазма, в которой в течение 60 секунд происходила очистка поверхности мишени. В плазме проточного газа осаждены пленки Al толщиной d, 2d и 3d двумя последовательными осаждениями продолжительностью 100 и 200 сек на поверхность пластины кремния при температуре подложки 100°C с кратковременным (10-15 сек) поворотом пластины на 90° в открытом воздухе между этими осаждениями.

Параметры пленок были исследованы методом рентгеновской рефлектометрии при малых углах скольжения θ с использованием двух спектральных линий CuK_α (0,154 нм) и CuK_β (0,139 нм) на установке "Complexray С6". Показано, что в течение 100 сек осаждена пленка алюминия толщиной 166 нм и плотностью $2,89 \text{ г/см}^3$ и скорость осаждения, таким образом, составляет 1,66 нм/сек. Моделированием с помощью программы Release удается получить теоретическую кривую, близкую к экспериментальной кривой, если ввести в систему тонкий поверхностный слой оксида Al_2O_3 толщиной 2 нм, плотностью $\rho = 3,97 \text{ г/см}^3$ и шероховатостью поверхности $\sigma = 0,96 \text{ нм}$. Показано, что в течение 200 сек осаждена пленка алюминия толщиной 358 нм и плотностью $2,79 \text{ г/см}^3$. При осаждении пленки толщиной 3d обнаружены широкие осцилляции оксида алюминия, соответствующие слою толщиной 9,3 нм. Этот слой располагается между двумя слоями, образованными двумя последовательными осаждениями продолжительностью 100 и 200 сек.

Таким образом, показано, что желательно наносить чередующиеся слои алюминия на подложку за один технологический цикл и перерыв продолжительностью 10-15 сек приводит к образованию окисного слоя толщиной около 10 нм.

Литература

1 Борисова Н.В. Термопревращения в наноразмерных слоях алюминия, оксида молибдена (VI) и системах на их основе. Дисс. канд. хим. наук. – 2007. – 142 с.

СОПРЯЖЕННЫЙ КОНВЕКТИВНЫЙ ТЕПЛООБМЕН В МЕТОДЕ БРИДЖМЕНА В РЕЖИМАХ РАВНОМЕРНОГО И РЕВЕРСИВНОГО ВРАЩЕНИЯ ТИГЛЯ

*П.В. Антонов*¹⁾, *В.С. Бердников*^{1,2)}

¹⁾ *Институт теплофизики им. С.С. Кутателадзе СО РАН, Новосибирск*

²⁾ *Новосибирский Государственный Технический Университет, Новосибирск*

При выращивании однородных слитков кремния необходимо создать условия, гарантирующие зарождение единственного кристалла в центральной части дна тигля и его дальнейшее разрастание в режиме с плоским фронтом кристаллизации. 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 [1,2]. Дополнительным способом управления конвективным теплообменом в расплаве, формой фронта и темп роста кристалла является равномерное или реверсивное вращение тигля.

Методом конечных элементов 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. 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. Показано, что 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 нестационарной 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 выколаживание 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. В последнем случае можно эффективно управлять содержанием примесей в пограничном слое у фронта кристаллизации.

Работа выполнена при поддержке СО РАН (проект Ш.18.2.5. Гос. рег. 01201350443) и РФФИ (грант 12-08-00487).

Литература

1. П.В. Антонов, В.С. Бердников. Влияние формы дна тигля на сопряженный конвективный теплообмен в методе Бриджмена // Известия ВУЗов. Материалы электронной техники, 4, 2011 стр. 21-28.
2. П.В. Антонов, В.С. Бердников. Зависимость формы фронта кристаллизации и темпа роста слитка кремния от режима теплообмена в методе Бриджмена-Стокбаргера // Журнал Прикладная Механика и Техническая Физика, т. 53, №6, 2012. стр. 65-77.

ПОЛЕ ТЕМПЕРАТУРЫ В U-ОБРАЗНОМ КРЕМНИЕВОМ СТЕРЖНЕ, РАЗОГРЕВАЕМОМ ЭЛЕКТРИЧЕСКИМ ТОКОМ, В РЕЖИМЕ КОНВЕКТИВНОЙ ТЕПЛОТДАЧИ

В.С. Бердников^{1,2)}, А.В. Митина¹⁾, К.А. Митин^{1,2)}

¹⁾ Институт теплофизики им. С.С. Кутателадзе СО РАН, Новосибирск

²⁾ Новосибирский Государственный Технический Университет, Новосибирск

В сопряженной трехмерной постановке численно исследована теплоотдача от одного U-образного кремниевого стержня, разогреваемого за счет пропускания электрического тока, в режиме термогравитационной конвекции. Схема расчетной области приведена на рисунке 1. В качестве расчетной области взят прямоугольный контейнер со стержнем квадратного сечения. Численное моделирование проводилось на основе безразмерной системы уравнений Навье-Стокса в приближении Буссинеска, записанной в переменных температура, вихрь, векторный потенциал поля. Методом конечных элементов решалась задача на установление. Значение вихря на твердых стенках вычислялось из значений компонент скорости с прошлой итерации. При вычислении значений вихря и скорости использовался метод согласованных результатов [1], позволяющий с высокой точностью получать значения частных производных произвольного конечноэлементного решения.

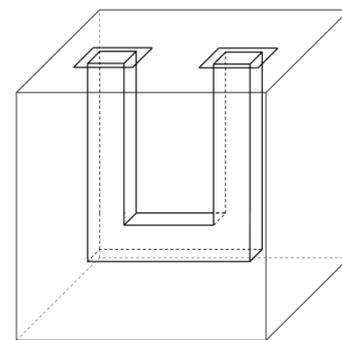


Рис. 1. Схема расчетной области

Пространственная форма конвективного течения в случае теплоотдачи от U-образного стержня в режиме термогравитационной конвекции выражено трехмерная. Между внешними стенками U-образного стержня и холодными стенками корпуса устанавливается общее циркуляционное течение. В зазоре между дном корпуса и нижней гранью перемычки формируется восходящее течение. В центральной части U-образного тела формируется восходящее течение, имеющее форму плоской струи практически по всей высоте слоя, за исключением областей, прилегающих к верхней холодной крышке и вертикальным стенкам стержня. Характерной особенностью поля скорости на уровне по центру между крышкой корпуса и верхней грани перемычки является наличие ярко выраженных течений в горизонтальном направлении вдоль холодных стенок корпуса и вдоль вертикальных граней кремниевого стержня. Струя над перемычкой имеет трехмерную структуру, в восходящем потоке горячего газа появляются горизонтальные компоненты скорости, направленные к холодной лобовой и задней стенке корпуса. Затем потоки нагретого газа растекаются вдоль холодных стенок корпуса в угловые области камеры. Таким образом, формируется локально закрученное течение. Поле температуры в U-образном теле выражено неоднородно. Нижняя часть U-образного тела оказывается перегретой относительно верхней части. Это обусловлено сложной трехмерной пространственной структурой конвективных течений. Поле градиентов температуры в объеме U-образного тела так же неоднородно. Причем не только в перегретой относительно всего U-образного тела перемычке, но и в вертикальных стержнях. В результате неоднородно и распределение термических напряжений. Этим могут объясняться аварийные ситуации, связанные с появлением трещин в поликристаллах кремния на разных стадиях процесса выращивания с помощью Сименс-процесса.

Работа выполнена при поддержке СО РАН (проект Ш.18.2.5, Гос. рег. 01201350443) и РФФИ (грант 12-08-00487).

Литература

1. Соловейчик Ю.Г., Рояк М.Э., Персова М.Г. Метод конечных элементов для решения скалярных и векторных задач. Новосибирск: Изд-во НГТУ, 2007. – 896с.

СОЛНЕЧНЫЕ КРЕМНИЕВЫЕ МОДУЛИ НА БАЗЕ МАТРИЧНЫХ СОЛНЕЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ

Стребков Д.С., Борисов В.К.

ГНУ ВИЭСХ www.viesh.ru

Повышение электрической мощности, получаемой с единицы площади солнечных кремниевых модулей и увеличение КПД солнечных элементов (СЭ) является одним из наиболее перспективных направлений снижения стоимости солнечных электростанций (СЭС). У матричных СЭ (МСЭ) плотность напряжения достигает 20 В на 1см^2 по сравнению с 0,6 В у планарных фотопреобразователей. Высокая эффективность и низкое последовательное сопротивление делает МСЭ предпочтительнее планарных для применения в качестве преобразователей солнечной энергии. При использовании с концентраторами солнечного излучения (КСИ) преимущества МСЭ становятся ещё более значительными. В результате увеличения фотопроводимости снижаются потери мощности, увеличивается время жизни и повышается эффективность разделения неосновных носителей заряда (ННЗ), что приводит к улучшению фотоэлектрических характеристик и повышению КПД. У планарных СЭ при увеличении засветки возрастают потери напряжения на паразитных сопротивлениях, вследствие чего, их можно использовать при концентрации СИ всего 3-8 крат; применение МСЭ тем более эффективно, чем выше концентрация СИ.

На рис. 1 представлен МСЭ с последовательной коммутацией элементов. МСЭ состоит из микрочипов (11), содержащих основные $p^+ - n$ переходы (2), изотипные переходы (3), базовую область (4), внешние и внутренние металлические контакты (6 и 7). Ширина базовой области соизмерима с диффузионной длиной ННЗ, а плоскости $p - n$ переходов перпендикулярны освещаемой поверхности. Такая конструкция приводит к практически полному разделению на $p - n$ переходе фотогенерированных во всём объёме базы ННЗ. Использование нанокластерных материалов (9) со встроенным электрическим зарядом в пассивирующих и просветляющих покрытиях (8,10), создаёт электрическое поле, отталкивающее ННЗ от поверхности СЭ, что приводит к снижению скорости поверхностной рекомбинации. Одновременно с этим при освещении поверхности МСЭ, частота плазменного резонанса нанокластеров, соответствует частоте падающего электромагнитного излучения, что позволяет переизлучать падающее излучение в приповерхностный объём кремния. Создается среда, в которой распространяется электромагнитная волна и, таким образом, происходит увеличение функции генерации ННЗ и КПД фотопреобразователя.

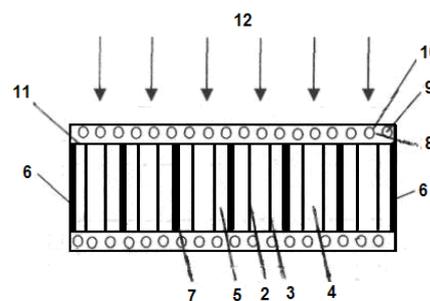


Рис. 1. МСЭ

Вольтамперные характеристики опытных образцов солнечных модулей на базе МСЭ измерялись с концентраторами и без концентраторов СИ. При концентрированном импульсном излучении с плотностью потока $64,7\text{ кВт/м}^2$ КПД модуля с размером МСЭ $10 \times 10 \times 0,4\text{ мм}$ составил 25,1%, рабочее напряжение -18,49 В, рабочий ток - 0,97 А, фото-э.д.с.- 22,11 В; электрическая мощность равнялась 17,95 Вт. Эта характеристика практически совпадала с ВАХ модуля со стандартными планарными СЭ площадью $0,12\text{ м}^2$, измеренной при интенсивности излучения 1 кВт/м^2 . При этом площадь традиционного модуля в 1000 раз больше площади матричного, что соответствует ~ 1000 -кратному сокращению расхода кремния на единицу мощности и приводит к удешевлению стоимости СЭС за счёт замены дорогого кремния дешёвыми отражателями СИ. В качестве материала-наполнителя солнечных модулей разработана рецептура полисилоксанового геля, позволяющая вдвое увеличить срок эффективной эксплуатации модулей.

ФОРМИРОВАНИЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ ПРИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ КРЕМНИЕВОГО РАСПЛАВА

Т.А. Бузикова¹, Н.В. Немчинова²

¹ студент, Иркутский государственный технический университет, г. Иркутск

² д.т.н., заведующая кафедрой, Иркутский государственный технический университет, г. Иркутск

Кремний, применяется во всех областях человеческой деятельности, так как обладает рядом значительных физических и химических свойств. Технический кремний используется в сплавах на основе железа (улучшает коррозионную стойкость), применяется для производства карбида кремния. Кремний «солнечного» качества служит материалом для изготовления солнечных батарей. Одна из новейших областей применения чистого кремния – производство волоконных световодов для оптической связи.

Так как кремний имеет широкий сектор применения, к нему предъявляются серьезные требования по концентрации примесных элементов (металлов и неметаллов).

При выплавке металлургического кремния после его кристаллизации образуются следующие интерметаллические включения: $FeAlSi$, $FeSi$, Fe_2Si , Al_3Fe_2 , $CaSi_2$ и др. [1].

Интерметаллиды, как и другие химические соединения, имеют фиксированное соотношение между компонентами. Они обладают высокой твёрдостью и химической стойкостью. Почти все интерметаллиды хрупки, так как связь между атомами в решётке становится ковалентной или ионной, а не металлической.

Наибольшей распространённостью интерметаллических включений в кремнии являются $FeSi$, Fe_2Si , т.к. железо – один из основных примесных элементов, поступающих в процессе плавки. Силициды железа имеют температуру плавления 1200-1400 °С. При исследовании образцов технического кремния с помощью металлографического метода анализа было обнаружено, что в процессе кристаллизации кремниевого расплава интерметаллиды располагаются вдоль границ зерен, что приводит к повышению хрупкости и ухудшению физико-химических свойств кремния.

При использовании в шихте материалов с большим содержанием железа получают опережающее развитие процессы плавления шихты, а не восстановления, что приводит к недовосстановлению кремнезема со значительным содержанием железосодержащих минералов. Поэтому один из путей подготовки сырья к плавке с этой точки зрения – проведение магнитной сепарации кварцевой крупки [2]. Для повышения химической чистоты выплавляемого кремния необходимо подбирать шихту оптимального состава и осуществлять процесс плавки без технологических нарушений [1].

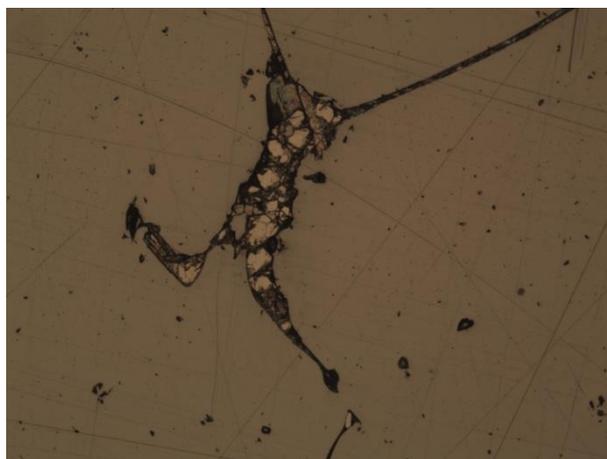


Рис. 1. Интерметаллические и неметаллическое включения

Литература

1. Немчинова Н.В. Термодинамическое моделирование при изучении карботермического процесса получения кремния: монография. – Иркутск: Изд-во ИрГТУ, 2013. – 100 с.
2. Немчинова Н.В., Клец В.Э. Кремний: свойства, получение, применение: учеб. пособие. – Иркутск: Изд-во ИрГТУ, 2008. – 272 с.

ФОРМИРОВАНИЕ, МОРФОЛОГИЯ И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА СТРУКТУРЫ Fe₃Si/ε-FeSi/Fe₃Si/Si(111)

A.C. Гуральник¹⁾, C.B. Ваванова¹⁾, C.A. Доценко^{1,2)}, Н.Г. Галкин^{1,2)}, Ko-Wei Lin³⁾

¹⁾ Институт автоматизации и процессов управления Дальневосточного отделения Российской академии наук, г. Владивосток;

²⁾ Дальневосточный Федеральный Университет, г. Владивосток;

³⁾ Национальный университет Чунг Шинг, Тайчунг, Тайвань

Фундаментальный интерес к системе Fe/Si объясняется тем, что эта термодинамическая система весьма сложна, т.к. содержит несколько силицидов. Силициды Fe₃Si и Fe₅Si₃ обладают ферромагнитными свойствами. Мультислои Fe/Si привлекают заметное внимание исследователей в последние годы [1], т.к. наблюдаемый в них гигантский магниторезистивный эффект может быть использован в устройствах памяти, интегрированных с процессорами в рамках традиционной кремниевой технологии. Одну из главных трудностей в создании таких структур представляет активное перемешивание компонентов в процессе роста.

В данной работе методами Оже электронной спектроскопии (ОЭС) и атомно-силовой микроскопии (АСМ) изучались процессы роста бислоев Fe₃Si с промежуточным слоем ε-FeSi разной толщины, а также исследовались магнитные свойства этих слоёв методом магнитооптического эффекта Керра (МОЭК).

Эксперименты по росту многослойных образцов проводили в сверхвысоковакуумной установке с базовым вакуумом 1·10⁻⁹ Тор, оснащенной источниками кремния и железа, кварцевым датчиком толщины. В качестве подложек использовали кремний КЭФ-2-15 с ориентацией (111). Железо чистоты 99.99% осаждали путём испарения из вольфрамовой спирали, нагреваемой пропусканием тока. В качестве

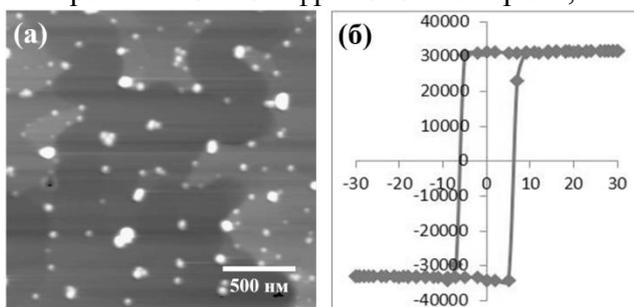


Рис. 1. а) Морфология поверхности слоистой структуры Fe₃Si/ε-FeSi/Fe₃Si/Si(111), толщина слоёв Fe₃Si и ε-FeSi ~30 Å и ~15Å, соответственно; б) Типичная петля гистерезиса от слоистой структуры.

источника кремния использовалась пластина КДБ-45, которая разогревалась до температуры сублимации (1300-1350°C) путем пропускания через нее постоянного тока. Были выращены две серии образцов: однослойные - Fe₃Si/Si(111) и трехслойные - Fe₃Si/ε-FeSi/Fe₃Si/Si(111). После выгрузки из вакуумной установки топография образцов исследовалась на сканирующем зондовом микроскопе Solver P47. Петли магнитного гистерезиса получали при помощи разработанной нами системы МОЭК [2]. Типичные данные АСМ и МОЭК приведены на Рис. 1 а) и б), соответственно. На поверхности большинства образцов наблюдаются островки с размерами 60-400 нм и концентрацией 1-3×10⁹см⁻². Однако на поверхности двух образцов наноструктуры отсутствуют, а вся поверхность представляет из себя террасы ступеней шириной до 500 нм и средней высотой около 0,35 нм. Средняя коэрцитивная сила трехслойных образцов составляет 1,2 Э.

Литература

1. Y.V. Kudryavtsev, Y.P. Lee, J. Dubowik, B. Szymanski, S.Y. Rhee. Phys. Rev. B, **65** (2002), p. 104417;
2. A.S. Guralnik, N.G. Galkin, D.L. Goroshko, V.A. Ivanov, A.M. Maslov, I.V. Soppa, T.V. Turchin, W. Park, Y. Park. Instruments and Experimental Techniques, V. **49** №6, 2006, pp. 834-8.

АНАЛИЗ ПРИМЕНИМОСТИ АНАЛИТИЧЕСКИХ МОДЕЛЕЙ ДЛЯ РАСЧЕТА ЭФФЕКТИВНОГО КОЭФФИЦИЕНТА РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ПРИМЕСИ

Н.А. Везуб¹⁾, А.Э. Волошин²⁾, А.И. Простомолотов¹⁾

¹⁾ Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем механики им. А.Ю. Ишлинского Российской академии наук, г. Москва

²⁾ Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова Российской академии наук, г. Москва

В самой общей постановке аналитическое решение задачи конвективной диффузии примеси при кристаллизации довольно сложно и не имеет преимуществ перед численными методами, которые позволяют проводить достаточно точные количественные расчеты.

Зачастую необходимо иметь пусть и приближенную, но более простую модель, которая позволяла бы на качественном или полуколичественном уровне быстро оценивать характер массообмена в системе. Такие приближенные одномерные (1D) модели, как правило – для случая направленной кристаллизации, в разное время рассматривались различными исследователями для расчета эффективного коэффициента распределения примеси K_{eff} на фронте кристаллизации.

В данной работе значения K_{eff} , рассчитанные с использованием оригинальных аналитических моделей: BPS [1], OM [2] и их современных модификаций [3], а также на основе полуаналитической модели [4], сравниваются с результатами расчетов K_{eff} по двумерной (2D) численной модели гидродинамики и тепломассопереноса при горизонтальной направленной кристаллизации полупроводниковых материалов методом Бриджмена [4]. Варьировалась величина гравитации $\mathbf{g}=(0, g_Y)$. На Рис. 1 показаны зависимости K_{eff} от максимальной величины модуля скорости V_{max} в расплаве и параметра интенсивности тепловой конвекции (числа Грасгофа – Gr). Решения, полученные в рамках 1D аналитических моделей BPS и OM, демонстрируют неплохое согласие с более точными 2D расчетами. Для модели BPS при $n = 1/2$ [3] погрешность не превышает 5%, а для модели OM $\sim 10\%$, что для столь приближенных моделей трудно было ожидать. Более существенные расхождения наблюдаются с другими моделями: BPS при $n = 1/3$ и полуаналитической моделью, что объясняется как неоднозначностью выбора формулы для V_{max} в [3], так и приближенным заданием скоростного поля в [4], соответствующего тепловой конвекции в полубесконечном слое.

Работа выполнена при поддержке Проектами РФФИ № 12-02-01126, № 14-08-00454.

Литература

1. Burton J.A., Prim R.C., Slichter W.P. The distribution of solute in crystals grown from the melt. Part I. Theoretical // J. Chem. Phys., 21, 1953, p. 1987-1991.
2. Ostrogorsky A.G., Muller G. A model of effective segregation coefficient, accounting for convection in the solute layer at the growth interface // J. Crystal Growth, 121, 1992, p. 587-598.
3. Волошин А.Э. Исследование начального переходного режима в одномерных моделях распределения примеси при кристаллизации расплава в присутствии конвекции // Кристаллография, т. 58, № 4, 2013, стр. 942–951.
4. Полежаев В.И. и др. Математическое моделирование конвективного тепломассообмена на основе уравнений Навье-Стокса. М.: Наука, 1987, стр. 175-184.

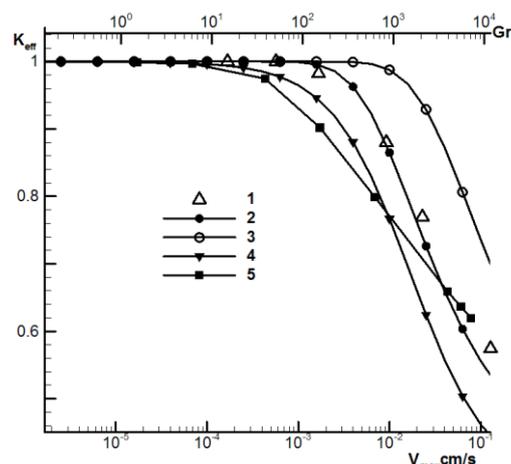


Рис. 1. Зависимости K_{eff} от V_{max} и Gr для размеров ампулы $(X \times Y) = 1.5 \times 4$ см² и $grad_x(T) = 2.75$ К/см на её стенках: 2D модель – 1; BPS при $n = 1/2$ – 2, $n = 1/3$ – 3; OM – 4; полуаналитическая модель – 5.

ФИТОЛИТЫ КАК ИСТОЧНИК МИКРОРАЗМЕРНОГО КРЕМНЕЗЕМА ДЛЯ МИКРОЭЛЕКТРОНИКИ

Галкин К.Н.²⁾, К.С. Голохваст¹⁾, И.Э. Памирский²⁾

¹⁾Дальневосточный федеральный университет, Владивосток

²⁾Институт геологии и природопользования ДВО РАН, Благовещенск

Высокая актуальность фундаментальных научных исследований процесса биоминерализации обусловлена возможностью решения задачи синтеза микрочастиц кремнезема с заданными функциями для микроэлектроники.

Роль и функции биоминералов (в том числе, фитоцитов) до сих пор рожают много версий, и, в частности, им приписывают выполнение оптических функций в качестве волноводов (Кульчин и др., 2008; Кульчин, 2011; Klančnik et al., 2013), что подтверждает обоснованность поиска перспективного сырья среди живой природы и поисков подходов к направленному синтезу.

Нами методом микроморфометрического анализа проанализированы фитоциты (микроразмерный кремнезем из растений) около 20 видов растений из разных филогенетических групп - красные водоросли, бурые водоросли, лишайники, хвощи, голосеменные и цветковые растения.

Фитоциты извлекали по методике Пиперно (Piperno, 2006).

В результате обнаружены перспективные для микроэлектроники микроразмерные частицы кремнезема (по результатам рентгенофазового и энергодисперсионного анализов) (рис. 1).

Доля этих морфотипов в образцах необогащенного растительного сырья достаточно велико - пирамида (36%) и шестиугольник (11,3%).

Синтез таких биологических микроструктур обусловлен генетически, и протекают при прямом участии ряда молекул белкового происхождения, что подразумевает возможность направленного синтеза нужных структур и управления процессом.

Очевидно, что в рамках растительной биотехнологии можно и нужно подобрать условия для получения микроразмерного кремнезема с необходимой морфологией.

Работа выполнена при поддержке Научного фонда ДВФУ, Российского научного фонда и Гранта Президента для молодых ученых МК-1547.2013.5.

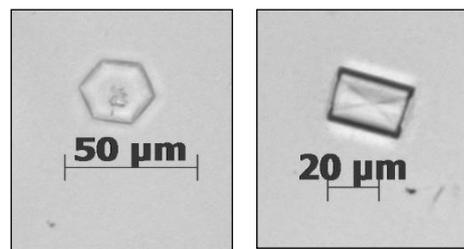
Литература

1. Ю.Н. Кульчин, О.А. Букин, С.С. Вознесенский, А.Н. Галкина, С.В. Гнеденков, А.Л. Дроздов, В.Г. Курявый, Т.Л. Мальцева, И.Г. Нагорный, С.Л. Синебрюхов, А.В. Чередниченко Волоконные световоды на основе природных биоминералов - спикул морских губок // Квантовая электроника, 38(1), 2008, стр. 51-55.

2. Ю.Н. Кульчин Фотоника самоорганизующихся биоминеральных наноструктур // Успехи физических наук, 181, 2011, стр. 891-896

3. K. Klančnik, K. Vogel-Mikuš, A. Gaberšček Silicified structures affect leaf optical properties in grasses and sedge // J. Photochem. Photobiol B., 2013. 130C: 1-10.

4. Piperno D.R. Phytoliths: A Comprehensive Guide for Archaeologists and Paleocologists. Lanham, Maryland: AltaMira Press, 2006.



А

Б

Рис. 1.

Наиболее перспективные для нужд микроэлектроники формы фитоцитов из красной водоросли *Tichocarpus crinitus*: А - пирамида; Б - шестиугольник.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ ПЛЕНОК СИЛИЦИДОВ КАЛЬЦИЯ И ДВОЙНЫХ ГЕТЕРОСТРУКТУР НА ИХ ОСНОВЕ НА Si(111)

*Галкин Н.Г.*¹⁾, *Доценко С.А.*¹⁾, *Галкин К.Н.*¹⁾, *Безбабный Д.А.*¹⁾, *Чернев И.М.*¹⁾, *P. Nemes-Incze*²⁾, *L. Dosza*²⁾, *В. Pecz*²⁾, *Шамирзаев Т.С.*³⁾, *Гутаковский А.К.*³⁾, *R. Kudrawiec*⁴⁾

¹⁾Институт автоматики и процессов управления ДВО РАН, Владивосток

²⁾Институт материаловедения и технической физики ВАН, Будапешт

³⁾Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН, Новосибирск

⁴⁾Институт физики Вроцлавского технологического университета, Вроцлав

Данная работа посвящена исследованию формирования, параметров электронной структуры, оптических и электрических свойств островковых, тонких и толстых пленок полупроводникового силицида кальция с повышенной концентрацией кремния (Ca_3Si_4), а также гетероструктур Si/ Ca_3Si_4 /Si(111) на их основе. Ca_3Si_4 практически не исследован в отличие от полупроводникового силицида кальция (Ca_2Si). Известны лишь теоретические работы, которые предсказывают существование данного полупроводникового силицида (Ca_3Si_4) в системе кальций – кремний [1,2].

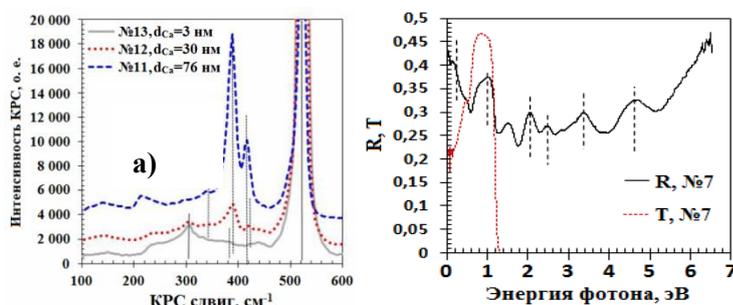


Рис. 1. (а) - спектры КРС для пленок Ca_3Si_4 с различными толщинами осажденного кальция (3, 30 и 76 нм) и покрытых аморфным слоем кремния (100 нм); (б) – спектры отражения (R) и пропускания (T) для образца №7 (Ca_3Si_4 ; $\Sigma d=350$ нм).

Ca_5Si_3 , $\text{Ca}_{14}\text{Si}_{19}$, CaSi_2), что позволяет предположить ее отношение к теоретически предсказанной гексагональной решетке Ca_3Si_4 [2]. Выявлено, что пленки Ca_3Si_4 обладают непрямым фундаментальным переходом с энергией $E_g=0.63$ эВ. При этом в пленках Ca_3Si_4 обнаружено существование прямых межзонных переходов при 0.89 эВ и 0.912 эВ. Показано, что пленки Ca_3Si_4 характеризуются тремя активными модами ($346, 388$ и 416 см^{-1}) в спектрах комбинационного рассеяния света (КРС) с малой полушириной (Рис. 1а). Установлено, что пленка Ca_3Si_4 сохраняет свой состав во время отжига при 500°C в течение 30 минут. По данным спектров отражения выявлено наличие высокой плотности свободных носителей в пленках Ca_3Si_4 при энергиях фотонов $0.8 - 0.1$ эВ (Рис. 1б). Показано, что в зависимости от толщины осажденного слоя кальция в двойных гетероструктурах (ДГС) Si/ Ca_3Si_4 /Si(111) формируются нанокристаллиты или сплошной слой Ca_3Si_4 , а рост кремния сопровождается выходом части нанокристаллитов Ca_3Si_4 на поверхность. В ДГС Si/ Ca_3Si_4 /Si(111) при 5 К по данным дифференциальной отражательной спектроскопии впервые обнаружена слабая фотолюминесценция в диапазоне энергий фотонов $0.9 - 1.0$ эВ.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ №13-02-00046_a.

Литература

1. P. Manfrinetti. The phase diagram of the Ca-Si system // *Intermetallics*, 8, 2000, pp. 223-229
2. D.B. Migas. New semiconducting silicide Ca_3Si_4 // *J. Phys.: Condens. Matter*, 19, 2007 pp. 346207(1-8)

ФОРМИРОВАНИЕ И СВОЙСТВА ОБЪЕМНЫХ КРЕМНИЕВЫХ СТРУКТУР С ВНЕДРЕННЫМИ КРИСТАЛЛИТАМИ ДИСИЛИЦИДОВ Fe и Cr.

К.Н.Галкин¹⁾, Н.Г. Галкин¹⁾, В.В. Ховайло²⁾, А.А. Усенко²⁾, А.И. Воронин²⁾

¹⁾ Институт автоматизи и процессов управления
Дальневосточного отделения РАН, Владивосток

²⁾ Национальный исследовательский технологический университет МИСиС, г. Москва

В настоящее время на многих производствах существует проблема с выбросом тепловой энергии в атмосферу, что приводит к увеличению среднегодовой температуры вокруг данных предприятий, и как следствие, ухудшение экологической обстановки в этом районе. В решении данной проблемы могли бы помочь термоэлектрические преобразователи энергии, которые бы не только поглощали выбрасываемую энергию, но и переводили бы ее в дополнительные электрические мощности для данного предприятия. Выбрасываемое в окружающую среду тепло характеризуется температурами 50-200 °С, поэтому нужны термоэлектрические преобразователи, у которых максимальная эффективность лежит в этом диапазоне. В настоящее время существует ряд термоэлектрических преобразователей на основе следующих материалов: Bi_2Te_3 , $\text{Co}_4\text{Sb}_{12}$, PbTe , $\text{CsBi}_4\text{Te}_{6+x}$, Tl_9BiTe_6 , $\text{NaPb}_{18-x}\text{Sn}_x\text{SbTe}_{20}$, $\text{In}_4\text{Se}_{3-x}$. Однако, производство данных материалов является дорогостоящим из-за токсичности материалов при их производстве, что снижает их экономическую привлекательность. Альтернативой двойных и тройных соединений (на основе висмута, теллура, сурьмы) могут стать кремний-германиевые сплавы (SiGe-сплав), эффективность термоэлектрического преобразования которых

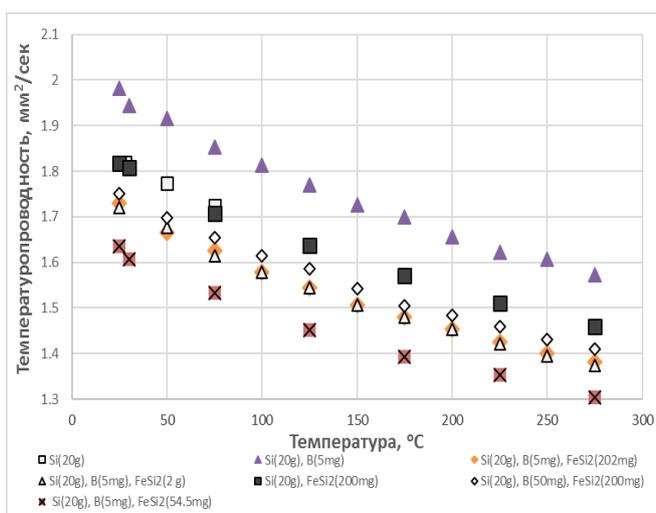


Рис. 1. Зависимость температуропроводности от температуры для образцов с FeSi_2 .

На рисунке 1 представлена температурная зависимость температуропроводности образцов с FeSi_2 . Из рисунка видно, что внедрение дисилицида железа в кремниевую матрицу приводит к уменьшению температуропроводности системы до 20%. В случае внедрения кристаллитов дисилицида хрома в кремниевую матрицу уменьшения температуропроводности не наблюдалось. Все образцы показали малые значения электропроводности, т.к. были выбраны собственный кремний и малые концентрации легирующей примеси (бор).

достаточно большая и малая себестоимость продукции, но данные сплавы имеют максимум эффективности при более высоких температурах (600-800 °С) чем это необходимо. Другим решением являются силициды металлов (CrSi_2 , Mg_2Si и FeSi_2), максимум термоэлектрического преобразования которых лежит в необходимом диапазоне (50-200 °С). Однако, эффективность термоэлектрического преобразования приборов на основе силицидов ниже, чем для двойных и тройных соединений на основе висмута, теллура, сурьмы.

Методами порошковой металлургии были созданы объемные кремниевые материалы с внедренными кристаллитами дисилицидов хрома и

железа. На рисунке 1 представлена температурная зависимость температуропроводности образцов с FeSi_2 . Из рисунка видно, что внедрение дисилицида железа в кремниевую матрицу приводит к уменьшению температуропроводности системы до 20%. В случае внедрения кристаллитов дисилицида хрома в кремниевую матрицу уменьшения температуропроводности не наблюдалось. Все образцы показали малые значения электропроводности, т.к. были выбраны собственный кремний и малые концентрации легирующей примеси (бор).

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта ДВО РАН №14-III-B-02-015.

ПЛЕНКИ $MnSi_{1.75-x}$ НА $Si(111)$ И ДВОЙНЫЕ ГЕТЕРОСТРУКТУРЫ $Si/MnSi_{1.75-x}/Si(111)$: ФОРМИРОВАНИЕ, СТРУКТУРА И СВОЙСТВА

Доенко С.А.¹⁾, Галкин Н.Г.¹⁾, Галкин К.Н.¹⁾, Чернев И.М.¹⁾, Шевлягин А.В.¹⁾, Гутаковский А.К.²⁾

¹⁾Институт автоматики и процессов управления ДВО РАН, Владивосток

²⁾Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН, Новосибирск

Высший силицид марганца (ВСМ, $MnSi_{1.75-x}$) является одним из перспективных материалов для применений в области термоэлектричества и кремниевой микроэлектроники. Основываясь на пленках ВСМ можно также создавать фотоприемники ближнего инфракрасного излучения. Однако для создания таких приборов, интегрированных в кремниевую подложку на базе кремниевой планарной технологии, не исследованным остается рост кремния поверх пленок и нанокристаллитов (НК) ВСМ. В данной работе исследовано влияние предварительно сформированной фазы моносилицида железа на однофазность пленок в системе ВСМ, а также влияние толщины слоя ВСМ на рост и свойства двойных гетероструктур (ДГС) Si/пленка (НК) ВСМ/Si(111).

Для определения температуры, при которой формируется пленка (НК) ВСМ, описываемые химической формулой $MnSi_{1.75-x}$, исследовали методом дифференциальной отражательной спектроскопии (ДОС) пленку, формирующуюся при осаждении Mn (6.6 нм)

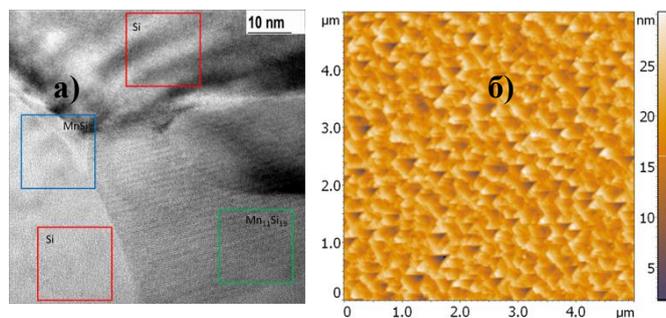


Рис. 1. (а) ВРПЭМ от пленки Mn, выращенной на FeSi/Si(111) при 400°C. (б) АСМ изображение ДГС Si/НК ВСМ/Si(111), сформированной осаждением 0.2 нм Mn при 650°C на подложку Si(111)7x7 и покрытой пленкой Si толщиной 100 нм при 650°C.

на двумерный силицид железа со структурой Si(111) (2x2)-Fe (0.48 нм) при $T=400$ °C. В спектрах ДОС обнаружен новый пик с энергией 2.5 эВ, который отнесен к НК ВСМ с составом $Mn_{11}Si_{19}$, что подтверждено данными высокоразрешающей просвечивающей электронной микроскопией (ВРПЭМ, Рис. 1 а). При росте Mn на Si(111)7x7 обнаружено формирование ВСМ с составами: Mn_4Si_7 , $Mn_{11}Si_{19}$, $Mn_{15}Si_{26}$ и $Mn_{27}Si_{47}$ по данным ВРПЭМ.

Для получения и исследования свойств островков ВСМ пленка Mn

толщиной 0.2 нм формировалась на Si(111)7x7 двумя способами: осаждением при температуре 650°C (РЭ) и осаждением при комнатной температуре с последующим отжигом при температуре 650°C (ТФЭ). Формирование островков ВСМ с плотностью до $1 \cdot 10^{10}$ см⁻² подтверждено данными электронной оже-спектроскопии (ЭОС) и атомной силовой микроскопии (АСМ). При покрытии островков ВСМ пленкой Si толщиной 100 нм при 650°C ЭОС пики Mn исчезают, что свидетельствует об отсутствии эффекта всплытия НК ВСМ при 650°C и подтверждается АСМ изображением поверхности двойной гетероструктуры (ДГС) (Рис.1б) с эпитаксиальным ростом кремния. Встраивание НК ВСМ подтверждено данными ИК-спектроскопии. Осаждение Mn толщиной 16 нм на Si(111)7x7 при 400°C приводит к формированию пленки ПСМ, которая по данным ЭОС и спектроскопии характеристических потерь энергии электронами СХПЭЭ является сплошной пленкой ВСМ. По данным оптической спектроскопии пленки ВСМ, выращенные при 400 °C на Si(111)7x7, являются непрямозонным полупроводником с шириной запрещенной зоны 0.32 ± 0.01 эВ. По данным измерений и термо-эдс основными носителями являются дырки с максимальным коэффициентом Зеебека (150-185 мкВ/град) для пленки ВСМ толщиной 504 нм. Кремний поверх пленки ВСМ при температуре 500 °C растет островками и не полностью ее покрывает даже при толщине 100 нм, что подтверждает поликристаллический рост кремния поверх сплошной пленки ВСМ.

МЕТОД ФОРМИРОВАНИЯ КРЕМНИЕВЫХ НАНОПРОВОЛОЧНЫХ ИОННО-ЧУВСТВИТЕЛЬНЫХ ТРАНЗИСТОРНЫХ СТРУКТУР

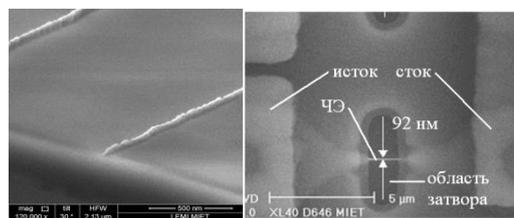
А.А. Голишников¹⁾, М.Г. Путья²⁾, Е.Н. Рыбачек¹⁾, О.В. Панкратов²⁾

¹⁾ «Научно-производственный комплекс «Технологический центр» МИЭТ», Москва

²⁾ Национальный исследовательский университет «МИЭТ», Москва

В последние годы широкое применение при создании ИС и логических матриц нашли и находят технологии на основе кремниевых нанопроволок, которые, кроме того, используются для создания различного рода сверхчувствительных сенсоров, в которых используются уникальные свойства наноразмерных структур [1].

В данной работе приведены сведения об особенностях создания кремниевых нанопроволочных ионно-чувствительных полевых транзисторов (NW-ISFET) на основе КНИ структур. При этом указано, что изготовление NW-ISFE-транзистора, в основном, совместимо со стандартной технологией изготовления ИС. Отмечено, что в основе предложенного метода создания NW-ISFET лежит способ формирования наноразмерных Si проволок, основанный на использовании процессов термического окисления и реактивного ионного травления (РИТ) кремния [2]. В данном способе с помощью операций фотолитографии и РИТ создается опорный рельеф в кремнии высотой 100 - 120 нм в местах расположения нанопроволочных элементов. Показано, что профиль травления должен быть строго вертикальным. В противном случае, при дальнейших обработках может не образовываться пристенок («спейсер») из SiO₂ с необходимыми геометрическими параметрами, которые не позволят получить, в конечном счете, нанопроволочный элемент. Отмечено, что ширину формируемого нанопроволочного элемента определяет толщина диоксида кремния, выращенного на боковой поверхности рельефа кремния после удаления фоторезистивной маски и показатель анизотропии процесса реактивного ионного травления слоя SiO₂. Сформированный на боковой поверхности кремниевой структуры «спейсер» из диоксида кремния после проведения операции РИТ SiO₂ используется в качестве «твердой» маски при последующем выполнении процесса реактивного ионного травления кремния для получения наноразмерных Si проволок. На рис.1а представлена микрофотография сформированных нанопроволочных элементов. Далее, с помощью стандартных процессов технологии изготовления ИС формируются области стока и истока полевого транзистора; межслойная изоляция; металлизация и т.д. Для создания чувствительного элемента (ЧЭ) – подвешенной между стоком и истоком нанопроволоки – на заключительном этапе маршрута удаляется слой SiO₂ под нанопроволочной структурой. На рис.1б показана структура кремниевое нанопроволочного ISFET.



а) б)

Рис. 1. Микрофотографии а - кремниевые нанопроволоки (вид сверху); б - структура кремниевое нанопроволочного ISFET

Изготовленные кремниевые нанопроволочные ионно-чувствительные полевые транзисторы использованы в качестве чувствительных элементов рН-сенсоров, в которых затвором является анализируемый раствор.

Литература

1. V. Schmidt et al., “Silicon nanowires: a review on aspects of their growth and their electrical properties,” *Advanced Materials*, vol. 21, no. 25-26, pp. 2681–2702, 2009.

2. Голишников А.А., Путья М.Г., Рыбачек Е.Н. Использование нелитографических методов для формирования нанопроволочных структур. Труды международной научно-технической конференции «Нанотехнологии – 2012». Таганрог, 25 – 29 июня 2012 г. с. 58-59.

РАСПРЕДЕЛЕНИЕ Ge В СЛИТКЕ СПЛАВА $\text{Si}_{0.9}\text{Ge}_{0.1}$ ПРИ ВЫРАЩИВАНИИ ИЗ ТОНКОГО СЛОЯ РАСПЛАВА

М.А. Гоник¹⁾, А. Кроль²⁾, А. Вагнер³⁾

¹⁾ ООО «Центр материаловедения «Фотон», Александров

²⁾ Institute for Geosciences of University of Freiburg, Фрайбург

³⁾ Institute for Inorganic and Analytical Chemistry, Фрайбург

Размещение дополнительного нагревателя перед фронтом растущего кристалла кардинальным образом меняет характер конвекции [1]. В тонком слое расплава между нагревателем и фазовой границей естественная конвекция практически полностью подавлена, и имеет место лишь слабая ламинарная конвекция, обусловленная вытягиванием кристалла в холодную зону ростовой камеры. С другой стороны присутствие нагревателя оказывает влияние на форму фронта кристаллизации, делая его более плоской благодаря существенно меньшему радиальному градиенту температуры по сравнению с осевым. Сказанное позволяет создать благоприятные условия для роста двойного Si-Ge, кристаллическая структура которого весьма чувствительна к уровню термонапряжений. Вместе с тем проведенное численное моделирование роста методом Осевого Теплового Потока (ОТФ метода) [2] позволило выявить набор тепловых условий, обеспечивающих получение однородного по слитку материала.

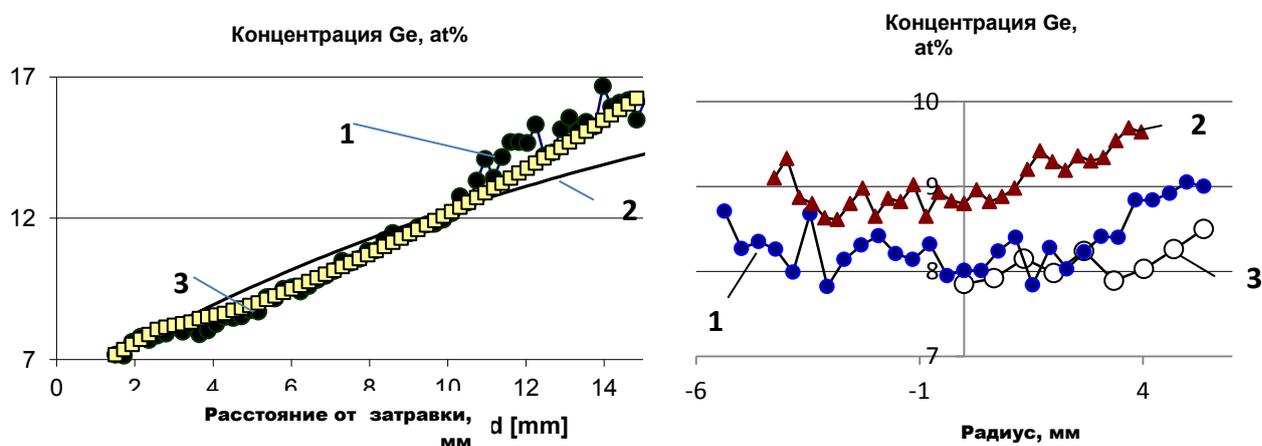


Рис. 1. Продольное (слева) и поперечное (справа) распределение второй компоненты в кристалле Si-Ge. Слева: 1- экспериментальные данные, 2 – расчет [4], 3 – расчет с учетом изменения слоя расплава в процессе кристаллизации; справа: 1- 1.5 мм от начала кристалла, 2 – 5 мм, 3 – учет формы фронта кристаллизации.

В работе обсуждается характер распределения германия в монокристалле $\text{Si}_{0.9}\text{Ge}_{0.1}$, выращенном модифицированным методом плавающей зоны [3] из стержня состава 80 at% Si и 20 at% Ge. Показано, что продольное распределение второй компоненты в сплаве вполне удовлетворительно описывается аналитически уравнением, полученным в [4] для роста из тонкого слоя расплава. Учет изменения толщины слоя расплава в процессе кристаллизации дает более точные данные (см. кривую 3 на Рис. 1). Отклонение состава образца в радиальном направлении составило 10%. Если же сравнить распределение германия вдоль фронта кристаллизации, то разброс не превышает 0.5%.

Литература

1. М.А. Gonik et al. J. Cryst. Growth, 303/1, (2007) 180-186.
2. Гоник М.А. Гоник М.М. Д. Циуляну. Тезисы докладов XIV Национальной конференции по росту кристаллов, Москва, 6-10 декабря 2010, с. 98.
3. М. Gonik et al, S. J. Crystal Growth – in press (<http://dx.doi.org/10.1016/j.jcrysgro.2013.11.065>.)
4. М.П. Марченко и др. Труды конференции по росту монокристаллов и проблемам прочности, тепло – и массопереноса, 21-24 Сен. 1999, Обнинск, 2000, 125-134.

**КОМБИНАЦИОННОЕ РАССЕЯНИЕ СВЕТА В КРЕМНИИ *p*-ТИПА,
ОБЛУЧЕННОМ ИОНАМИ МАРГАНЦА С ЭНЕРГИЕЙ 100 keV**
Н.А. Поклонский¹⁾, Н.И. Горбачук¹⁾, С.В. Шпаковский²⁾, А. Melnikov³⁾, А. Wieck⁴⁾

¹⁾ Белорусский государственный университет, Минск, Беларусь

²⁾ ОАО «Интеграл», Минск, Беларусь

³⁾ University of Toronto, Toronto, Canada

⁴⁾ Ruhr-Universitaet Bochum, Bochum, Germany

При отработке технологий формирования структур спинтроники в кремниевой матрице посредством облучения пучком ионов «магнитных» атомов необходим контроль радиационного повреждения матрицы. Комбинационное рассеяние света (КРС) позволяет оперативно установить наличие в кремнии аморфных областей [1, 2]. Цель работы — исследовать методом КРС аморфизацию кристаллов кремния, происходящую вследствие облучения их сфокусированным пучком ионов Mn (облучение проводилось в Рурском университете, ФРГ).

Исследовался слабо легированный кристаллический кремний *p*-типа (удельное электрическое сопротивление $\approx 2 \text{ k}\Omega \cdot \text{cm}$). Полированные образцы кремния облучались ионами марганца с энергией 100 keV. Диаметр пучка ионов $\approx 1 \mu\text{m}$. Ток пучка не превышал 3.4 нА. Флюенс облучения от 10^{14} до 10^{16} cm^{-2} . Измерения КРС при комнатной температуре выполнялись на спектрально-аналитическом комплексе Nanofinder (Lotis ТИ). Спектры КРС регистрировались при возбуждении образцов излучением лазера, работающим в непрерывном режиме на длине волны 532 nm. Конфокальный микроскоп обеспечивал фокусировку лазерного излучения на поверхности кремния в пятно площадью $\approx 1 \mu\text{m}^2$. Энергетическая экспозиция за время регистрации (30 s) каждого из спектров КРС на рис. 1 не превышала $50 \text{ mJ}/\mu\text{m}^2$.

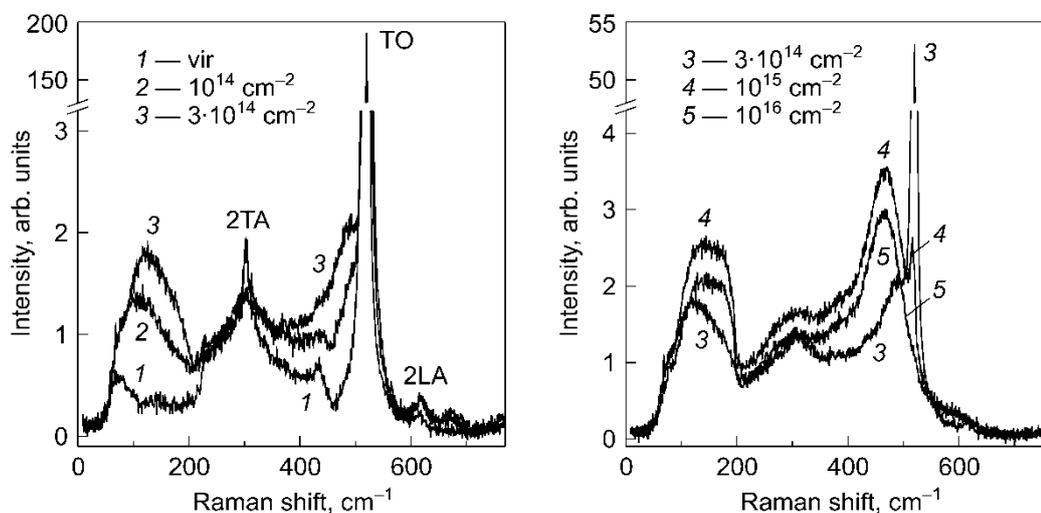


Рис. 1. Спектры КРС исходных (vir) и облученных ионами марганца с энергией 100 keV образцов кремния. Флюенсы облучения указаны на рисунке. Спектр КРС для флюенса $3 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ практически совпадает со спектром для флюенса 10^{16} cm^{-2} . Указаны линии акустических (2TA, 2LA) и оптического (TO) фононов.

Установлено, что уменьшение в 1.5 раза амплитуды линии КРС с максимумом в окрестности 520 cm^{-1} , наблюдается уже при флюенсе ионов 10^{14} cm^{-2} , в то время как отчетливое формирование характерной для аморфного кремния полосы КРС с максимумом при 472 cm^{-1} регистрируется для флюенсов не меньших 10^{15} cm^{-2} .

Литература

1. D. Pastor et.al. UV and visible Raman scattering of ultraheavily Ti implanted Si layers for intermediate band formation // *Semicond. Sci. Technol.*, **26**, 2011, P. 115003 (6 pp.).
2. S.V. Ovsyannikov et.al. Raman characterization of hydrogen ion implanted silicon: “High-dose-effect”? // *Physica B*, **403**, 2008, P. 3424–3428.

ФОРМИРОВАНИЕ И ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КРЕМНИЕВЫХ НАНОКОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ДИСИЛИЦИДА ХРОМА И МАГНИЯ

Д.Л. Горошко¹⁾, Е.А. Чусовитин¹⁾, К.Н. Галкин¹⁾, L. Dózsa²⁾, Н.Г. Галкин¹⁾

¹⁾ *Институт автоматки и процессов управления
Дальневосточного отделения РАН, Владивосток*

²⁾ *Research Institute for Technical Physics and Materials Science, Hungary*

Термоэлектрические материалы на основе Mg_2Si и $CrSi_2$ привлекают значительное внимание исследователей по причине перспективности их применения в качестве термоэлектриков для использования в области температур 200-400 °С, а также в свете экологической безопасности, в силу отсутствия в их составе токсичных компонентов [1, 2]. Объемные сплавы Mg_2Si вместе с Sn и Sb, полученные как обычными методами простого сплавления, так и импульсного плазменного синтеза, обладают коэффициентом термоэффективности ZT около единицы [3]. С другой стороны, было показано, что наноразмерные модуляции структуры в тонкопленочной сверхрешетке Bi_2Te_3/Sb_2Te_3 дают величины ZT вплоть до двух [4]. Потенциальная возможность создания новых наноструктурированных термоэлектрических материалов на основе дисилицида хрома была показана в [5], где проводимость и термоэдс наноконкомпозитов Cr_xSi_{1-x} исследовались в зависимости от степени кристаллизации. Оказалось, что термоэдс в таком материале существенно возрастает по мере кристаллизации при незначительном увеличении сопротивления, а ZT может быть как минимум вдвое больше, чем в однофазной пленке $CrSi_2$. Поскольку коэффициент термоэффективности прямо пропорционален электропроводности, для его увеличения необходимо поднять концентрацию свободных носителей заряда. Поэтому в данной работе изучались формирование, структура и электронные свойства двумерного силицида магния и наноконкомпозитов со восторженными нанокристаллитами дисилицида хрома до и после их легирования. Получение того или иного типа проводимости осуществлялось при помощи поверхностных реконструкций $Si(111)-\sqrt{3}\times\sqrt{3}-R30^\circ-Sb$ и $Si(001)-(2\times 2)-Al$. В первом случае был сформирован дисилицид магния n-типа проводимости, а во втором – p-тип $CrSi_2$. Выбор данных поверхностных реконструкций был обусловлен несколькими причинами. Во-первых, конструкции батарей термоэлектрических преобразователей включает два плеча с разным типом электропроводности, в связи с чем необходимо иметь в наличии термоэлектрические материалы n- и p-типа. Во-вторых, встраивание силициды в объем кремния в виде нанокристаллитов с малыми размерами требует прецизионного внесения легирующей примеси. Одним из способов такого высокоточного или селективного легирования является формирование упорядоченных реконструкций из атомов легирующей примеси на поверхности кремния, поскольку для их формирования требуется совершенно определенное покрытие адсорбата [6]. В результате показано, что дисилицид хрома можно сформировать в виде высокоплотных наноразмерных кристаллитов, упруго встроенных в кремниевую матрицу. Обнаружено существенное увеличение фактора мощности в легированных наноконкомпозитах, связанное с увеличением электропроводности за счет роста концентрации электронов с уровнем легирующей примеси и их эмиссией через гетерограницу кремний/силицид.

Литература

1. V.K. Zaitsev et al // Phys. Rev. B., 74, 2006 p. 045207-045211
2. T. Ohkoshi et al // Trans of Jpn Inst of Met, 29,1988 p. 756-766
3. Q. Zhang et al // Appl. Phys. Lett., 93, 2008 p. 102109
4. R. Venkatasubramanian et al // Nature, 413, 2001 p. 597
5. J. Schumann et al // Thin Solid Films, 246, 1994 p. 24-29
6. V.G. Lifshits et al // Surface Phases on Silicon, John Wiley & Sons, Chichester, 1994, p. 448.

ИССЛЕДОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ ТОНКИХ ПОРИСТЫХ ПЛЕНОК НА ОСНОВЕ КРЕМНИЯ ДЛЯ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ В СОЛНЕЧНЫХ ЭЛЕМЕНТАХ В КАЧЕСТВЕ АНТИБЛИКОВОГО ПОКРЫТИЯ

Е.А. Гостева¹⁾, Н.Н. Герасименко²⁾, В.В. Старков³⁾, Ю.Н. Пархоменко¹⁾

¹⁾Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва

²⁾Национальный исследовательский университет «МИЭТ», Зеленоград

³⁾Институт проблем технологии микроэлектроники РАН, Черноголовка

Одной из основных проблем развития фотоэнергетики является снижение себестоимости солнечного элемента. Наиболее простым и экономически целесообразным способом увеличения эффективности ФЭП является нанесение на поверхность различных антибликовых покрытий.

В данной работе в качестве антибликовых покрытий ФЭП исследовались тонкие пленки нанопористого кремния. Данные пленки были сформированы на поверхности методом электрохимического травления в различных технологических режимах.[1] Измерялись такие параметры полученных структур, как толщина, пористость и однородность наноструктурированных пленок. Основное внимание уделено измерению коэффициента отражения полученных пленок и сравнение спектров с аналогичными спектрами наиболее распространенных антиотражающих покрытий. В результате выполнения работы был выбран оптимальный режим электрохимического травления для создания качественного антиотражающего покрытия солнечных элементов.[2]

Ввиду того, что пористый кремний является наноразмерным материалом и имеет высокую квантовую эффективность, появляется возможность повышения КПД фотопреобразователя за счет квантово-размерного эффекта, что позволяет использовать и преобразовывать не только видимый диапазон солнечного спектра, но также спектральные области от ультрафиолетовой до инфракрасной.

Отдельно проведено исследование пассивирующих свойств пористой пленки токопроводящим полимером [3], выполнявшим функцию контактной сетки и не затенявшим поверхность, что позволило увеличить КПД фотовольтаического элемента на 7-8 % за счет использования всей активной площади ФЭП.

Литература

1. В.В. Старков. Получения, свойства и применение пористого кремния. //Все материалы. Энциклопедический справочник, 4, 2009 стр. 13-21
2. П.К. Кашкаров. Необычные свойства пористого кремния. // Соросовский образовательный журнал. Том 7, 1, 2001 стр.102-107
3. Франдо ван дер Пас, Ян Расмуссен. Электропроводный полимер для прямой металлизации печатных плат. Контроль и параметры процесса. // Технологии в электронной промышленности, 4, 2010 стр. 16-19.

НАНОКРИСТАЛЛЫ Si И Ge В ШИРОКОЗОННЫХ ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИХ МАТРИЦАХ, ПОЛУЧЕННЫХ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫМ ОТЖИГОМ МНОГОСЛОЙНЫХ НАНОПЕРИОДИЧЕСКИХ СТРУКТУР

Д.А. Грачев, И.А. Карabanова, А.В. Ершов, А.В. Пирогов, Д.А. Павлов

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

Интерес к изучению нанокристаллов тетраэдрических кремния и германия (Si и Ge) в широкозонных диэлектрических матрицах обусловлен перспективой создания новых оптоэлектронных приборов на квантово-размерных эффектах благодаря их высокой совместимости со стандартной кремниевой технологией [1]. С другой стороны, возможность вариации материала диэлектрических матриц и полупроводника позволяет реализовать подходы зонной инженерии и управления эффективной диэлектрической проницаемостью гетерогенной оптически активной среды или подзатворного слоя с нановключениями полупроводника.

В докладе представлены результаты по экспериментальному получению, исследованиям структуры (методом просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения (ВР ПЭМ)) и спектров фотолюминесценции (ФЛ) систем с массивами нановключений Si или Ge в матрице диэлектрика (SiO_2 , Al_2O_3 , ZrO_2 или HfO_2). Наноструктуры были сформированы путем высокотемпературного (500-1100 °C) отжига (ВТО) многослойных (до 60 слоев) нанопериодических (период 5-10 нм) структур (МНС) $a\text{-SiO}_x/\text{диэлектрик}$ ($x \sim 1$) или $a\text{-Ge}/\text{диэлектрик}$, которые были получены последовательным осаждением методом вакуумного испарения из отдельных источников, как это описано в [2]. Отжиг образцов проводился в атмосфере осушенного азота. Структурные исследования методом ВР ПЭМ проводились с помощью электронного микроскопа JEM2100F (JEOL). Исследовались спектры ФЛ в диапазоне 350-900 нм и ИК-пропускания наноструктур.

ВТО приводит к синтезу полупроводниковых наночастиц, расположение которых повторяет исходную структуру до отжига. Диаметры нанокристаллов соответствуют первоначальной толщине слоев SiO_x , а их плотность составляет величину порядка $1 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$. Вариация толщины слоев SiO_x приводит к согласованному изменению размеров НК Si, что отражается в спектрах ФЛ, так как нанокристаллы проявляют размерно-зависимую фотолюминесценцию в диапазоне длин волн 750-850 нм. По данным изображений ВР ПЭМ установлено, что структуры Ge/диэлектрик состоят из непрерывных слоев с резкими границами. В отожженных образцах наблюдаются НК Ge в аморфной матрице. На спектрах ФЛ имеются два пика в диапазонах длин волн 380 нм и 430-480 нм. Данные полосы ФЛ связаны с переходами интерфейсных уровней границы Ge/ SiO_2 .

В докладе обсуждаются особенности направленной модификации нанопериодических структур с различными диэлектрическими матрицами с точки зрения технологической совместимости квантовых точек кремния и германия с *high-k* материалами для оптоэлектроники.

Литература

1. Khriachtchev L. Silicon nanophotonics, Basic Principles, Present Status and Perspectives. Singapore: World Scientific Publ.Co. Pte. Ltd. 2009, 470 p.
2. А.В. Ершов, Д.А. Павлов, Д.А. Грачев / Эволюция структурно-морфологических свойств при отжиге многослойной нанопериодической системы $\text{SiO}_x/\text{ZrO}_2$, содержащей нанокластеры кремния // Физика твердого тела. 2014. 48, 1. с. 44-48.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ НАБЛЮДЕНИЕ ФОТОЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ АВТОЛОКАЛИЗОВАННЫХ ЭКСИТОНОВ НА ПОВЕРХНОСТНЫХ Si-Si ДИМЕРАХ НАНОКРИСТАЛЛОВ Si В МАТРИЦЕ SiO₂

О.Б. Гусев¹⁾, Б.А. Андреев²⁾, А.В. Ершов³⁾, Д.А. Грачев³⁾, А.Н. Яблонский²⁾

¹⁾ Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург

²⁾ Институт физики микроструктур РАН, Нижний Новгород

³⁾ Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород

Композитный материал – нанокристаллы кремния (НК Si) в матрице диоксида кремния (SiO₂) – активно обсуждается в литературе. Он обладает высокой химической стабильностью и технологической совместимостью с современным КМОП-процессом, что открывает новые перспективы их оптоэлектронного применения.

Кристаллические включения кремния в SiO₂ проявляют интенсивную фотолюминесценцию (ФЛ) при комнатной температуре в ИК- и видимой областях спектра, если их диаметр не превышает единиц нанометров. При таких размерах отношение поверхности к объему НК велико, и поверхностные интерфейсные состояния (на границе НК с матрицей) должны оказывать существенное влияние на механизмы возбуждения и излучения НК.

Замечено [1], что при уменьшении размеров НК Si в матрице SiO₂ коротковолновый сдвиг максимума полосы ФЛ наблюдается только до «голубой границы» ~ 2.0 эВ, что не предсказывается теоретическими расчетами квантово-размерного эффекта. С другой стороны, для НК Si в матрице нитрида кремния «размерный» сдвиг полосы ФЛ наблюдается вплоть до УФ- области ~ 3.0 эВ; а для пассивированного водородом пористого кремния – до ~ 3.5 эВ при вариации размеров НК от 10 до 1 нм. Следовательно, существование «голубой границы» ФЛ при 2.1 эВ для НК Si в матрице SiO₂ свидетельствует о сильном влиянии поверхности нанокристаллов на фотолюминесцентные свойства.

В работе исследована стационарная и разрешенная по времени фотолюминесценция нанокристаллов Si в матрице SiO₂ в ИК- и видимой областях спектра при комнатной температуре и температуре жидкого азота. Результаты хорошо объясняются в рамках теоретической модели автолокализованных экситонов на поверхностных Si-Si димерах [2]. Стоит заметить, что до настоящего времени экспериментальных работ по наблюдению ФЛ автолокализованных экситонов на поверхностных Si-Si димерах не появилось.

Мы впервые экспериментально обнаружили полосу ФЛ автолокализованного экситона в матрице SiO₂ с нанокристаллами кремния. Определены: энергетическое положение автолокализованного экситона (1.7 эВ), энергия расщепления синглет–триплетного состояний (60–80 мэВ) и энергия оптического перехода автолокализованного экситона (1.18 эВ). Полученные результаты хорошо согласуются с результатами, приведенными в [2].

Показано, что поверхностные Si-Si димеры играют существенную роль в процессах, управляющих люминесцентными свойствами НК Si размерами менее 3 нм в матрице SiO₂. Так, именно энергетическое положение автолокализованных состояний определяет «голубую границу» ФЛ нанокристаллов кремния и высокую квантовую эффективность нанокристаллов (близкую к 1) с энергией излучения ниже энергетического положения состояния автолокализованного экситона 1.7 эВ.

Литература

1. Pavesi L., Turan R. Silicon Nanocrystals. Fundamentals, Synthesis and Applications. Weinheim: WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2010. 627 p.
2. G. Allan, C. Delerue, and M. Lannoo Nature of luminescent surface states of semiconductors nanocrystallites // Phys. Rev. Lett. 1996. 76, 16. p. 2961-2964.

ГЕНЕРАЦИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ В КРЕМНИЕВЫХ МДП-СТРУКТУРАХ С НАНОРАЗМЕРНЫМИ ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИМИ СЛОЯМИ ОКСИДОВ РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ

А.М. Гурьянов

*ФГБОУ ВПО «Самарский государственный архитектурно-строительный университет»,
г. Самара*

Кремниевые МДП-структуры с диэлектрическими слоями оксидов редкоземельных элементов (ОРЗЭ) являются перспективными элементами для микро- и нанoeлектроники, поскольку ОРЗЭ могут быть отнесены к альтернативным диэлектрикам (диэлектрикам с высокой диэлектрической проницаемостью – high-k dielectrics). В данной работе исследовались свойства границы диэлектрик-полупроводник в кремниевых МДП-структурах с наноразмерными диэлектрическими пленками оксидов скандия, эрбия, гольмия. Диэлектрические пленки ОРЗЭ толщиной 15÷60 нм на кремниевых подложках изготавливались методом термического окисления в атмосфере кислорода нанесенного вакуумным термическим распылением слоя редкоземельного металла. Получаемые пленки обладали хорошими диэлектрическими свойствами и достаточной повторяемостью основных физических параметров. Информацию о границе раздела диэлектрик-полупроводник можно получить, рассматривая генерационные процессы в МДП-структурах. Генерационные характеристики МДП-структур Al/R₂O₃/nSi/Al (R – символ редкоземельного элемента) определялись из релаксационных зависимостей емкости МДП-структуры $C(t)$ при неравновесном обеднении поверхности кремния основными носителями заряда, создаваемом прямоугольными импульсами напряжения. В данном методе к МДП-структуре прикладывается импульсное напряжение истокающей полярности, амплитуда которого достаточна для смещения приповерхностной области пространственного заряда (ОПЗ) в область инверсионных изгибов зон. При этом высокочастотная емкость C МДП-структуры становится гораздо меньше, чем равновесная инверсионная емкость C_∞ при том же самом напряжении смещения. После прекращения действия импульса напряжения, по мере генерации неравновесных носителей заряда толщина ОПЗ уменьшается, а высокочастотная емкость МДП-структуры увеличивается. Процесс релаксации емкости МДП-структуры, описывается уравнением:

$$-\frac{N\varepsilon_0\varepsilon_s}{2C_i} \frac{d}{dt} \left(\frac{C_i}{C} \right)^2 = n_i S + \frac{n_i\varepsilon_0\varepsilon_s}{\tau_g C_\infty} \left(\frac{C_\infty}{C} - 1 \right), \quad (1)$$

где C_i – емкость диэлектрика, отнесенная к единице площади, ε_s – диэлектрическая проницаемость полупроводника. По релаксационным кривым неравновесной емкости, полученным при различных величинах приложенного постоянного напряжения, определялись объемное время жизни неосновных носителей заряда τ_g и удельная скорость поверхностной генерации S . Указанные зависимости регистрировались в темноте, при комнатной температуре. Длительность переходного процесса релаксации неравновесной емкости разных образцов Al/R₂O₃/nSi/Al находилась в пределах 30÷500 мс. Рассчитанные значения скорости поверхностной генерации S и объемного времени жизни неосновных носителей заряда τ_g имели соответственно величины 10÷90 см/с и 0,3÷4,5 мкс. Скорость поверхностной генерации в исследованных МДП-структурах Al/Sc₂O₃/nSi/Al, Al/Er₂O₃/nSi/Al, Al/Ho₂O₃/nSi/Al на порядок меньше аналогичного параметра в кремниевых МДП-структурах с термической двуокисью кремния в качестве диэлектрика, что свидетельствует о хорошем качестве границы ОРЗЭ – кремниевая подложка. Для сравнения, значение скорости поверхностной генерации в кремниевых МДП-структурах с термической двуокисью кремния в качестве диэлектрика составляет величину 200÷400 см/с в зависимости от величины дифференциальной энергетической плотности поверхностных состояний.

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ПРОЦЕССА ПОЛУЧЕНИЯ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО КРЕМНИЯ

К.С. Ёлкин¹⁾, О.И. Дошлов²⁾, Б.И.Зельберг³⁾, Яковлев⁴⁾, С.В. Балакирев⁴⁾, В.В. Кондратьев²⁾

¹⁾ООО «РУСАЛ Инженерно-технологический центр», г. Красноярск,

²⁾Иркутский государственный технический университет, г. Иркутск,

³⁾ООО «Спецстройинвест», г. Иркутск,

⁴⁾ООО «Карборундум технолоджис», г. Санкт-Петербург

Производители металлургического кремния в РФ сталкиваются с тремя проблемами:

- дефицитом и недостаточным качеством древесного угля;
- высокой стоимостью каменного угля, поставляемого из Колумбии;
- качеством выпускаемого кремния, который не соответствует требованиям для дальнейшего его переработки в химической отрасли.

Возникшие проблемы требуют поэтапного разрешения, но решение всех трех проблем одновременно возможно единственным способом – изменением технологии производства кремния путем замены части углерода, вносимого углеродистыми восстановителями, на карбид кремния.

Восстановление кремния происходит по суммарной реакции



Современная теория считает, что восстановление кремния в печах происходит в две стадии:

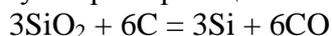
1 стадия (низкотемпературная зона печи) – образование карбида кремния по реакции



2 стадия (высокотемпературная зона печи) – получение кремния по реакции



С учетом коэффициентов, суммарная реакция имеет вид



Поскольку, образование карбида кремния – сложный процесс синтеза через газовую фазу, его получение возможно в отдельном агрегате, в печах сопротивления, как это делается в абразивной промышленности. Промышленное производство карбида кремния можно осуществить двумя способами:

- традиционным, в печах сопротивления Ачесона;
- по технологии Института металлургии Уральского отделения Академии наук РФ, в электрических печах с подвижной подиной.

Сырьем для получения карбида кремния служат мелкодисперсные материалы: кварцевый песок, кварцит мелких фракций; в качестве восстановителя используется только нефтяной кокс, так как электрические характеристики шихты не играют определяющей роли, их влияние менее значительно, чем при получении кремния в электропечи. Главная задача – обеспечение чистоты получаемого карбида кремния (очистка от примесей железа и алюминия). И она успешно решается, так как, в основном, производителями используется нефтяной кокс как самый малозольный восстановитель.

На кафедре химических технологий Иркутского технического университета разработан принципиально новый вид малозольного восстановителя – нефтяной кокс высокой активности, обладающий высокой пористостью и высокой реакционной способностью по отношению к газообразному монооксиду кремния.

Использование данного восстановителя как для производства карбида кремния, так и для получения металлургического кремния с применением карбида кремния синтезированного с помощью данного нефтяного кокса, значительно повышает качество кремния, и решает важную экологическую проблему – снижает втрое выделение газов в атмосферу, так как получение карбида кремния осуществляется в отдельном агрегате.

РАЗРАБОТКА ТЕХНИЧЕСКИХ РЕШЕНИЙ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ЭФФЕКТИВНОСТИ ГЕЛИОЭЛЕКТРОСТАНЦИЙ

*В.С. Еремеев, А.В. Струмеляк, Ю.Н. Булатов, В.А. Шакиров,
А.А. Кирилин, М.А. Шевченко, С.П. Шувалов*

Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Братский государственный университет», г. Братск

Проблема обеспечения электроэнергией удаленных потребителей Восточной Сибири сохраняет свою актуальность, поскольку многие районы не охвачены централизованным электроснабжением. Одним из самых перспективных направлений в этой области является использование солнечной энергии, так как Сибирь обладает достаточно высоким гелиоэнергетическим потенциалом. Однако, при реализации проектов солнечных электростанций возникает ряд сложных научно-технических задач.

Целью работы является совершенствование методов и алгоритмов работы контроллеров солнечных батарей, а также разработка аппаратной части контроллера, реализующей предложенные алгоритмы. В настоящее время на рынке технических решений для солнечной энергетики широко представлены фотоэлектрические преобразователи (ФП) из аморфно-кристаллического кремния. В соответствии с результатами суточных измерений можно сделать вывод, что точка максимальной мощности ФП постоянно изменяется (рис. 1).

В результате этого, прямое подключение ФП к аккумуляторным батареям приводит к существенному снижению вырабатываемой мощности, неэффективному использованию ФП, а также к снижению технико-экономических показателей СЭУ в целом. Таким образом, одной из важнейших проблем использования ФП является постоянное изменение выработки мощности, что связано, прежде всего, с погодными условиями. Это обуславливает необходимость разработки способов повышения эффективности работы ФП для обеспечения их работы с максимальной мощностью.

Решение проблемы поиска точки максимальной мощности ФП может быть осуществлено путем применения специализированного контроллера, реализующего алгоритм поиска такой точки. Контроллер состоит из нескольких блоков (рис. 2), наиболее важными из которых являются высокочастотный ключ и управляющий им микроконтроллер.

Для аппаратной реализации системы разработана схема, которая состоит из силовой и вычислительной частей. Важным свойством схемы является возможность параллельной работы нескольких контроллеров на общую нагрузку. Это позволяет обеспечивать масштабируемость СЭУ и унифицировать методику её расчёта. Предполагается, что данные контроллеры могут быть использованы для создания модульных гелиоэлектростанций малой и средней мощности.

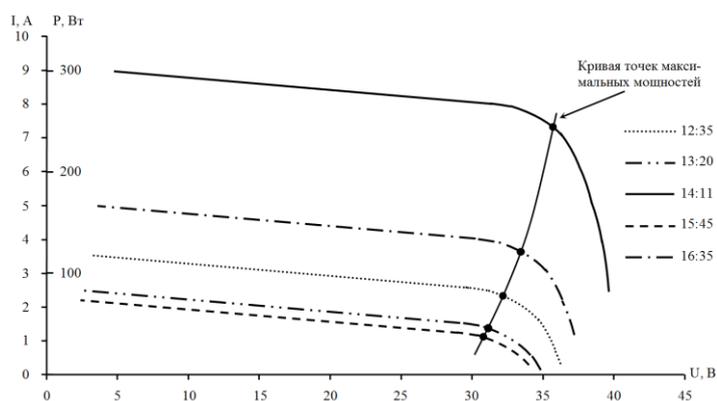


Рис. 1. Кривые зависимости токов и напряжения солнечной батареи при разной степени освещенности

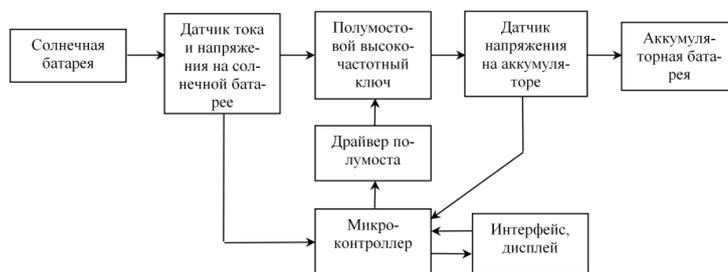


Рис. 2. Структурная схема контроллера заряда аккумуляторных батарей

ОПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МНОГОСЛОЙНЫХ НАНОГЕТЕРОСТРУКТУР Si/SiO₂

Г.Н. Камаев¹, В.А. Володин^{1,2}, А.А. Гисматулин¹, В. С. Ефанов¹, С.Г. Черкова¹

¹Институт Физики Полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН, Новосибирск,

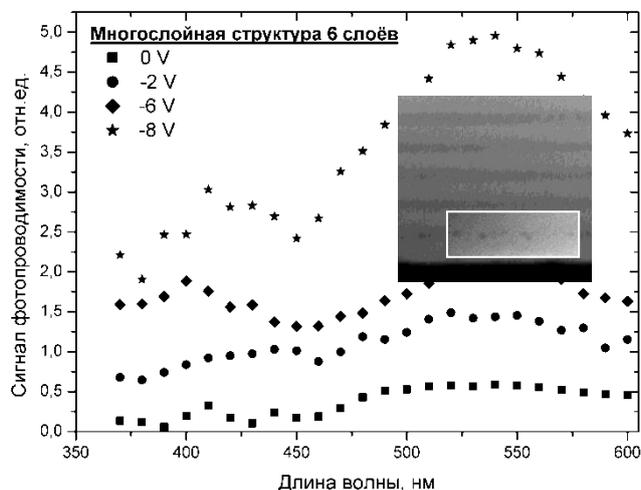
²Новосибирский государственный университет, Новосибирск

В данной работе структуры, состоящие из чередующихся слоев α -Si:H и SiO₂, были изготовлены путем осаждения пленок α -Si:H с последующим их прокислением в плазме чистого кислорода на определенную глубину на установке плазмохимического осаждения с широкоапертурным источником и индуктивным возбуждением на подложках кремния n-типа с разным уровнем легирования [1]. Всего было проведено до шести циклов осаждения/окисления. Свойства полученных структур анализировались с помощью спектральной эллипсометрии (*in situ*), из данных спектроскопии комбинационного рассеяния света (КРС), фотолюминесценции (ФЛ) и фотопроводимости (в спектральном диапазоне 250÷1200нм).

Положение пика КРС в спектральных областях 150 и 470-480 см⁻¹ в исходных структурах соответствует аморфной фазе кремния. После высокотемпературного отжига наблюдается пик при ~518 см⁻¹, свидетельствующий о кристаллизации кремния (это подтверждается также наблюдениями с помощью высокоразрешающей электронной микроскопии). Наличие низкоэнергетического крыла в спектре КРС после отжига, возможно, свидетельствует о неполной кристаллизации кремния, о наличии очень тонкого аморфного переходного слоя на гетерогранице Si/SiO₂.

Положение пиков ФЛ для многослойной структуры α -Si/SiO₂ качественно согласуется с расчетными данными работы [2], в которой наблюдалось влияние квантово-размерного эффекта на оптические свойства двумерных слоев аморфного гидрогенизированного кремния с толщинами порядка нескольких нанометров. Отжиг и кристаллизация привели к сдвигу положения пика ФЛ в коротковолновую область спектра.

На рисунке представлены спектры фотопроводимости при различных значениях прикладываемого напряжения. Видно, что с увеличением напряжения на структуре наблюдается как общий рост сигнала фотопроводимости, так и сдвиг максимума в коротковолновую область. В спектральном диапазоне 350÷600 нм наблюдается нелинейная зависимость сигнала фотопроводимости от величины напряжения, при этом излучение падающего света поглощается непосредственно в многослойной структуре.



Литература

- [1]. Г.Н. Камаев, А.А. Гисматулин, М.Д. Ефремов, А.Х. Антоненко, С.А. Аржанникова, В.А. Володин, Д.В. Марин. Вестник НГУ. Серия: Физика, **6** 107 (2011).
- [2]. Allan G., Delerue C., Lannoo M. *Appl. Phys. Lett.* **71** 1189 (1997).

ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОСТРУКТУР Si/SiO₂, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ПРЯМОГО СРАЩИВАНИЯ

А.А. Гисматулин, Г.Н. Камаев

Институт Физики Полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН, Новосибирск

Фундаментальный интерес к сверхрешеткам кремний/диэлектрик с встроенными в диэлектрической матрице нанокристаллами кремния вызван проявлением в подобных гетероструктурах квантово-размерных эффектов уже при комнатной температуре. В наноразмерных периодических структурах кремний/диэлектрик кроме интенсивной люминесценции были обнаружены эффекты гистерезиса ВАХ, сдвига нулевого тока и ОДС при комнатных температурах. Однако, структурные перестройки в области границы раздела могут приводить к изменению электронного спектра поверхностных состояний границы раздела и самой диэлектрической пленки, а, следовательно, и к изменениям их зарядового состояния. Наличие этих дефектов вблизи интерфейса определяет саму возможность создания низкоразмерных структур, работающих на эффекте туннелирования.

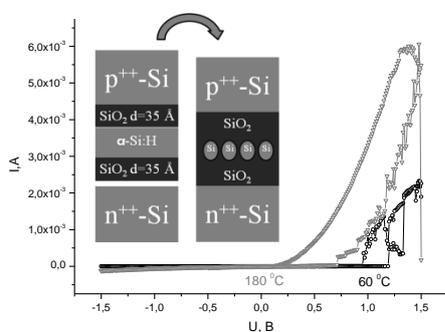


Рис. 1. ВАХ двухбарьерной структуры при различных температурах.

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 °С. В результате были получены двухбарьерные диодные структуры с встроенными в диэлектрик нанокластерами кремния, в которых граница сращивания оказывалась как между подложкой и диэлектриком, так и в средней части структуры. На полученных структурах измерялись CV- и GV-характеристики, ВАХ в диапазоне температур 90÷450 К. На рисунке представлены ВАХ двухбарьерной структуры, измеренные при различных температурах.

В работе обсуждаются возможные механизмы переноса заряда, связанные с наблюдаемыми на ВАХ при различных температурах гистерезисами, ступеньками и ОДС.

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 SiO₂, на установке плазмохимического осаждения с широкоапертурным источником и индуктивным возбуждением. На подложке кремния создавался слой окисла кремния толщиной 30÷35 Å 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

ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ ИЗЛУЧАТЕЛЬНОЙ РЕКОМБИНАЦИИ В СЛОЯХ КВАНТОВЫХ ТОЧЕК Ge/Si ПОСЛЕ ОБРАБОТОК В ВОДОРОДНОЙ ПЛАЗМЕ

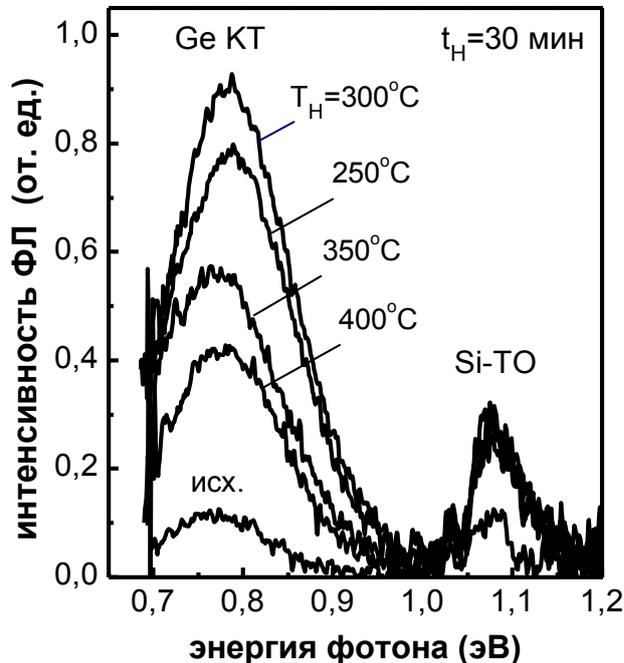
А.И. Якимов, В.В. Кириенко, В.А. Армбристер, А.В. Двуреченский

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

Основным препятствием в развитии кремниевых оптоэлектронных интегральных схем является изготовление эффективных светоизлучающих устройств. Излучение света в практически важном диапазоне длин волн 1.3–1.6 мкм может быть реализовано в структурах с самоорганизующимися Ge/Si квантовыми точками (КТ), сформированными по механизму Странского-Крастанова. Малые размеры островков Ge в матрице Si, их высокая слоевая плотность и резкие границы делают ансамбли КТ интересным объектом как для изготовления приборных устройств, так и для фундаментальных физических исследований. Перечисленные выше характеристики ансамблей КТ могут быть получены при использовании низкотемпературных методов осаждения Ge. Низкотемпературный рост сопровождается образованием точечных дефектов на границах КТ или в окружающем их слое Si, которые приводят к подавлению сигнала фотолюминесценции (ФЛ). Низкая эффективность люминесценции, особенно при комнатной температуре, до сих пор является серьезной проблемой для применения структур с КТ Ge/Si в качестве светоизлучающих устройств.

В работе исследовалось влияние водородной плазмы на наблюдающуюся при комнатной температуре ФЛ от самоорганизующихся Ge/Si КТ. Образцы были выращены с помощью молекулярно лучевой эпитаксии на подложках n-Si (001). Активная область состояла из десяти слоев КТ Ge разделенных кремниевыми барьерами. Латеральные размеры КТ составляли 15–20 нм, высота 1.5–2.0 нм, слоевая плотность $\sim 10^{11} \text{ см}^{-2}$. Атомарный водород вводился в структуру путем обработки образцов в водородной плазме, получаемой в удаленном реакторе высокочастотным разрядом. В эксперименте варьировались температура подложки и время экспозиции. Измерения ФЛ проводились при комнатной температуре с использованием ИК Фурье спектрометра Bruker Vertex 70. Обнаружено, что обработка структур в водородной плазме при 300°C в течение 30 минут на порядок увеличивает эффективность излучения квантовых точек Ge. Предполагается, что усиление интенсивности фотолюминесценции происходит из-за пассивации центров безизлучательной рекомбинации, расположенных вблизи или внутри точек посредством образования Si-H или Ge-H связей.

Работа поддержана грантом РФФИ 13-02-12002.



Спектры ФЛ исходных образцов с КТ и после обработки в плазме водорода при 250, 300, 350 и 400 °С в течение 30 мин.

О ПРИМЕНИМОСТИ СВЧ МЕТОДА ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ВРЕМЕНИ ЖИЗНИ НЕРАВНОВЕСНЫХ НОСИТЕЛЕЙ ЗАРЯДА НА НЕПАССИВИРОВАННЫХ ОБРАЗЦАХ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО КРЕМНИЯ

И.М. Анфимов, С.П. Кобелева, Ю.С. Соловьева, И.В. Щемеров

ФГАОУ ВПО НИТУ «МИСиС», институт новых материалов и нанотехнологий.

117279, г. Москва, Ленинский пр-т - 4.

Время жизни неравновесных носителей заряда (τ) — величина, обратная вероятности рекомбинации неравновесного свободного электрона (дырки) в единицу времени — является одной из важнейших потребительских характеристик полупроводникового материала. Одним из основных методов определения τ в объемных материалах является измерение спада фотопроводимости (ФП), который позволяет измерить эффективное τ , зависящее от объемного τ и состояния поверхности образца. Среди различных вариантов этого метода в настоящее время наиболее предпочтительным для производства является СВЧ метод в силу его неразрушающего характера и высокой скорости измерения. Оборудование для СВЧ метода требует калибровки по стандартным образцам с известным эффективным временем.

В данной работе измеряли СОП ГИРЕДМЕТ - образцы монокристаллического кремния n-типа нарезанные из одного слитка с одинаковым объёмным τ и УЭС в районе 1,5 кОм·см. Разное эффективное время жизни получено за счет разной толщины пластин. Непассивированная поверхность обработана одинаковым образом (шлифовка), поэтому скорость поверхностной рекомбинации можно считать одинаковой. Паспортное значение τ СОП было получено при измерении ВЧ методом. Результаты измерений τ на СВЧ оборудовании заметно отличаются от паспортных данных комплекта, поэтому целью данной работы являлся анализ результатов измерений комплекта СОП ВЧ и СВЧ методами и оценка возможности применения ВЧ метода для аттестации СОП.

Для анализа была использована формула максимального эффективного времени в т. н. приближении бесконечной скорости поверхностной рекомбинации, дающая достоверные значения для образцов с толщиной превышающей значение диффузионной длины.

$$\frac{1}{\tau_{eff}} = \frac{1}{\tau_v} + \frac{\pi^2 D}{d^2} \quad (1)$$

На рис. 1. показаны параметры образцов. Для результатов СВЧ метода наблюдается хорошая линейаризация и, как следствие, меньшая погрешности в значениях параметров: $\tau_v = 1200 \pm 100$ мкс, $D_p = 12 \pm 1$ см²/с. Для ВЧ метода $\tau_v = 3600 \pm 2000$ мкс и $D_p = 19 \pm 3$ см²/с. Такие значения τ_v соответствуют диффузионным длинам 1190 и 2000 мкм соответственно. В районе 1-2 кОм·см коэффициент диффузии изменяется в пределах от 11,5 до 12,5 см²/с, таким образом рассчитанные из результатов измерения СВЧ методом значения D_p достаточно точно соответствуют данным стандарта для монокристаллического кремния. Это позволяет говорить о достоверности имеющихся значений. В то же время результаты расчётов по данным измерений ВЧ методом значительно (более 50%) отличаются от известных литературных данных.

Результаты измерения образцов ВЧ методом дают результаты, отличающиеся от результатов полученных СВЧ методом до 60%, но не согласующиеся с теоретическими данными, что говорит о невысокой точности ВЧ метода. ВЧ метод может давать большую погрешность по сравнению с результатами СВЧ метода измерения эффективного τ на толстых образцах (толщина образца больше диффузионной длины) и, тем самым, не может быть использован для аттестации СОП.

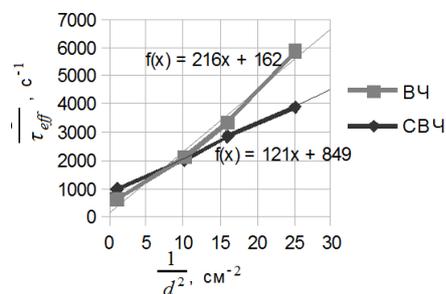


Рис. 1. Зависимость объёмного ВЖ

СПИНОВАЯ РЕЛАКСАЦИЯ ЭЛЕКТРОНОВ ПРОВОДИМОСТИ В КРЕМНИЕВЫХ НАНОКРИСТАЛЛАХ И ИХ АНСАМБЛЯХ

А.А. Конаков, В.А. Беляков, Н.В. Курова, К.В. Сидоренко, В.А. Бурдов

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

В последние годы кремний привлекает внимание как перспективный элемент для построения приборов на спиновых эффектах за счет больших времен спиновой релаксации и длин спиновой диффузии электронов проводимости [1]. Актуальным остается и поиск технологического решения, позволяющего улучшить характеристики спиновых приборов. В качестве возможного решения проблемы могут быть использованы массивы нанокристаллов кремния, где, в соответствии с существующими представлениями [2], понижение размерности системы приводит к уменьшению скоростей спиновой релаксации носителей и увеличению длины их спиновой диффузии. Ранее в [3] нами с помощью приближения огибающей функции было исследовано влияние спин-орбитального взаимодействия на электронные состояния в зоне проводимости кремниевых кристаллитов и показано, что слабая межзонная спин-орбитальная связь приводит к размерно-зависимой гибридизации огибающих s - и p -типа (отличающихся значением орбитального момента на единицу) с противоположной ориентацией спина. Именно такое s - p -смешивание и определяет вероятность переворота спина при взаимодействии с фононами.

В представленной работе теоретически исследуется спиновая релаксация электронов проводимости, индуцированная взаимодействием с фононами, как в уединенных кремниевых нанокристаллах, так и в процессе электронной миграции между кристаллитами в ансамбле. Нами рассчитываются вероятности однофононных процессов релаксации спинового возбуждения внутри нанокристалла кремния, помещенного во внешнее магнитное поле, в зависимости от величины и ориентации магнитного поля, а также от температуры. Полученные времена релаксации оказываются заметно (на 1-2 порядка) меньше, чем в квантовых точках на основе прямозонных полупроводников [4], что является следствием малой величины спинового смешивания в кремнии. Кроме того, взаимодействие с фононами приводит к электронному переносу между кристаллитами, который может сопровождаться переворотом спина (аналог процессов Эллиотта-Яфета для объемного кремния [5]). Как и в [6], основной вклад в туннелирование электронов между нанокристаллами вносят двух- и трехфононные процессы. Принимая во внимание спин-орбитальное взаимодействие, мы получили, что времена жизни спиновых возбуждений в массивах нанокристаллов кремния с экспериментально наблюдаемыми параметрами распределения по размерам возрастают на 4-6 порядков по сравнению с объемным кремнием.

Литература

1. R. Jansen et al. Silicon spintronics with ferromagnetic tunnel devices. // *Semicond. Sci. Technol.*, 27, 2012, P. 083001.
2. M.W. Wu, J.H. Jiang, M.Q. Weng. Spin dynamics in semiconductors. // *Physics Reports*, 493, 2010, P. 61-236.
3. А.А. Конаков, Н.В. Курова, В.А. Бурдов. Влияние спин-орбитального взаимодействия на структуру основного состояния электронов в кремниевых нанокристаллах. // *ФТП*, 47, 2013, стр. 1521-1525.
4. R. Hanson et al. Zeeman energy and spin relaxation in a one-electron quantum dot. // *Phys. Rev. Lett.*, 91, 2003, P. 196802.
5. J.L. Cheng, M.W. Wu, J. Fabian. Theory of the spin relaxation of conduction electrons in silicon. // *Phys. Rev. Lett.*, 104, 2010, P. 016601.
6. В.А. Беляков, А.А. Конаков, В.А. Бурдов. Миграция возбужденных носителей в ансамблях нанокристаллов кремния, легированных фосфором. // *ФТП*, 44, 2010, стр. 1466-1469.

**ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНЫХ ОСОБЕННОСТЕЙ КРЕМНИЙ- И
БОРОРГАНИЧЕСКИХ СОЕДИНЕНИЙ НА ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ
СВОЙСТВА ПРЕКУРСОРОВ ДЛЯ СИНТЕЗА ПЛЕНОК SiC_xN_y И SiB_xCyNz**

*Л.Д. Никулина¹⁾, С.В. Сысов¹⁾, И.П. Цырендоржиева²⁾, Б.А. Гостевский²⁾,
В.И. Рахлин²⁾, М.Л. Косинова¹⁾, Ф.А. Кузнецов¹⁾*

¹⁾ Учреждение Российской Академии Наук Институт неорганической химии
им. А.В. Николаева СО РАН, Новосибирск

²⁾ Учреждение Российской Академии Иркутский институт химии СО РАН, Иркутск

Одной из задач современного материаловедения является разработка научных основ создания методик синтеза новых функциональных материалов, в том числе методом CVD. Целью данной работы является синтез и исследование физико-химических свойств кремний- и борорганических соединений для определения возможности их использования в качестве предшественников при получении пленок на основе фаз системы Si-B-C-N. В работе рассмотрены особенности строения следующих кремнийорганических соединений: Me₃SiPh, аминосиланов общей формулы R_xSi(NR¹R²)_{4-x}, x = 1-3, где R = Me, H; R¹=Et, Ph, Ал, Bz; R²=Et; N-органил-N,N-бис(триметилсилил)аминов R_xN(SiR¹R²)_{3-x}, где R= Me, Et, Ph, PhCH₂ Et₃Ge, Et₃Sn и FB[N(SiMe₃)₂]₂.

Проведена характеристика синтезированных веществ физико-химическими методами: элементным анализом на C, H, N, Si, B, F; ИК-, УФ-спектроскопией, ЯМР-спектроскопией на ¹H, ¹³C, ²⁹Si. Подтверждена их индивидуальность и определена чувствительность веществ к УФ излучению, которая находится в области 200÷320 нм. На основании данных КТА и тензиметрии установлены ряды летучести и термической устойчивости в зависимости от типа заместителя при атомах кремния и азота. В ряду аминосиланов наблюдается снижение летучести в зависимости от радикала: Me₃SiNHAl, Me₃SiNEt₂, MeSiH(NEt₂)₂, Me₂Si(NEt₂)₂, Me₃SiNHPh, HSi(NEt₂)₃, Si(NEt₂)₄. Введение фенильного радикала в молекулу кремнийорганического соединения снижает летучесть вещества в ряду: (Me₃Si)₂NH, Me₃SiPh, Me₃SiNHPh, Me₃SiNHBz, (Me₃Si)₂NPh. Температурные зависимости давления насыщенного пара измерены статическим методом, на их основе вычислены стандартные термодинамические параметры процессов парообразования (таблица). Показано, что изученные вещества обладают достаточной летучестью и термической устойчивостью, достаточными для их использования в качестве предшественников при получении пленок на основе фаз системы Si-B-C-N методом химического осаждения из газовой фазы.

Вещество	$\ln p(\text{атм.}) = A - B/T$		$\Delta H_{\text{исп}}$	$\Delta S^{\circ}_{\text{исп}}$	T, °C
	B	кДж/моль	кДж/моль	Дж/мольК	
Me ₃ SiNEt ₂	11,23	4462	37,1±0,2	93,4±0,4	23 - 99
Me ₂ Si(NEt ₂) ₂	10,22	4788	39,8±0,4	85,0±0,7	17 - 137
Me ₃ SiNHAl	10,93	4221	35,1±0,2	90,8±0,4	23 - 90
Me ₃ SiNHPh	11,58	5528	46±1	96±2	39 - 179
HSi(NEt ₂) ₃	11,47	5843	48,6±0,3	95,4±0,5	44 - 233
MeSi(NEt ₂) ₃	10,50	5112	42±1	87±2	43 - 156
MeHSi(NEt ₂) ₂	10,90	4975	41,3±0,2	90,7±0,5	40 - 184
Si(NEt ₂) ₄	10,26	5427	45,1±0,4	85,3±1	67 - 217
BrN(Me ₃ Si) ₂	11,49	5137	42,7±0,4	95,5±1	38 - 136
N(SiMe ₃) ₃	11,44	5474	45,5±0,2	95,1±0,4	20 - 178
EtN(SiMe ₃) ₂	11,19	4828	40,1±0,3	93,0±0,6	20 - 144

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Президиума РАН (программа 24 проект № 68).

ПОЛУЧЕНИЕ СЛОЕВ Fe-Si-C-N С ПОМОЩЬЮ ТЕРМИЧЕСКОГО РАЗЛОЖЕНИЯ ПАРОВ КРЕМНИЙОРГАНИЧЕСКИХ СОЕДИНЕНИЙ И ФЕРРОЦЕНА

Р.В. Пушкарев, Н.И. Файнер, Ю.М. Румянцев, Е.А. Максимовский

Институт неорганической химии СО РАН, просп. Акад. Лаврентьева, 3, Новосибирск, 630090

В последнее время начаты исследования керамических материалов состава Fe-Si-C-N. Интерес к этим материалам обусловлен большим количеством возможных применений, таких как создание устройств спинтроники, суперпарамагнитных материалов, микроэлектромеханических систем, а также термостойких материалов. В литературе отсутствуют упоминания о целенаправленном синтезе тонких пленок состава Fe-Si-C-N.

В связи с повышенным интересом к материалам подобного типа нами разработан процесс синтеза слоев Fe-Si-C-N на подложках из Si(100), кварца, сапфира и структур (SiO₂)/Si(100). В качестве метода синтеза использовалось химическое осаждение из газовой фазы при пониженном давлении с термической активацией процесса. Газовая смесь исходных веществ: трис(диэтиламино)силана или гексаметилдисилазана, ферроцена и газа-носителя - гелия подвергалась термическому разложению в диапазоне температур 1073-1273 К. Полученные слои исследовались с помощью комплекса современных методов: ИК- и КР-спектроскопии, энергодисперсионной спектроскопии (ЭДС), растровой электронной микроскопии, рентгенодифракционного анализа с использованием синхротронного излучения и спектроскопией электронного парамагнитного резонанса

В случае слоев Fe-Si-C-N ИК спектры содержат широкий пик в области 440-1170 см⁻¹, который представляет собой суперпозицию колебаний связей в различных химических формах железа при 480 см⁻¹, валентных колебаний связей Si-C или Fe-C при 800 см⁻¹, симметричных валентных колебаний связи Si-N при 950 см⁻¹. Водородсодержащие связи в ИК спектрах отсутствуют. Изучение поверхности полученных пленок с помощью сканирующей электронной микроскопии показало, что слои, полученные термическим разложением ферроцена или смеси трис(диэтиламино)силана и ферроцена имеют сложный фазовый состав, что подтверждено дифракционным анализом с использованием синхротронного излучения.

Определены зависимости скорости роста пленок сложного состава, его химического состава от температуры синтеза. Наблюдается уменьшение содержания кремния и азота и увеличение железа и углерода в слоях Fe-Si-C-N с ростом температуры синтеза. С ростом температуры синтеза изменяется фазовый состав нанокристаллов, внедренных в аморфную матрицу пленок: от состава, близкого к α-Si₃N₄ (содержание железа в этом случае < 3 %, поэтому РФА-СИ не позволяет определить железосодержащие фазы) при 1123 К до фазового состава, включающего α-Si₃N₄, α-C₃N₄, α-Si₂CN₄, Fe₃Si, Fe₃C, Fe₃N и графита. Нанокристаллы имели размеры, оцененные по формуле Селякова, от 7 до 30 нм.

Методом ЭПР определен g-фактор пленок, полученных из смеси гексаметилдисилазана и ферроцена, равный 2,056.

ПЛЕНКИ ГИДРОГЕНИЗИРОВАННОГО ОКСИКАРБОНИТРИДА КРЕМНИЯ – ПЕРСПЕКТИВНЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ОПТО – И НАНОЭЛЕКТРОНИКИ

Н.И. Файнер, А.Г. Плеханов, Ю.М. Румянцев,

Е.А. Максимовский, В.Р. Шаяпов, И.В. Юшина, М.Л. Косинова

Институт неорганической химии СО РАН, просп. Акад. Лаврентьева, 3, Новосибирск, 630090

Тонкие просветляющие покрытия в солнечных фотоэлементах способствуют увеличению количества поглощенного солнечного света и уменьшают поверхностные дефекты, которые могут снизить производительность солнечных батарей.

Основным методом получения антиотражательных покрытий является метод химического осаждения из газовой фазы. Различные его варианты сильно влияют на свойства формируемого покрытия. Критичным фактором является температура процесса. Она не должна быть выше 673 К. Помимо известных слоев $\text{SiN}_x\text{:H}$, $\text{SiO}_x\text{N}_y\text{:H}$ и $\text{SiC}_x\text{:H}$ в качестве антиотражающих и пассивирующих покрытий могут быть использованы и другие, например, гидрогенизированные оксикарбонитриды кремния $\text{SiC}_x\text{N}_y\text{O}_z\text{:H}$.

С помощью метода химического осаждения из газовой фазы с плазменной и термической активацией в области температур 373-973 К. и использованием кремнийорганического соединения – 1,1,1,3,3,3 гексаметилдисилазана в смесях с кислородом и азотом получены пленки $\text{SiC}_x\text{N}_y\text{O}_z\text{:H}$, обладающие разным химическим составом, прекрасными оптическими свойствами: вариацией показателя преломления пленок от 1,50 до 1,95, высокой прозрачностью ($k \sim 99.7\%$) в УФ, видимой и ИК областях спектра, оптической шириной запрещенной зоны от 4,60 до 5.2 эВ. В случае использования смеси ГМДС+ O_2 + 3N_2 , значения показателя преломления пленок варьируются от 1,43 до 1,88, показателя пропускания в УФ и видимой ($k \sim 90-92\%$), ближней ИК ($k \sim 95\%$) областях спектра.

Используя высокоточные методы исследования, впервые получена исчерпывающая информация о фазовом составе пленок оксикарбонитрида кремния, экспериментально изученном с помощью РФА-СИ на станции «Прецизионная дифрактометрия и аномальное рассеяние» Сибирского центра терагерцевого и синхротронного излучения (Г.И. Будкер ИЯФ СО РАН) и разработанным анализом дифракционных спектров. Пленки являются нанокompозитными, нанокристаллы с размером ~ 90 нм принадлежат фазам $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$, $\alpha\text{-Si}_2\text{CN}_4$ и $\alpha\text{-C}_3\text{N}_4$ и графита.

Итак, подбирая определенным образом исходный состав газовых смесей, можно широко варьировать интервал значений показателя преломления пленок оксикарбонитрида кремния, что важно для их технологического применения в оптоэлектронике и солнечной энергетике.

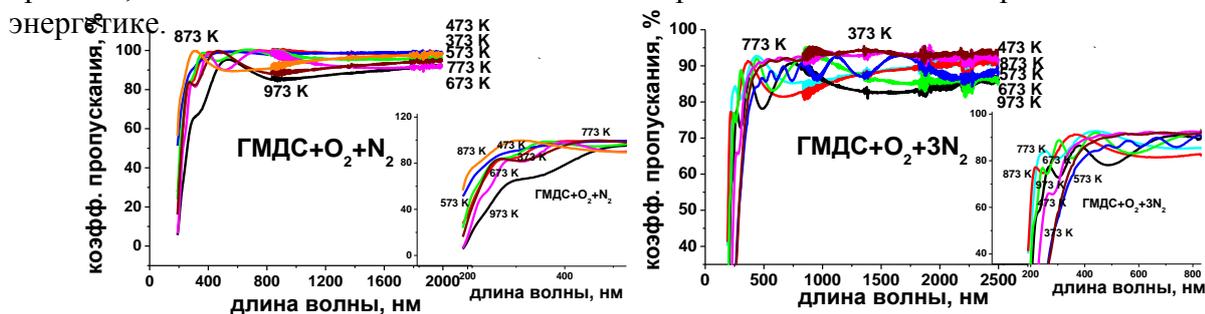


Рис.1. Зависимость коэффициента оптического пропускания пленок, выращенных из газовых смесей ГМДС+ O_2 + N_2 – а) и ГМДС+ O_2 + 3N_2 – б) от температуры синтеза. Показаны увеличенные края полос фундаментального поглощения соответствующих кривых оптического пропускания

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ (проект № 13-03-01167).

ОПТИЧЕСКИЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПЛЕНОК SiC_xN_y , ОСАЖДЕННЫХ ИЗ ТРИМЕТИЛФЕНИЛСИЛАНА

Е.Н. Ермакова, Ю.М. Румянцев, М.Л. Косинова

ФГБУН Институт неорганической химии им. А.В. Николаева СО РАН, г. Новосибирск

Карбонитрид кремния – материал, сочетающий в себе широкий спектр уникальных свойств, позволяющих применять его в различных областях техники. Известно, что пленки SiC_xN_y обладают такими функциональными характеристиками, как высокая твердость, по некоторым данным, сравнимая с твердостью кубического нитрида бора, и химическая устойчивость к окислению при высоких температурах. Кроме того, они являются прозрачными в инфракрасной и видимой областях спектра и обладают шириной оптической запрещенной зоны, варьирующейся от 2,8 до 5 эВ в зависимости от состава осаждаемой пленки. Плазмохимическое осаждение из газовой фазы (PECVD) с использованием различных кремнийорганических предшественников является наиболее привлекательным методом синтеза слоев SiC_xN_y различного состава. Использование различных дополнительных газов дает возможность значительно варьировать состав и структуру пленок, а значит, их функциональные характеристики.

В данной работе триметилфенилсилан PhSiMe_3 был использован как предшественник для процессов CVD. Исследованы его термическая стабильность, давление насыщенного пара и проведено термодинамическое моделирование процессов осаждения фаз системы Si-C-N при условии термодинамического равновесия. Синтез пленок SiC_xN_y осуществляли методом PECVD при пониженном давлении при использовании различных плазмообразующих газов (гелий, аммиак). Температуру осаждения варьировали в широком диапазоне (100-700 °С). Химическая структура и состав полученных пленок были охарактеризованы с использованием комплекса физико-химических методов (ИК-, КР-, энергодисперсионная спектроскопия, эллипсометрия). Изучены некоторые функциональные свойства, такие как коэффициент пропускания, оптическая ширина запрещенной зоны и механическая твердость.

Элементный анализ показал возможность получения различных пленок: от SiC_xH_z до SiN_yH_z , путем изменения состава реакционной смеси и температуры осаждения. Элементный состав пленок SiC_xH_z , осаждаемых из смеси $\text{PhSiMe}_3+\text{He}$, при изменении температуры синтеза меняется незначительно. Введение аммиака в смесь позволяет получать пленки $\text{SiC}_x\text{N}_y\text{H}_z$ с различным содержанием углерода, вплоть до соединения SiN_yH_z . Пленки, осажденные при температурах 100-400 °С, содержат водород в составе групп CH_x , NH_x , C_6H_5 по данным ИК-спектроскопии. Пленки, синтезированные при высоких температурах, содержат фазу элементарного углерода, количество которого зависит от условий синтеза.

Функциональные свойства пленок были изучены методами спектрофотометрии на пропускание и наноиндентирования. Показано, что функциональные свойства зависят от элементного состава пленок и типа присутствующих в них связей. Введение азота в состав пленок позволяет существенно увеличить коэффициент пропускания в видимой области света. Впервые пленки с одновременно улучшенными механическими и оптическими характеристиками были получены для системы Si-C-N при использовании высоких температур осаждения.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект № 14-03-31057).

ОПТИЧЕСКИЕ ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ ФАЗ СИСТЕМЫ Si-N-C-N

М.Л.Косинова¹⁾, Е.Н. Ермакова¹⁾, О.И.Семенова²⁾

¹⁾Институт неорганической химии им. А.В. Николаева СО РАН, г. Новосибирск

²⁾Институт физики полупроводников им. А.В.Ржанова СО РАН, г. Новосибирск

Слои нитрида кремния широко используются в микроэлектронике при изготовлении интегральных схем, охлаждаемых и неохлаждаемых фотоприёмных устройств ИК - диапазона, антиотражающих покрытий для солнечных элементов.

В работе рассматриваются тонкие пленки на основе фаз многокомпонентной системы Si-N-C-N. Плёнки нитрида кремния $\text{SiN}_x\text{:H}$ осаждали по реакции аммонолиза моносилана в реакторе планарного типа при пониженном давлении (0.15 - 0,8 Торр) в интервале температур от 140 до 200⁰С в плазме ВЧ-разряда (13.56 МГц). Пленки карбонитрида кремния $\text{SiC}_x\text{Ny:H}$ были синтезированы методом плазмохимического осаждения из газовой фазы. Для синтеза был использован кварцевый реактор туннельного типа с индуктивным способом возбуждения плазмы (генератор УВЧ-66 с частотой 40,68 МГц). Удельная мощность ВЧ-разряда составляла 0,17 Вт/см³. Осаждение пленок проводили при температуре подложки 150-200⁰С, давление в реакторе составляло 5×10^{-2} Торр. Смесь кремнийорганического соединения (триметилсилана или триметилфенилсилана) и аммиака использовали в качестве предшественников.

Методом ИК - спектроскопии проанализированы серии образцов гидrogenизированного нитрида и карбонитрида кремния в зависимости от условий синтеза. ИК-спектры пропускания изучены для пленок $\text{SiN}_x\text{:H}$, синтезированных при 160⁰С и разных плотностях мощности плазмы. Установлено, что с ростом мощности наблюдается смещение полосы поглощения, относящейся к связи Si – N, от 870 до 850 см⁻¹ и рост оптической плотности, что может свидетельствовать о росте числа Si – N связей в единице объема пленки. Одновременно с этим происходит уменьшение поглощения на связях N – H (3340 см⁻¹) и NH₂ (1550 см⁻¹) и рост концентрации Si – N связей в слоях нитрида кремния. Объяснение построено на рассмотрении структуры аморфной пленки на базе тетраэдров, в которых меняется электро отрицательность заместителей и длина связи Si – N, что приводит к изменению частоты колебаний в ИК области спектра.

Методом ИК-спектроскопии также была изучена серия образцов SiC_xNyH_z , в которых элементный состав меняется в широком диапазоне. Элементный состав пленок был оценен с привлечением метода энергодисперсионного анализа. Прямой анализ изменения положения линии, относящейся к колебаниям Si-N, затруднен вследствие присутствия в области 750-950 см⁻¹ нескольких перекрывающихся пиков (Si-C, Si-N, Si-CN₂-Si, Si-O). Для определения позиции линии Si-N было проведено математическое разложение линии при 750-950 см⁻¹ на гауссовы компоненты. Показано, что увеличение содержания азота в пленках приводит к увеличению относительной интенсивности компоненты Si-N и смещению максимума в область больших значений волнового числа. Изучены оптические характеристики синтезированных слоев, показано, что величина показателя преломления и прозрачность пленок зависят от химического состава пленок.

Работа выполнена при частичной поддержке гранта РФФИ № 14-03-91154 ГФЕН_a.

ДИАГНОСТИКА ПРИМЕСНОГО СОСТАВА ВЫСОКОЧИСТОГО МОНОСИЛАНА ПО РЕЗУЛЬТАТАМ АНАЛИЗА КОНТРОЛЬНОГО МОНОКРИСТАЛЛА КРЕМНИЯ.

Т.В. Котерева, В.А. Гавва, А.В. Гусев

Институт Химии Высокочистых веществ им. Г.Г.Девярых РАН, Нижний Новгород

Силановая технология широко применяется для получения полупроводникового кремния высокой степени чистоты [1]. Для решения актуальной в последние годы задачи получения изотопно и химически чистых кристаллов кремния, необходимо было обеспечить контроль качества исходного продукта - моносилана.

Характеристики полупроводникового кремния определяются в основном примесным составом высокочистого моносилана. Наиболее важными примесями являются углерод и элементы III и V групп Периодической системы. Для определения содержания примесей в моносилане применяется газовая хроматография, однако пределы обнаружения этого метода недостаточны для анализа высокочистого моносилана [2]. Примесный состав моносилана характеризуется примесным составом осажденного из него поликристалла кремния, определение примесей в котором затруднено из-за большого количества межзеренных границ и отсутствия надежных и чувствительных методов анализа. Поэтому более информативной является оценка качества моносилана по результатам анализа контрольного монокристалла кремния. Получение контрольных образцов малой массы из отобранной пробы моносилана, позволяют экономично расходовать сырье и при повышенном содержании примесей применить дополнительные стадии очистки силана, что особенно важно при получении дорогостоящего изотопно-обогащенного кремния.

В работе предложена методика, которая включает следующие этапы:

- получение образца поликристаллического кремния по реакции гетерогенного разложения моносилана природного изотопного состава и обогащенного изотопом ^{28}Si (99,99%);
- выращивание контрольного монокристалла одним проходом расплавленной зоны;
- анализ контрольного монокристалла методом ИК-спектроскопии.

На стадиях получения поликристаллического кремния и выращивания контрольного монокристалла методом бестигельной зонной плавки особое внимание уделялось минимизации возможности поступления примесей из материала аппаратуры в кремний при проведении этих процессов.

Из разных частей по длине монокристаллического слитка высокочистого кремния вырезали образцы в виде плоскопараллельных пластин. ИК- спектроскопическое определение углерода и электроактивных примесей проводилось при комнатной и гелиевой температурах.

Концентрацию примесей в поликристалле вычисляли, используя результаты определения их содержания в контрольных образцах монокристаллов, данные о значении коэффициентов распределения примесей в системе жидкость-твердое тело, координате образца по длине слитка и уравнение Пфанна [3]. Предложенная методика позволяет оценить содержание примесей III и V групп и углерода в высокочистом моносилане на уровне $10^{-9} - 10^{-6} \%$.

Литература

1. Э.С.Фалькевич и др. Технология полупроводникового кремния. М. Металлургия, 1992, 408с.
2. Крылов В.А., Созин А.Ю., и др. Хромато-масс-спектрометрическое определение примесей в изотопно-обогащённом силане высокой чистоты // Масс-спектрометрия. 2008. Т.5. №4. С. 1-8.
3. В. Пфанн. Зонная плавка. Пер. с англ. под ред. В.Н. Вигдоровича. Изд. «Мир» М. 1970, 336с.

ЗАВИСИМОСТИ ПАРАМЕТРОВ КВАНТОВЫХ ТОЧЕК Ge НА Si ОТ СООТНОШЕНИЯ СТОРОН ИХ ОСНОВАНИЙ

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

¹⁾Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

Молекулярно-лучевая эпитаксия является наиболее перспективным методом создания гетероструктур Si/Ge с квантовыми точками. Существует два вида квантовых точек на поверхности Si(001): так называемые hut и dome кластеры. Управлять их морфологией можно только изменяя условия синтеза: температуру подложки, скорость осаждения, количество нанесенного материала.

Исследования массивов плотноупакованных нанокластеров Ge на поверхности Si(001) показали [1, 2], что состав ансамбля hut-кластеров не является однородным – существует несколько видов hut-кластеров, отличающихся геометрической формой и поведением в процессе образования массива. Массивы островков состоят из набора морфологически различных hut-кластеров, важнейшими из которых являются пирамидальные (hut-) и клиновидные (wedge-) кластеры, представляющие собой пирамиды с квадратным и прямоугольным основанием, соответственно. Оба типа кластеров имеют одинаковое отношение ширины основания к высоте, близкое к десяти. Ширина основания клиновидного кластера обычно меньше, чем сторона основания пирамиды. Так как эти два вида кластеров имеют разное атомное строение, структурные переходы между ними невозможны. Было обнаружено также, что клиновидные кластеры доминируют в массивах, образующихся при низких температурах, а их доля растет вместе с ростом толщины осажденного германия [1, 2]. Однако роль наличия различных видов островков в кинетике формирования массива квантовых точек до сих пор изучена слабо.

В работе описана математическая модель расчета зависимостей параметров самоорганизующихся квантовых точек германия на кремнии от условий роста в методе молекулярно-лучевой эпитаксии. Проведен расчет энергий образования пирамидальных и клиновидных островков в системе Ge/Si(001) с учетом вкладов поверхностной энергии, релаксации упругих напряжений и уменьшения энергии притяжения атомов к подложке. С использованием известной модели расчета параметров квантовых точек германия на кремнии [3, 4], основанной на обобщении классической теории зародышеобразования, показано, что клиновидные островки образуются позднее, чем пирамидальные, но с течением времени должны начать доминировать в массиве квантовых точек. Проведены вычислительные эксперименты по определению поверхностной плотности и функции распределения по размерам клиновидных квантовых точек с различным отношением длины основания к его ширине. Обнаружено наличие выделенной геометрии квантовых точек, для которой поверхностная плотность и средний размер островков достигают экстремальных значений. Сделанные выводы согласуются с экспериментальными наблюдениями.

Литература

1. J. Aqua, I. Berbezier, L. Favre Growth and self-organization of SiGe nanostructures. // *Physics Reports*, 522, 2013, p. 59-189.
2. Л. В. Арапкина, В. А. Юрьев Классификация hut-кластеров Ge в массивах, формируемых на поверхности Si(001) методом молекулярно-лучевой эпитаксии при низких температурах. // *Успехи физических наук*, 180, 2010, стр. 289-302.
3. В. Г. Дубровский Расчет функции распределения квантовых точек по размерам на кинетической стадии роста // *ФТП*, 40, 2006, стр. 1153-1160.
4. К. А. Lozovoy, A. V. Voitsekhovskiy, A. P. Kokhanenko Comparative analysis of pyramidal and wedge-like quantum dots formation kinetics in Ge/Si(001) system // *Surface Science*, 619, 2014, p. 1-4.

ХАРАКТЕРИЗАЦИЯ СИНХРОТРОННЫМ МЕТОДОМ XANES СВЕТОИЗЛУЧАЮЩИХ МНОГОСЛОЙНЫХ НАНОПЕРИОДИЧЕСКИХ СТРУКТУР, СОДЕРЖАЩИХ НАНОКРИСТАЛЛЫ Si

*Д.А. Коюда¹⁾, С.Ю. Турицев¹⁾, В.А. Терехов¹⁾, Д.Е. Спирин¹⁾, Е.В. Парина¹⁾,
Д.Н. Нестеров¹⁾, Д.А. Грачев²⁾, И.А. Карбанова²⁾, А.В. Ершов²⁾, А.И. Машин²⁾,
Э.П. Домашевская¹⁾*

¹⁾ Воронежский государственный университет, Воронеж

²⁾ Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород

В работе представлены результаты диагностики синхротронным методом спектроскопии ближней тонкой структуры края рентгеновского поглощения (XANES - X-ray absorption near edge structure) трёх серий многослойных нанопериодических структур (МНС) с различным типом промежуточных диэлектрических слоев: $\text{SiO}_x/\text{SiO}_2$, $\text{SiO}_x/\text{Al}_2\text{O}_3$, $\text{SiO}_x/\text{ZrO}_2$. При высокотемпературном отжиге высока вероятность образования массивов нанокристаллов и/или кластеров кремния в силу термического распада слоя SiO_x . Поэтому формирование данных структур перспективно с целью создания оптоэлектронных устройств в рамках кремниевых технологий. Актуальными вопросами являются определение наиболее оптимальных режимов технологии, типов нанослоев составляющих МНС с точки зрения формирования нанокристаллов кремния (nc-Si) ограниченного размера.

В данной работе толщина каждого нанослоя МНС варьировалась в пределах от 2 до 8 нм, их общее количество для каждой серии МНС – от 43 до 56. С целью получения ограниченных по размеру наночастиц кремния все структуры были отожжены при T до 1100 °С.

Использование методов, чувствительных как к поверхности, так и к локальному окружению атомов заданного сорта актуально для диагностики подобного рода объектов. Одним из таких методов является синхротронный метод XANES. Экспериментальные спектры были зарегистрированы в центре синхротронного излучения SRC (USA).

Использование метода XANES позволило провести исследование на различных глубинах информативного слоя для всех серий МНС и установить следующее. По данным Si $L_{2,3}$ спектров XANES (глубина анализа ~ 5 нм) при отжиге в 1100 °С для всех структур наблюдается формирование нанокластеров Si. Анализ же тонкой структуры Si K спектров XANES исследуемых МНС при глубине информативного слоя ~70 нм (рис.1b) и их сопоставление со спектрами эталонных образцов (рис.1a) позволили заключить, что во всех структурах при температуре отжига в 1100 °С происходит появление особенности при энергиях фотонов ~ 1852 эВ, что свидетельствует о формировании нанокристаллов кремния. Температурная обработка МНС приводит и к проявлению интенсивной размерно-зависимой фотолуминесценции в области энергии излучения ~ 1.4 – 1.52 эВ. Сопоставление Si K спектров XANES всех отожжённых структур (рис.1b) показало также, что наибольшая эффективность формирования nc-Si наблюдалась в структурах $\text{SiO}_x/\text{Al}_2\text{O}_3$. Это может объясняться возможным химическим взаимодействием на границах между нанослоями двух других типов МНС при температурном отжиге, что приводит к уменьшению средних размеров nc-Si.

Работа выполнена при поддержке Минобрнауки России в рамках государственного задания ВУЗам в сфере научной деятельности на 2014-2016 годы, проекты № 1606 и 757. Работа частично поддержана грантом РФФИ проект 14-02-00119а.

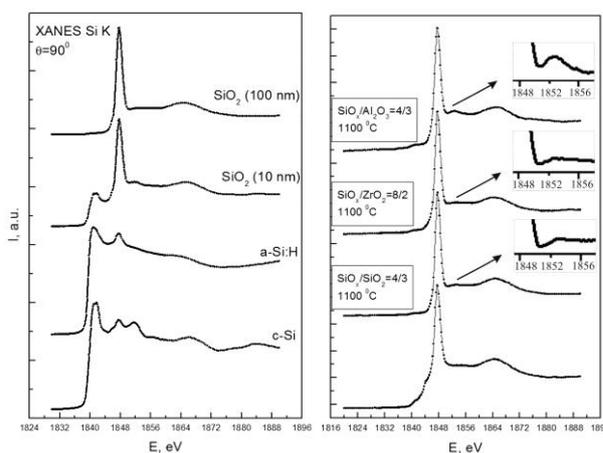


Рис. 1. Si K спектры XANES: а) эталонных образцов c-Si, a-Si:H, термических пленок SiO_2 ; б) МНС $\text{SiO}_x/\text{SiO}_2$, $\text{SiO}_x/\text{Al}_2\text{O}_3$ и $\text{SiO}_x/\text{ZrO}_2$ с заданным соотношением толщин слоев для исходных образцов (спектры идентичны для всех типов МНС) и отожжённых при 1100 °С.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ИМПУЛЬСНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ ВЫСОКОИНТЕНСИВНОГО ПОТОКА ЭНЕРГИИ ДЛЯ ДРОБЛЕНИЯ КРИСТАЛЛИЧЕСКОГО КРЕМНИЯ

Т.В. Критская¹⁾, Т.Н. Литвиненко¹⁾, Л.Я. Шварцман²⁾

¹⁾ Запорожская государственная инженерная академия, г. Запорожье, Украина

²⁾ Activ Solar GmbH, Vienna, Austria

Организация стерильного производственного процесса дробления кристаллического кремния, предназначенного для последующего использования в технологиях выращивания монокристаллов и мульткристаллических слитков стоит среди первоочередных задач крупномасштабного промышленного производства. В настоящее время товарной продукцией предприятия по производству поликристаллического кремния является кусковой материал (размер кусков 20...100 мм), подвергнутый химической очистке (для удаления поверхностных загрязнений) и герметично упакованный в паки массой 5 кг. Процессы дробления, отсева, химической обработки и упаковки автоматизированы и используются на большинстве современных промышленных предприятий. В то же время дробление кремния на прессах, использование механизированных операций разделения по фракционному составу приводят к загрязнению примесями и безвозвратным потерям кремния в виде пыли и мелких фракций. Процессы химической обработки и отмывки кускового кремния требуют использования больших количеств высокочистых кислот, воды, а утилизация жидких продуктов реакций высокочистотна и ведёт к серьёзному ухудшению экологической обстановки. К недостаткам данной технологии относится также необходимость корректировки режимов травления применительно к качеству кристаллического кремния (обороты монокристаллов, поликристаллический кремний с различным размером кристаллитов), концентрации кислот, степени их чистоты и др. Особые сложности возникают при травлении поликристаллического кремния с аморфными включениями и пористой структурой в его объёме. Отмывка водой такого материала не всегда эффективна, сушка затруднена, по мере хранения продукты травления могут выступить на поверхности протравленного кремния, в результате требуется повторное травление и возрастают потери.

Перспективным методом решения существующих проблем может стать использование электрогидравлического эффекта – воздействие специально сформированным высокоэнергетическим импульсом на объём жидкости, создание в нём сверхвысоких гидравлических давлений и совершение полезной механической работы.

Разработана опытная установка электроимпульсного воздействия (создания взрывного гидроудара), использующая систему высоковольтных ёмкостных накопителей энергии, и произведено дробление образцов кремния. Энергия одиночного импульса составляет 500 Дж, частота генерации импульсов 0,5 Гц, амплитуда напряжения импульсов изменяется от 40 до 80 кВ. В результате использования метода электрогидравлического дробления и разработанной



Рис. 1. Образец кремния до и после электрогидравлического дробления.

установки можно реализовать беспылевое разрушение кремния, обеспечить требуемый размер кусков, существенно сократить потери кремния в виде мелких (менее 2 мм) фракций, объёмы использования кислот, затраты на процедуру химической обработки и улучшить

экологию.

Показано, что необходимая для дробления кремния ударная волна может создаваться мощным электрическим разрядом в дистиллированной воде. Определён уровень загрязнения кремния до и после процесса электрогидравлического дробления.

УГЛЕРОДНЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ В ПРОЦЕССЕ ВЫРАЩИВАНИЯ МОНОКРИСТАЛЛОВ КРЕМНИЯ ПО МЕТОДУ ЧОХРАЛЬСКОГО

Т.В. Критская, А.В. Карпенко

Запорожская государственная инженерная академия, г. Запорожье, Украина

Теплоизоляционный материал для использования в тепловых узлах установок выращивания монокристаллов кремния должен иметь высокую поверхностную плотность, обладать малыми теплопроводностью и содержанием примесей, негативно влияющих на свойства монокристаллов. Были исследованы углеродный войлок, пенококс и несколько видов теплоизоляционных материалов на основе углерод - углеродных композитов (УУКМ) с плотностью 0,14...0,22 г/см³ и пористостью ~ 80...90 %. Величина теплопроводности перечисленных материалов оценивалась по результатам испытаний теплоизоляции (диаметр 200; высота 600 мм; толщина теплоизоляционного слоя 120 мм; предельная рабочая температура 2200 °С) полупромышленной печи. Полученные величины теплопроводности приведены в таблице. Наиболее предпочтительным является низкоплотный (НП) УУКМ, полученный с использованием метода высадки из водной суспензии со специальным подбором концентрации углеродных волокон, фенол-формальдегидной смолы и материалов – порообразователей.

Таблица - Коэффициент теплопроводности материалов по результатам испытаний теплоизоляции полупромышленной печи

Наименование материала	Средний коэффициент теплопроводности, Вт/(м·К), при различных температурах, °С						
	600	800	1000	1300	1500	1600	1800
Графитовая крупка	0,776	0,864	1,325	1,629	1,962	2,160	2,475
Войлок ВПП-66-200	0,654	0,780	1,050	1,270	1,500	1,630	1,900
Пенококс ВК-20	0,643	0,656	1,060	1,330	4,050	4,460	5,260
УУКМ, фирма ИКМ	0,083	0,106	0,123	0,178	0,253	0,270	0,317
Войлок графитированный	-	0,140	0,210	0,320	-	-	-
УКМН 14	0,060	0,090	0,140	0,180	0,230	0,360	0,440
НП УУКМ (ρ=0,17 г/см³)	0,18	0,183	0,186	0,223	0,283	0,311	0,400

Как нами было установлено, благодаря своим уникальным свойствам (термостойкость, низкая теплоёмкость, высокая химическая стойкость, легкая механическая обрабатываемость, высокая пропитываемость кремнием в случае пролива расплава) использование НП УУКМ в экранировании нагревательных элементов установок выращивания позволило увеличить ресурс работы теплоизоляции при температурах 1000...2500 °С на ~70 %, снизить энергопотребление на ~30% и повысить ремонтпригодность оснастки. Также сократилось время нагрева и охлаждения теплового узла и, вследствие его большей компактности, увеличилось рабочее пространство камеры установки. Варьируя конструкцию нескольких элементов теплового узла, можно получать практически идентичные условия выращивания монокристаллов различных диаметров и массы.

Определены примесный состав нескольких видов УУКМ и их пригодность для изготовления различных деталей теплового узла. В монокристаллах кремния, выращенных с использованием тепловых систем, укомплектованных деталями из графита и различных УУКМ, была определена концентрация углерода. Показана возможность её регулирования за счёт уплотнения поверхности деталей из УУКМ пироуглеродом, пропиткой кремнием или наклейкой углеродной фольги из терморасширенного графита.

ТЕПЛОВОЛЬТАИЧЕСКИЕ ПРЕОБРАЗОВАТЕЛИ ЭНЕРГИИ НА ОСНОВЕ КРЕМНИЕВЫХ P-N СТРУКТУР, А ТАКЖЕ ПЛЁНОК ТВЁРДЫХ РАСТВОРОВ Si-Ge-Ti НА КРЕМНИИ

М.Ш. Курбанов, Б.М. Абдурахманов, Х.Б. Ашууров, Ш.К. Кучканов, С.Е. Максимов,
С.Ж. Ниматов

Институт ионно-плазменных и лазерных технологий АН Республики Узбекистан, Ташкент

Возможности преобразования тепловой энергии в электрическую могут быть значительно расширены созданием структур с выраженным тепловольтаическим эффектом [1]. Целью данной работы является экспериментальное исследование проявления тепловольтаического эффекта на плёночных *p-n*-структурах, полученных осаждением кремний-германиевых слоев, легированных Ti, из газовой смеси SiCl₄-GeCl₄ путём химической реакции восстановления в атмосфере H₂ на кремниевых подложках типа КДБ (с *p*-проводимостью) с различной концентрацией бора и разной величиной проводимости.

Плёночные структуры Si-Ge были получены по методике [2] в условиях, исключающих попадание в растущую пленку неконтролируемых примесей, дающих глубокие энергетические уровни. Такие условия позволяют наиболее точным образом оценить влияние специально вводимой в процессе газофазного осаждения глубокой примеси – титана на проявление тепловольтаического эффекта. На полученных плёночных структурах проведены типичные электрофизические измерения: типа проводимости, удельного сопротивления, вольтамперных характеристик (ВАХ), спектральных, термоэлектрических и тепловольтаических характеристик. Результаты всех серий измерений показали, что газофазное осаждение приводит к образованию структур с выраженными *p-n*-переходами. Исследования тепловольтаического эффекта в осаждённых плёнках были проведены в условиях равномерного нагрева и последующего плавного охлаждения исследуемых образцов в температурном диапазоне от 300 К до 900 К при отсутствии градиента температуры. Можно утверждать, что на полученных структурах воспроизводимо проявляются следующие свойства:

1. В условиях равномерного нагрева, то есть в отсутствие градиента температуры у плёночных структур возникает темновое напряжение холостого хода, величина которого при температуре 700–800 К достигает ~10–40 мВ.

2. При температурах нагрева $T > 500$ К наблюдается эффективная генерация носителей заряда, которая с увеличением температуры до 900 К сопровождается непрерывным монотонным ростом темнового тока.

Важность данного результата обусловлена возможностью создания различных типов энергопреобразователей с использованием технологий газофазного осаждения, которые можно использовать в качестве датчиков или элементов для эффективного преобразования тепловой энергии в электрическую, в первую очередь, нефотоактивной составляющей солнечного излучения. Особый интерес представляет возможность применения данной технологии для создания преобразователей тепловой и нефотоактивной солнечной энергий на основе недорогих сортов промышленного кремния, брака и отходов производства изделий микроэлектроники.

Литература

1. Б.М.Абдурахманов, М.М.Адилов, М.Х.Ашууров, Х.Б.Ашууров, С.Е.Максимов, Б.Л.Оксенгендлер. Некоторые особенности термоэлектрического преобразования энергии в гранулированных полупроводниках //Гелиотехника (Solar Engineering). 2012, №2, С.17-23.

2. Ж.Т.Абдурахманов, И.В.Драчук, К.Л.Лютович. Газофазное осаждение эпитаксиальных слоёв твёрдых растворов Ge_xSi_{1-x}, легированных титаном. //Узбекский физич. журнал. 1997, №5-6, С.74-77.

ПРИМЕНЕНИЕ ТЕХНИЧЕСКОГО КРЕМНИЯ ДЛЯ СОЗДАНИЯ ТЕПЛОВОЛЬТАИЧЕСКИХ ПРЕОБРАЗОВАТЕЛЕЙ

Б.М. Абдурахманов, Х.Б. Аиуров, М.М. Адилов, М.Ш. Курбанов

Институт ионно-плазменных и лазерных технологий АН Республики Узбекистан, Ташкент

Тепловольтаический эффект (ТВЭ), то есть генерация носителей заряда, обусловленная поглощением субзонных фотонов, может проявляться в кремниевых материалах только в случае, если концентрация глубоких уровней в них превышает $4 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$. В результате исследований было показано, что пути создания столь высоких концентраций глубоких уровней могут быть различными от ионной имплантации соответствующих примесей в монокристаллический кремний и наведения радиационных дефектов до применения немонокристаллических видов и сортов кремния, в которых источником глубоких энергетических уровней являются структурные дефекты на межзеренных границах. Было показано, что ТВЭ проявляется тем ярче, чем мельче зерна у использованного кремния. Это обстоятельство позволило перейти к использованию вообще немонолитных кремниевых материалов и порошков из них различной степени зернистости.

В этом случае формообразование рабочего тела преобразователя, работа которого основана на ТВЭ, сводится к засыпке порошка кремния в диэлектрический жаропрочный, например, трубчатый корпус с предварительной металлизацией по краям (торцам), сжатием порошка, например, стальными цилиндрическими контактами, вводимыми с обеих сторон в трубчатый корпус с усилием 50 кг/мм^2 и их припайкой, приваркой к слоям металлизации, нанесенной на оба края и торца трубчатого корпуса.

Показано, что максимальную эффективность подобных преобразователей как изотипных, так и образованных порошками кремния р и n типов наблюдается при добавках порошка технического кремния. Кроме того, на таких образцах обнаружены аномально высокие коэффициенты Зеебека, на порядок превышающие типичные для монокристаллического кремния.

Приводится сопоставление параметров преобразователей на основе ТВЭ и концентраторных солнечных элементов.

СТРУКТУРА И ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ МЕТАЛЛОСОДЕРЖАЩИХ КРЕМНИЙ-УГЛЕРОДНЫХ НАНОКОМПОЗИТОВ

Л.В. Кутузов¹⁾, А.И. Попов²⁾, М.Ю. Пресняков^{1,2)}

¹⁾Национальный исследовательский центр «Курчатовский институт», Москва

²⁾Национальный исследовательский университет «МЭИ», Москва

Кремний-углеродные пленки (КУП) представляют интерес в качестве антикоррозионных, износостойких и диэлектрических покрытий. Наиболее близкими свойствами обладают покрытия из алмазоподобных пленок аморфного углерода (АПУ). Однако, в сравнении с ними, КУП отличаются лучшей адгезией к различным подложкам, меньшим коэффициентом трения и лучшей термической стабильностью. Кроме того, при совмещении процесса роста КУП и магнетронного распыления металла, удается получить пленки металлосодержащих наноконкомпозитов с кремний-углеродной матрицей (МНККУМ), сопротивление которых можно варьировать в широком диапазоне. Задача состояла в исследовании структуры, свойств и термостабильности МНККУМ с различным содержанием тантала.

Была разработана методика наноструктурирования МНККУМ, позволяющая получать закономерное распределение нанокристаллической фазы по толщине. Тантал находится в пленках в виде нанокристаллов карбида (TaC), обладающих электропроводностью порядка $10^4 - 10^5 \text{ Ом}^{-1}\text{см}^{-1}$. Электропроводность самих КУП составляет $10^{-12} - 10^{-14} \text{ Ом}^{-1}\text{см}^{-1}$, таким образом, появляется возможность изменения электрофизических параметров покрытий.

В процессе работы были построены зависимости электропроводности от температуры и концентрации тантала в составе МНККУМ (рисунок 1). Выявлено наличие различных механизмов переноса носителей заряда в образцах с низкой и высокой концентрацией металла. Также было проведено исследование влияния отжига на электропроводность.

В результате термообработок, проведенных в вакууме и на воздухе, было установлено, что состав МНККУМ изменяется вследствие взаимодействия с кислородом воздуха [1]. Покрытие защитной пленкой нитрида кремния позволяет увеличить термическую стабильность слоя МНККУМ до температур порядка 800°C , что подтверждается структурными исследованиями и проведенными электрическими измерениями.

Образцы срезов для анализа были изготовлены посредством установки с сфокусированным ионным пучком. Исследования проводились методами просвечивающей электронной микроскопии, энергодисперсионного микроанализа, ультрамягкой рентгеновской эмиссионной спектроскопии и спектроскопии характеристических потерь энергии электронов.

Авторы благодарят М.Л. Шупегина за помощь в изготовлении образцов. Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, грант № 13-07-00173.

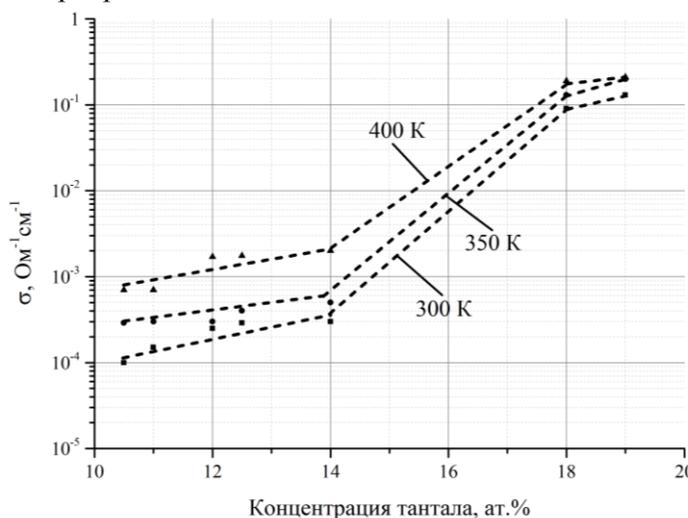


Рис. 1. Зависимость электропроводности от содержания Ta при разных температурах.

Литература

1. А. И. Попов, М. Ю. Пресняков, М. Л. Шупегин. Влияние термообработок на структуру аморфных пленок металлосодержащих кремний-углеродных наноконкомпозитов. //Вестник РГРТУ, №4, часть 2, 2012, стр.56-59

МЕТОДИКА БЕСКОНТАКТНОГО ОПРЕДЕЛЕНИЯ КОНЦЕНТРАЦИИ МЕЛКОЙ И ГЛУБОКОЙ ПРИМЕСЕЙ В ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ КРЕМНИИ НА СВЧ.

Л.Г. Лапатин

ООО «Семикон», г.Томск, ТГУ г. Томск.

Электрофизические характеристики поликристаллического кремния являются одним из основных параметров характеризующих его качество: тип электропроводности; удельное сопротивление, время жизни неравновесных носителей заряда. (ВЖ ННЗ) [1].

Однако как технологам на производстве, так и покупателям продукции, интересно знать концентрацию как глубокой примеси так и мелкой, и их распределение по слитку от заправки до образующей.

В данном докладе предлагается методика бесконтактного определения концентраций мелкой и глубокой примесей в поликристаллическом кремнии на СВЧ с помощью проборов «Байкал» серии «SemiCon – 1» (Свидетельство об утверждении типа средств измерений RU.C.27.007.A № 45406 от 08 февраля 2012г. № 78 регистрационный № 48987-12.

Методика заключается в следующем [2].

- Отрезается тонкая шайба от слитка поликристалла, шлифуется и очистительным травителем снимается нарушенный слой.
- На приборе «Байкал» бесконтактно измеряется распределения удельного сопротивления, время жизни неравновесных носителей заряда и типа электропроводности по поверхности приготовленной шайбы поликристалла.

Согласно разработанной методике [2] анализируются результаты измерений.

- Короткая составляющая на кривой релаксации фотопроводимости на СВЧ несет информацию о концентрации рекомбинационных центров в объеме $N_t = 1/\nu\delta\tau_k$.
- Медленная составляющая определяет величину потенциального барьера между зернами в поликристалле, по известной формуле определяется величина потенциального барьера $\Phi_s = 0.1$ В и область пространственного заряда между зернами.
- Измеренная величина удельного сопротивления определяет эффективную концентрацию мелкой примеси связанной с потенциальным барьером между зернами и степенью компенсации глубокими уровнями.
- Проверяем уровень компенсации в измеренных точках $R = N_t / N_{p,n}$.
- При $R < 0,1$ найденная концентрация мелкой примеси характеризует объемные свойства.
- При $R = (0,5 - 1)$ исходный материал компенсирован.
 - В этом случае удельное сопротивление образца принимает большие значения, до 10000 Ом см и выше. Что и наблюдается при измерении удельного сопротивления поликристаллического кремния на СВЧ.

Выводы: использование прибора « Байкал» серии «SemiCon – 1» и разработанная методика, позволяют оценить концентрацию мелкой и глубокой примесей в поликристаллическом кремнии при его производстве.

Литература

1. Т.А. Огибалова, С.П. Кобелева, Л.Г. Лапатин. Методы оценки качества и подготовки образцов поли- и монокристаллического кремния. // Кремний 2011. Тезисы докладов, стр 221, г. Москва, МИСиС 2011.
2. Л.Г. Лапатин. Экспериментальное исследование электрофизических параметров поли –и монокристаллического кремния, выпускаемого на заводе ООО « Усолье – Сибирский Силикон», бесконтактными методами. // Отчет о научно – исследовательской работе, том 1,2 Томский государственный университет 2012.

МЕТОДИКА ОТБОРА ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО КРЕМНИЯ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ МОНОКРИСТАЛЛОВ ОСОБОЙ ЧИСТОТЫ.

Л.Г. Лапатин¹⁾ С.В. Толмачев²⁾

¹⁾ООО «СемиКон», г.Томск, ТГУ г. Томск ²⁾ИрГТУ, г. Иркутск.

В настоящее время получение монокристаллов кремния особой чистоты, как правило, предъявляет особое требование к исходному материалу – поликристаллическому кремнию. То есть исходный материал так же должен быть «чистым». Эта задача неоднократно ставилась на заводах поликристаллического кремния в г.Железногорске и на заводе ООО «Усолье – Сибирский Силикон» в г. Усолье-Сибирское.

Перед нами была поставлена задача выяснить существует ли закономерность между исходным поликристаллом и выращенным монокристаллом кремния, сопоставляя их бесконтактно измеренные электрофизические параметры с помощью прибора «Байкал» серии «SemiCon-1» (Свидетельство об утверждении типа средств измерений RU.C.27.007.A № 45406 от 08 февраля 2012г. № 78 регистрационный № 48987-12. [1].

Цель работы – отработать методику отбора поликристаллического кремния, из которого получается монокристалл с малой концентрацией рекомендационных центров (т.е глубокой примеси).

Подготовка образцов. Из разных слитков поликристалла вырезались «керны», подбирались образцы, сильно отличающиеся по значению удельного сопротивления, времени жизни неравновесных носителей заряда (ВЖ ННЗ), типом электропроводности и их распределением по торцам кернов. Были подобраны три группы образцов.

Из выбранных образцов «керны» выращивались монокристаллы. Бесконтактно с помощью прибора «Байкал» исследовались их электрофизические характеристики. Проводилось сравнение параметров исходного материала – поликристалла, и выращенного монокристалла [2].

Действительно, при анализе полученных результатов, были выбраны критерии подбора исходного поликристаллического кремния из которого, как правило, получают монокристаллы с малой концентрацией рекомендационных центров, т.е с большим значением ВЖ ННЗ от 300 мксек до 800 мксек и выше.

Литература

1. Т.А. Огибалова, С.П. Кобелева, Л.Г. Лапатин. Методы оценки качества и подготовки образцов поли- и монокристаллического кремния. // Кремний 2011. Тезисы докладов, стр 221, г. Москва, МИСиС 2011.

2. Л.Г. Лапатин. Экспериментальное исследование электрофизических параметров поли – и монокристаллического кремния, выпускаемого на заводе ООО «Усолье – Сибирский Силикон», бесконтактными методами. // Отчет о научно – исследовательской работе, том 1, 2, Томский государственный университет 2012.

ОСОБЕННОСТИ БЕСКОНТАКТНОГО ИЗМЕРЕНИЯ ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО КРЕМНИЯ НА СВЧ .

Л.Г. Лапатин¹⁾

¹⁾ООО «СемиКон» , г.Томск, ТГУ г. Томск.

В 2011 году на международной конференции Кремний 2011 [1] мы сообщали что приборы ИВК «Байкал» серии «SemiCon – 1» (Свидетельство об утверждении типа средств измерений RU.C.27.007.A № 45406 от 08 февраля 2012г. № 78 регистрационный № 48987-12 (Томский государственный университет) г. Томск и МКК АПК – Тауметр (ООО «РИИС»), г. Москва, использовались на выходном контроле производства поликристаллического кремния на заводе ООО «Усолъе – Сибирский Силикон» в городе «Усолъе – Сибирское». За эти годы было получено много экспериментального материала.

В этом докладе представлены результаты бесконтактного измерения удельного сопротивления, времени жизни неравновесных носителей заряда (ВЗ ННЗ) и типа электропроводности пластин и слитков поликристаллического кремния. Из полученных результатов измерения ВЖ ННЗ и удельного сопротивления поликристаллического кремния были выделены следующие особенности: 1) В поликристалле ВЖ ННЗ почти всегда имеет две составляющие короткую (τ_k) и медленную (τ_m) соотношение которых по амплитуде сильно изменяется от затравки до края шайбы; 2) ВЖ медленной составляющей больше чем на порядок короткой составляющей; 3) ВЖ короткой составляющей не зависит от уровня засветки; 4) ВЖ медленной составляющей значительно уменьшается от уровня засветки; 5) Удельное сопротивление в поликристалле медленно изменяется от затравки до края шайбы, как правило прослеживаются определенные закономерности; 6) Диапазон измеренных значений удельного сопротивления в поликристалле меняется в широких пределах от 10 Ом*см до 20000 Ом*см и выше;

Цель данной работы – объяснить природу двух составляющих в кривых релаксации фотопроводимости на СВЧ и широкий диапазон измеряемых значений удельного сопротивления на образцах поликристаллического кремния.

Для объяснения этих особенностей было сделано следующие: 1. Современными методами была проанализирована структура слитка поликристалла от затравки до образующей. Оказалось, что поликристалл имеет двойниковую структуру, размер зерен – нитей 100 – 150 мкм. Согласно этой структуре была отработана модель поликристалла как энергетическая так физическая. Методом конденсаторной фото – ЭДС, были измерены изгибы зон между зернами. Пользуясь этой моделью, были рассчитаны медленная составляющая релаксации фотопроводимости и измеряемое удельное сопротивление учитывающее вклад области пространственного заряда объединяющих изгибов зон между зернами в поликристалле и степень его компенсации глубокими уровнями [2].

Таким образом, показано что выбранная модель дает возможность объяснить особенности результатов измерений на СВЧ удельного сопротивления и времени жизни неравновесных носителей заряда в поликристаллах, выпускаемых на заводе ООО «Усолъе – Сибирский Силикон».

Литература

1. Т.А. Огибалова, С.П. Кобелева, Л.Г. Лапатин. Методы оценки качества и подготовки образцов поли- и монокристаллического кремния. // Кремний 2011. Тезисы докладов, стр 221, г. Москва, МИСиС 2011.
2. Л.Г. Лапатин. Экспериментальное исследование электрофизических параметров поли-и монокристаллического кремния, выпускаемого на заводе ООО «Усолъе – Сибирский Силикон», бесконтактными методами. // Отчет о научно – исследовательской работе, том 1-2. г.Томск, Томский государственный университет 2012.

РАЗРАБОТКА СЕРИИ КРЕМНИЕВЫХ УЛЬТРАСТАБИЛЬНЫХ ПРЕЦИЗИОННЫХ СТАБИЛИТРОНОВ С ПОВЫШЕННОЙ ВРЕМЕННОЙ И ТЕМПЕРАТУРНОЙ СТАБИЛЬНОСТЬЮ

А.С.Ларюшкин¹⁾, В.А.Антонов¹⁾, М.Ю.Филатов¹⁾
¹⁾ ОАО «Оптрон», г. Москва

В последнее время, в аспекте решения проблемы создания нового поколения перспективной прецизионной радиоэлектронной аппаратуры (РЭА) специального назначения наибольшую актуальность приобретает дальнейшее повышение стабильности точностных характеристик ультрапрецизионных стабилитронов (УПС). При этом главным направлением для дискретных УПС является повышение долговременной и температурной стабильности напряжения стабилизации. Решение проблем разработки указанных УПС позволяет на один порядок величины повысить точность и на два порядка специфичность РЭА спецназначения.

Решение поставленной задачи осуществлялось комплексно, с учётом всех известных в настоящее время конструктивных принципов и технологических методов. В качестве основных решений, позволивших обеспечить необходимые характеристики, необходимо отметить следующие:

1. Локализация рабочих областей р-п переходов в объёме полупроводника, что позволило обеспечить однородность пробоя по всему объёму перехода, а также избежать поверхностных эффектов. Осуществляется:

- а) созданием глубоких р-п переходов;
- б) оптимизацией размеров их активных областей;
- в) формированием дополнительных охранных р-п переходов, изолирующих обратносмещённый р-п переход от поверхности кристалла.

2. Ликвидация влияния поверхностных эффектов и взаимодействия активных элементов структуры прецизионного стабилитрона между собой через поверхностные состояния.

Осуществляется:

- а) конструктивным исключением выхода рабочего и компенсирующего р-п переходов на одну и ту же поверхность кристалла;
- б) геттерированием защитной диэлектрической плёнки двуокиси кремния фосфорносиликатным стеклом с целью стабилизации зарядового состояния на границе раздела кремний – диэлектрик.

3. Прецизионное управление электрофизическими параметрами рабочего и компенсирующего р-п переходов соответственно: увеличение концентрации основных носителей заряда и уменьшение времени жизни неосновных носителей заряда, что позволило повысить специфичность и обеспечить достаточно хорошую линейность температурных характеристик прецизионного стабилитрона. Осуществляется:

- а) применением сильнолегированных материалов;
- б) введением в запрещённую зону полупроводника глубоких термически стабильных уровней или точечных радиационных дефектов.

4. Стабилизация электрических параметров и гарантия классов точности прецизионных стабилитронов. Осуществляется:

- а) проведением искусственного старения путём длительной термотокковой тренировки в предельных статических режимах.

В результате работы, были получены стабилитроны, обладающие высокой долговременной ($\pm 0,0003\%$ за 1000 часов), а также температурной ($\pm 0,0002\%$ / $^{\circ}\text{C}$) стабильностью, с низким размахом низкочастотных шумов (± 2 мкВ) и дифференциальным сопротивлением не более 20 Ом ($I=7,5$ мА).

ОСОБЕННОСТИ РАМАНОВСКОЙ СПЕКТРОВ И ФОТОЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ РАЗЛИЧНЫХ ВИДОВ ПОРИСТОГО КРЕМНИЯ ДЛЯ ПРИМЕНЕНИЯ В ЭНЕРГОСБЕРЕГАЮЩИХ ТЕХНОЛОГИЯХ

В.С. Левицкий¹, А.С. Леньшин², П.В. Середин², Е.И. Теруков^{3,4}.

¹ Санкт-Петербургский государственный электротехнический университет «ЛЭТИ» им.
В.И. Ульянова (Ленина), Санкт-Петербург, Россия

² Воронежский государственный университет, Воронеж, Россия

³ Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия

⁴ ООО «НТЦ тонкопленочных технологий в энергетике при ФТИ им. А.Ф. Иоффе»,
Санкт-Петербург, Россия.

В настоящее время в России и за рубежом ведутся активные исследования по созданию фотопреобразователей с использованием материалов, содержащих аморфный гидрированный и нанокристаллический кремний [1]. В связи с этим актуальными являются исследования фото и термодеградиационных характеристик пористого кремния, как одного из таких материалов для применения в энергосберегающих технологиях будущего. Исследования образцов мезо (размер пор 50-100нм) и макропористого кремния (размер пор 150-250нм) до и после воздействия в течение 72 часов с использованием имитатора солнечного излучения ИС-160 были проведены с помощью методов Рамановской и фотолюминесцентной спектроскопии на базе микрорамановского спектрометра LabRam HR800 «Horiba Jobin-Yvon» при возбуждении образцов излучением с длиной волны 532нм в геометрии обратного рассеяния [2]. Исследование морфологии поверхности и сколов образцов проводилось методами растровой электронной микроскопии (РЭМ) на микроскопе Jeol JSM-7001F.

Исследование образцов пористого кремния методом Рамановской спектроскопии показали присутствие в образцах полосы, характерной для связей кремний – кремний (для мезопористых образцов максимум находится в районе 516см^{-1} , а для макропористых – 520см^{-1}), которая практически не изменялась при естественном старении образцов на атмосфере в течение нескольких недель. Пик полосы фотолюминесценции образцов пористого кремния наблюдался на длине волны ~ 700 нм, при этом макропористые образцы обладали существенно меньшей интенсивностью ФЛ.

В процессе воздействия на образцы модельным источником солнечного излучения одна из сторон образца (засвеченная) подвергалась прямому воздействию света, вторая сторона оставалась в тени (темная). Температура в камере облучения составляла $\sim 50^\circ\text{C}$, таким образом, обе стороны подвергались и температурному воздействию. После воздействия на образцы мезопористого кремния модельным источником солнечного излучения наблюдалось значительное падение интенсивности ФЛ «засвеченной» стороны образца и в меньшей степени падение интенсивности ФЛ на «темной» стороне. При этом положением максимума полосы кремний-кремний в рамановском рассеянии от обеих сторон сдвигалось в сторону кристаллического кремния ($520,7\text{см}^{-1}$) примерно с одинаковым смещением. В то же время, макропористый кремний показал хорошую устойчивость своих характеристик к обработке модельным источником солнечного излучения.

Литература

1. А.В.Емельянов, Е.А.Константинова, П.А. Форш, А. Г.Казанский, М.В.Хенкин, Н.Н.Петрова, Е.И. Теруков, Д.А.Кириленко, Н.А.Берт, С. Г.Конников, П.К. Кашкаров. Письма в ЖЭТФ, том 97, вып. 8, с. 536 – 540, 2013г.

2. В.С. Левицкий. Обработка рамановских спектров аморфного и микрокристаллического кремния // Известия СПбГЭТУ "ЛЭТИ", 3, 2013, стр. 3-8.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ОБРАБОТКИ ПОРИСТОГО КРЕМНИЯ ПОЛИАКРИЛОВОЙ КИСЛОТОЙ НА СОСТАВ ПОВЕРХНОСТИ И ФОТОЛЮМИНЕСЦЕНЦИЮ.

*Леньшин А.С.¹⁾, Кашкаров В.М.¹⁾, Середин П.В.¹⁾ Налимова С.С.²⁾,
Мошников В.А.²⁾, Мякин С.В.³⁾*

¹⁾ Воронежский государственный университет, г. Воронеж

²⁾ Санкт-Петербургский государственный электротехнический университет «ЛЭТИ», г. Санкт-Петербург

³⁾ Санкт-Петербургский государственный технологический институт (технический университет), г. Санкт-Петербург

В настоящее время ведутся активные работы по созданию различных структур и приборов для применения в оптоэлектронике и энергетике на основе материалов, содержащих аморфный, поли- и нанокристаллический кремний. Пористый кремний (por-Si) является одним из наиболее известных материалов в данной области. Кроме того, перспективно применение данного материала в различных сенсорных структурах. Варьирование параметрами его получения и постобработкой por-Si позволяют управлять функциональными характеристиками пористого слоя в целях оптимизации под конкретную прикладную задачу.

В работе проводились исследования влияния химической обработки пористого кремния с размерами пор 50-100 нм, полученного на пластинах n-типа, полиакриловой кислотой $(C_3H_4O_2)_n$ на его фотолюминесцентные свойства и состав поверхности. Образцы пористого кремния были получены по стандартной методике электрохимического травления в спиртовом растворе плавиковой кислоты с добавлением перекиси водорода. Сразу после получения часть образцов обрабатывалась спиртовым раствором полиакриловой кислоты. Для получения образцов использовались исходные пластины кристаллического кремния $\langle 111 \rangle$ n-типа, с удельным сопротивлением $0,3 \text{ Ом} \cdot \text{см}$.

Изменения состава и структуры поверхности образцов исследовали методами ИК-спектроскопии нарушенного полного внутреннего отражения и адсорбции кислотно-основных индикаторов с различными значениями величины pK_a . Показано, что обработка образцов полиакриловой кислотой приводит к усилению фотолюминесценции por-Si, при этом на его поверхности изменяется соотношение между содержанием адсорбционных центров с различными значениями pK_a . В частности, наблюдается рост содержания кислотных гидроксильных групп с $pK_a \sim 2,5$, практически полное исчезновение близких к нейтральным гидроксильных групп $=Si(OH)_2$ с $pK_a=6,4$, а также существенное снижение содержания льюисовских кислотных центров с $pK_a \sim 14,2$, способных выступать в качестве электронных ловушек, снижающих эффективность люминесценции. Полученные данные согласуются с результатами ИК-спектроскопии.

В целом полученные данные показывают возможность управления функциональным составом поверхности пористого кремния с целью улучшения его фотолюминесцентных свойств и придания требуемой сорбционной активности и/или реакционной способности.

Работа выполнена в рамках Государственного задания ВУЗам, при поддержке грантов Президента РФ (МК-4535.2014.2) и программы стратегического развития Воронежского государственного университета.

ЭЛЕКТРИЧЕСКИ АКТИВНЫЕ ЦЕНТРЫ В КРЕМНИИ N-ТИПА, ИМПЛАНТИРОВАННОМ ИОНАМИ КИСЛОРОДА.

Лошаченко А.С.¹⁾, Данилов Д.В.¹⁾, Шек Е.И.²⁾, Вывенко О.Ф.¹⁾, Соболев Н.А.²⁾

¹⁾ Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург

²⁾ Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург

Проблема создания эффективных светоизлучающих структур (СИС) на базе кремния не теряет своей актуальности на протяжении нескольких последних десятилетий. В качестве одного из перспективных путей решения данной проблемы часто указывается использование дислокационной люминесценцией (ДЛ), в частности её характеристическую линию D1 в окрестности 1540 нм. К настоящему моменту существует несколько технологий, которые позволяют создавать кристаллы с хорошо определенной и воспроизводимой дислокационной структурой. Однако проблема повышение эффективности излучения таких СИС остается открытым, более того целый ряд вопросов, касающихся роли электрически активных центров в процессах рекомбинации, собственно как и природа ДЛ остаются без ответа.

В качестве одной из перспективных технологий для создания светодиодов с ДЛ рассматриваются методы ионной имплантации [1]. В работе приводятся результаты исследования электрически активных центров в структурах кремния, изготовленных имплантацией ионов кислорода. Ионы кислорода с энергиями и дозами $150/7 \times 10^{14} + 225/9 \times 10^{14} + 350/1.5 \times 10^{15}$ КэВ/см² имплантировались при комнатной температуре в пластины кремния КЭФ4,5 и отжигались в хлорсодержащей атмосфере (ХСА) при температурах 700-1100°С в течение 0.5 часа. Согласно результатам вольтфарадных характеристик, в приповерхностной области подверженной имплантации с последующим отжигом в ХСА образуется большое количество термодоноров, что приводит к локальному увеличению концентрации до значений свыше 10^{17} см⁻³. Имплантация кислорода и последующий отжиг при аналогичных условиях для пластин кремния КДБ12 приводили к конверсии типа проводимости в приповерхностной области.

Все глубокие центры, обнаруженные в исследуемых структурах методами нестационарной ёмкостной спектроскопии глубоких уровней (DLTS), были локализованы в области подверженной ионной имплантации. Отжиг при относительно низкой температуре в 700°С приводил к появления двух уровней в спектре DLTS, энергия ионизации одного равнялась $E_c - 0.6$ эВ, для второго, ответственного за рост концентрации донорных центров, энергия ионизации сильно зависела от условий измерений и варьировалась в пределах $E_c - (0.26-0.34)$ эВ, по данным спектроскопии адмиттанса и вовсе $E_c - 0.23$ эВ. По мере отжига оба вышеуказанных центра исчезали и в спектре проявлялись новые, близкие по своим параметрам к известным термодонорам $E_c - 0.07$ эВ и $E_c - 0.15$ эВ [2]. При отжиге в 1100°С концентрация термодоноров значительно уменьшалась и проявлялся новый уровень с энергией $E_c - 0.38$ эВ. Сопоставление полученных данных с результатами предыдущей работы [3] для образцов кремния КДБ1, дает основание предполагать, что при отжиге свыше 1000°С в области имплантации начинают формироваться протяженные дефекты, а уровень $E_c - 0.38$ эВ, вероятно, ничто иное как характерный дислокационный C1 уровень.

Работа выполнена при частичной поддержке РФФИ (грант №13-02-00473 А) с использованием оборудования МРЦ «Нанотехнологии» СПбГУ (<http://nano.spbu.ru>).

Литература

1. N.A. Sobolev, Инженерия дефектов в имплантационной технологии Si светоизлучающих структур с дислокационной люминесценцией. ФТП, 2009. 44(1): p. 3-25.
2. J.L. Benton, et.al, The Oxygen Related Donor Effect in Silicon. Physica B., 1983. 116: p. 271.
3. А.С. Лошаченко, et al., Электрически активные центры в кремнии, имплантированном ионами кислорода. ФТП, 2013. 47(2): p. 251-254.

БОРОСИЛИКАТНЫЕ СТЕКЛА, ДОПИРОВАННЫЕ ПЕРЕХОДНЫМИ И РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫМИ ЭЛЕМЕНТАМИ, КАК ЗАЩИТНЫЕ ПОКРЫТИЯ СОЛНЕЧНЫХ БАТАРЕЙ

Е.В. Мальчукова¹⁾, А.И. Непомнящих²⁾, Е.И. Теруков¹⁾

¹⁾Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе, Санкт-Петербург

²⁾Институт Геохимии им. А.П. Виноградова СО РАН, Иркутск

Одним из основных факторов, влияющих на работу солнечных батарей космических аппаратов, из-за которых происходит деградация их основных параметров, является ионизирующее излучение (в основном, электроны и протоны). Для защиты солнечных элементов от радиационного воздействия космического пространства используются защитные покрытия, работающие на принципе поглощения материалом покрытия энергии излучения любого типа. В качестве основных защитных покрытий используются стеклянные пластины, изготовленные из многокомпонентного силикатного стекла, которые помимо высокой эффективности поглощения ионизирующего излучения должны обладать высокой радиационно-оптической устойчивостью, чтобы ухудшение их оптических свойств во время полета не привело к оптической деградации солнечных батарей. Также воздействие ионизирующих излучений вызывает окрашивание стекла защитного покрытия, связанное с образованием дефектов в видимой части спектра, приводя к оптической деградации солнечного элемента. Для предотвращения образования этих дефектов в покрытия вводят так называемые протекторы (переходные металлы и ионы лантаноидов). Данная работа посвящена исследованию радиационных и оптических свойств многокомпонентного боросиликатного стекла, легированного переходными (ПМ) и редкоземельными (РЗ) ионами.

ПМ(Cr и Mn)- и РЗ(Sm, Gd, Eu Ce)-допированные стекла готовились добавлением к основной композиции боросиликатного стекла (59.77 % SiO₂, 4.00 % Al₂O₃, 22.41 % B₂O₃, 12.12 % Na₂O, 1.70 % ZrO₂ (мол. %)) различных концентраций легирующих ионов. Плавление смеси порошков проводилось на воздухе при температуре 1500⁰ С. β-облучение проводилось с помощью акселератора Ван де Грааффа (2.5 МэВ и 10 μА) с различными дозами от 10⁶ до 2.10⁹ Гр. Спектры электронного парамагнитного резонанса (ЭПР) регистрировались на ЕМХ Bruker спектрометре при комнатной температуре. Для определения сигнала парамагнитного резонанса использовалась микроволновая мощность 20 мВт. Для измерения сигнала радиационных дефектов мощность составляла 1 мВт. Все полученные ЭПР спектры нормировались на массу образца.

Было обнаружено, что внедрение добавок в матрицу боросиликатного стекла ведет к полному исчезновению собственных дефектов в случае ионов переходных металлов и к значительному уменьшению их количества в случае редкоземельных элементов, что связывается с различием окислительно-восстановительных потенциалов и реакционной способности d- и f-элементов.

Литература

1. К.М. Fyles. Radiation stable matched expansion, ultraviolet filter glass for the protection of silicon solar cells in Space.//Glass Technology, 32, 1991, p.40-45.

КЛЕТОЧНО-АВТОМАТНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ВТОРИЧНОГО ДЕФЕКТООБРАЗОВАНИЯ ПРИ ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ

И.В. Матюшкин¹⁾, С.В. Коробов¹⁾, А.Н. Михайлов²⁾, Д.И. Тетельбаум²⁾

¹⁾ОАО НИИ молекулярной электроники, Зеленоград

²⁾Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород

Задача о накоплении дефектов при ионном облучении традиционно решалась методами дифференциальных уравнений или молекулярной динамики. Первые из них позволяют в соответствии с кинетическими моделями проследить за поведением системы дефектов за всё время облучения, но не учитывают стохастическую природу процессов, а вторые хотя не требуют априорного задания кинетических моделей, но сопряжены с необходимостью слишком больших компьютерных ресурсов при попытке проследить все стадии эволюции дефектов. В рамках модели клеточных автоматов (КА) можно объединить преимущества обоих подходов. При этом быстрые (первичные) процессы – пролет ионов, выделение энергии, были смоделированы нами ранее [1], а медленные (вторичные, связанные с диффузией и взаимодействием генерируемых вакансий и собственных междоузельных атомов, СМА) – будут рассмотрены в докладе.

Совместное КА-моделирование этих процессов на примере имплантации ионов P^+ с энергией 100кэВ в Si производится на перекрывающихся гексагональных 2D-решетках по следующей схеме: на один шаг медленной КА-модели приходится $N \sim 100$ шагов КА «быстрой» модели. Конечным результатом расчета является функция распределения по ячейкам числа вакансий, СМА и дивакансий при заданных значениях дозы ионов, плотности ионного тока и кинетических параметров всех учитываемых процессов. Стороны гексагона для обоих, последовательно соединенных КА, равны 2 нм. Состояние ячейки «быстрой» КА-модели представлено шестеркой $\langle op, E, V, \epsilon, v, p \rangle$: код операции, энергия иона, направление скорости иона, энергия локального возмущения (ЭЛВ), направление ЭЛВ, число остановившихся в ячейке ионов. Состояние ячейки «медленной» КА-модели представлено пятеркой $\langle \dot{\epsilon}, n_j, n_v, n_{j2}, n_{v2} \rangle$: средняя по времени ЭЛВ, число СМА, число вакансий, число димеждоузлий, число дивакансий. ЭЛВ (ϵ и $\dot{\epsilon}$) является связующим звеном обеих КА, для неё введены два пороговых значения $\epsilon_1 < \epsilon_2$. Правила локального перехода по ϵ (остальными буквами указаны коэффициенты, индексом i нумерованы соседние ячейки, [] – операция взятия целой части):

$$\epsilon := \epsilon + [k\gamma_E(op)E] + \left(\sum_{i \in I_s} [a_i(v_i)\epsilon_i](\epsilon_i > \epsilon_1) + [(1-\gamma_0)\epsilon](\epsilon > \epsilon_1) \right) \quad (1)$$

Второе слагаемое описывает прилет в ячейку иона, а третье – прилет в нее атомов отдачи; при этом маркером такого события выступает превышение ЭЛВ первого порога. «Медленный» КА функционирует в блочно-синхронном режиме. Локальная функция перехода блока включает 3 итерации: 1) конвертация (в соответствии с формулой Кинчина-Пиза) ЭЛВ в равные концентрации вакансий и СМА: $n_j^i = n_v^i = \lceil \dot{\epsilon}^j / k_d \rceil$; 2) вычисление общего числа (N_1, N_2, N_3) ячеек поля КА с $\dot{\epsilon} < \epsilon_1, \epsilon_1 \leq \dot{\epsilon} < \epsilon_2, \dot{\epsilon} \geq \epsilon_2$ и уточнение числа вакансий и СМА в ячейке; 3) диффузия ТД между центральной и периферийными ячейками блока и учет квазихимических реакций между первичными дефектами. Рассмотренная двумерная схема является лишь демонстрационной. Обобщение на трехмерное пространство не представляет принципиальных трудностей.

Литература

1. И.В. Матюшкин и др. Клеточно-автоматный подход к моделированию дефектообразования при ионной имплантации // Материалы IV Всероссийской конференции «Физические и физико-химические основы ионной имплантации», Новосибирск, 23-26 октября 2012 года, с.49

**ПРЕИМУЩЕСТВО ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ВЫСОКООМНЫХ ПОДЛОЖЕК БЗП
КРЕМНИЯ Р-ТИПА ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ PIN-ДИОДОВ**
***М.В. Меженный¹⁾, М.Ю. Филатов¹⁾, Е.С. Роговский¹⁾, С.П. Кобелева²⁾, И.В. Шемеров²⁾,
Ю.С. Соловьева²⁾***

¹⁾ ОАО «Оптрон», г. Москва

²⁾ НИТУ «МИСиС», г. Москва

СВЧ pin-диоды используются для управления мощностью сигналов в приемопередающих устройствах дециметрового и сантиметрового диапазона. В результате протекания прямого тока в i-слое pin-диода появляется накопленный заряд Q неосновных носителей тока, который сохраняется в i-области до момента подачи обратного напряжения. Величина Q зависит от значения прямого тока и эффективного времени жизни неосновных носителей заряда $\tau_{эфф}$. Для мощных pin-диодов время переключения определяется $\tau_{эфф}$, которое стремится к значению объёмного времени жизни неосновных носителей заряда τ_v при возрастании ширины i-области свыше диффузионной длины неосновных носителей. Эксперименты по замене высокоомной подложки, являющейся i-слоем pin-диода, n-типа на r-тип показали, что можно добиться увеличения мощности диода при использовании дырочного кремния с меньшим τ_v при одинаковой мощности [1].

Целью данной работы являлось определение влияния термообработок при изготовлении pin-диодов на изменение $\tau_{эфф}$ в i-области pin-диода.

Исходные образцы высокоомного БЗП кремния (6 кОм см) p- и n-типа имели времена жизни 600 мкс и 1000 мкс, соответственно, измеренные на объёмном материале. Исходя из данных стандарта ASTM F28-02 по сечению захвата носителей наиболее распространенных рекомбинационных центров в кремнии, можно предположить, что концентрация рекомбинационных центров в объёмном материале кремния r-типа меньше, чем в кремнии n-типа.

В работе проводили измерения пластин СВЧ методом на установке АПК-ТАУМЕТР [2]. На результаты измерений по данному методу большое влияние оказывает поверхностная рекомбинация. Для уменьшения вклада поверхностной рекомбинации в измеряемое значение $\tau_{эфф}$ исследуемые образцы пассивировали за счёт созданием термического окисла в режимах, имитирующих режимы термообработки при изготовлении pin-диодов. Оксидную пленку создавали пиролитическим окислением при 350°C (скорость поверхностной рекомбинации $S = 10$ см/с), окислением в сухом кислороде при 1050°C, а также при 1150°C в комбинированном режиме (15 мин/окисление в «сухом» кислороде-30 мин/окисление во «влажном» кислороде-15 мин/ окисление в «сухом» кислороде ($S = 1$ см/с) [SEMI MF1535-0707].

Установлено, что при увеличении температуры обработки $\tau_{эфф}$ в образцах p- и n-типа уменьшается до 2 мкс после термообработки при 1150°C. Таким образом, при изготовлении pin-диодов с использованием меза-эпитаксиальной технологии деградация $\tau_{эфф}$ существенно меньше в случае использования кремния r-типа по сравнению с использованием кремния n-типа. В результате pin-диоды со структурой p+-n-n+ обладают большим пробивным напряжением по сравнению с pin-диодами структуры p+-v-n+, что приводит к соответствующему увеличению мощности рассеивания.

Литература

[1] Филатов М. Ю., Роговский Е. С., Колмакова Т. П., Меженный, М. В., Дренин А. С. Исследование и устранение причин брака при производстве мощных кремниевых PIN диодов // Электронная техника. Серия 2 Полупроводниковые приборы Выпуск 2(229), 2012, 77-86

[2] Горюнов Н.Н., Кобелева С.П., Чарыков Н.А., Лукашов Н.В., Слесарев В.Н. Установка для измерения времени жизни носителей заряда монокристаллического кремния. // Заводская лаборатория, т.20, № 5, 2004, с. 27-30

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ СОЗДАНИЯ ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ СТРУКТУР НИТРИДА ГАЛЛИЯ НА КРЕМНИИ ДЛЯ МОЩНЫХ СВЧ PIN ДИОДОВ

*О.Р. Абдуллаев¹⁾, М.В. Меженный¹⁾, М.Ю. Филатов¹⁾, Е.С. Rogovskiy¹⁾, В.А. Курешов²⁾,
А.В. Мазалов²⁾, Д.Р. Сабитов²⁾, А.А. Падалица²⁾, А.А. Мармалюк²⁾, Р.Х. Акчурип³⁾*

¹⁾ОАО «Оптрон», 105187, г. Москва, ул. Щербаковская, 53

²⁾ОАО «НИИ «Полюс» им. М.Ф. Стельмаха», 117342, г. Москва, ул. Введенского, 3.

³⁾МИТХТ им. М.В. Ломоносова, 119571, г. Москва, проспект Вернадского, 86.

В настоящее время проявляется повышенный интерес к формированию эпитаксиальных слоев и гетероструктур на основе GaN с использованием кремниевых подложек для разнообразных применений. Современные выпускаемые pin диоды на основе кремния имеют пробивное напряжение на уровне предельного значения, которое может обеспечить этот материал. Увеличение пробивного напряжения возможно за счет использования широкозонных материалов. Наиболее перспективным является использование гетероструктур Si-GaN, где Si служит рабочей областью pin диода, а слой GaN обеспечивает рост пробивного напряжения.

Основная трудность при получении достаточно толстых слоёв GaN на подложке Si связана с большим различием у кремния и нитрида галлия периодов кристаллической решетки и, особенно, коэффициентов термического расширения (у кремния он почти в 2 раза меньше, чем у нитрида галлия). Настоящая работа направлена на изучение подхода по использованию промежуточных буферных слоев AlN для получения толстых слоев GaN на Si, пригодных для изготовления силовых pin-диодов.

Эпитаксиальные слои GaN на кремниевой подложке формировались методом МОС-гидридной эпитаксии в атмосфере водорода при пониженном давлении. На основе полученных структур были изготовлены pin диоды по меза-эпитаксиальной технологии. Структуры этих диодов имела следующую структуру:

$$\square 35 \quad \frac{2GaN p^{+1} \cdot 10^{18}}{135 \text{ КПД1} - \Gamma 1} \\ 110 \text{ КЭФ } 0,002$$

На начальных этапах роста использовался буферный слой AlN, непосредственно осаждаемый на подложку Si. Далее выращивались слои AlGaIn переменной состава, для уменьшения рассогласования периодов кристаллической решетки AlN и GaN. Суммарная толщина указанных слоёв составляла около 300 нм. За промежуточным слоем следовал рост GaN толщиной ~1 мкм. Выращивание более толстого слоя GaN приводило к сильному положительному изгибу эпитаксиальной структуры, особенно при её остывании и появлению на поверхности GaN большого количества микротрещин. Для устранения данного эффекта, после осаждения слоя GaN толщиной ~1 мкм, выращивался тонкий промежуточный слой AlN толщиной ~ 10 нм. Далее снова продолжался рост слоя GaN. С использованием трёх промежуточных слоев AlN получен слой нитрида галлия на кремневой подложке толщиной 3,5 мкм. При этом эпитаксиальная структура диаметром 50 мм была свободна от трещин. Полуширина рентгеновской кривой качания GaN в отражении (0002) $\omega/2\theta$ сканирования для данной эпитаксиальной структуры составила 505 угловых секунд. Сигнал фотолуминесценции GaN ($\lambda = 365 \text{ нм}$) имел полуширину 11 нм. Фоновая концентрация электронов в GaN находилась на уровне - $5E16 \text{ см}^{-3}$.

Измерение электрофизических параметров полученных pin-диодов показало, что полученные диоды обладают структурно совершенным интерфейсом на границе нитрид галлия-кремний, который по своим электрическим свойствам близок к интерфейсу кремний-кремний в традиционной pin структуре. Получены структуры pin диодов с пробивным напряжением до 400...500 В и прямым напряжением 2...3 В при токе 10 мА. В дальнейшем использование слоев нитрида галлия для формирования p+n-перехода на высокоомной подложке кремния позволит значительно увеличить пробивное напряжение и обеспечить требуемые СВЧ характеристики pin диодов, а для снижения прямого напряжения предполагается применить многослойный контакт Ti-Al-Ni-Au полученный магнетронным напылением

ВЛИЯНИЕ ФТОРИДОВ КРЕМНИЯ НА ФОТОЛЮМИНЕСЦЕНЦИЮ ПЛЕНОК НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО КРЕМНИЯ (111)

Д.Е.Миловзоров^{1),2)},

¹⁾Рязанский Государственный Радиотехнический Университет, г. Рязань

²⁾ООО «Флуэнс Технолоджи Групп», г.Москва

Технологические исследования процессов изготовления поликристаллических пленок с использованием низкотемпературного режима осаждения кремния из смеси газов тетрафторида кремния и силана разбавленного водородом проводились автором работы [1,2]. При увеличении скорости натекания тетрафторида кремния в процессе роста пленки кремния при температуре подложки стекла 300°C наблюдается монотонное увеличение фотолюминесцентного сигнала при возрастании скорости натекания водорода в реактор (см.Рис.1) и образование нанокристаллов только с ориентацией (111). Наблюдается исчезновение кремний-кислородных связей (Si-O-Si) и появление кремний-фторных связей (спектральные линии соответствующие связям кремния Si-F, точечного дефекта -вакансии VO). Измеренные Фурье ИК спектры поглощения в диапазоне частот 1000 см⁻¹ – 1150 см⁻¹ пленок кремния изготовленных при температуре 300°C и высоком содержании тетрафторида кремния показали, что химический состав пленки изменяется при водородном пассивировании разорванных связей и происходит замена кремний-кислородных связей на кремний-фторные, как это видно на Рис 2. Спектральные данные измерений методом Фурье ИК спектроскопии в области 2000-2200 см⁻¹ показали, что интегральная интенсивность линии 2100 см⁻¹ уменьшается в 1.5 раза пропорционально увеличению скорости натекания водорода в электрохимический реактор.

Таким образом, химический состав пленки кремния влияет на её фотолюминесцентные свойства значительно меньше, чем её структурные свойства, такие как размер нанокристаллов и их доля.

Литература

1. D.E. Milovzorov et al., Optical properties of silicon nanocrystallites in polycrystalline silicon films prepared at low temperature by plasma-enhanced chemical vapor deposition // Thin Solid Films, 382, 2001 P.47-55.

2. D.Milovzorov, Low temperature silicon films synthesis // High Purity Silicon 12, ed. By E.Simoen, P.Stallhofer, C.Mazure, C.Clayes, R.Falster, Electrochemical Society of America Transactions, 50, 2012 P.71-80.

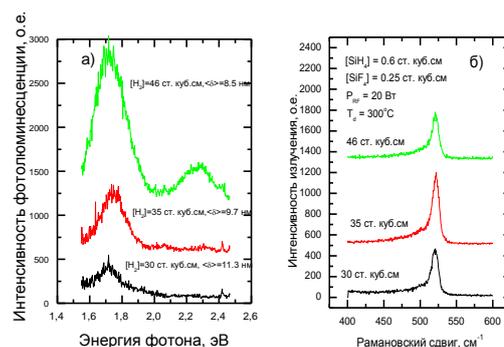


Рис.1.Спектральные фотолюминесцентные и Рамановские характеристики пленок кремния изготовленных при высокой температуре (300°C) имеющих ориентацию нанокристаллов (111).

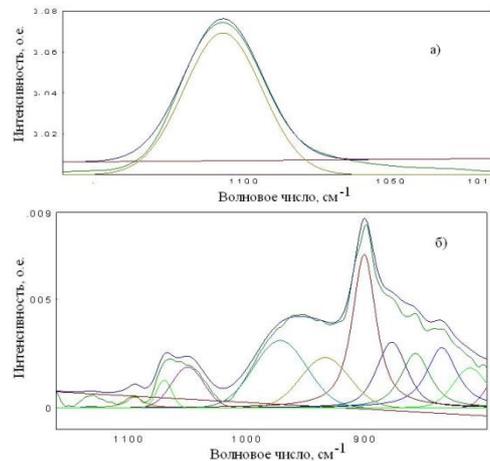


Рис. 2 Фурье ИК спектры поглощения в диапазоне частот 1000 см⁻¹ – 1150 см⁻¹ пленок кремния изготовленных при температуре 300°C и высоком фиксированном содержании тетрафторида кремния при разных скоростях натекания водорода в реактор: 30 см. куб. см –а); 35 см. куб. см –б)

ИССЛЕДОВАНИЯ ОТНОСИТЕЛЬНОЙ РОЛИ МЕХАНИЗМОВ ТЕПЛООТДАЧИ НА ПОЛЯ ТЕМПЕРАТУРЫ В КРИСТАЛЛАХ В МЕТОДЕ ЧОХРАЛЬСКОГО

В.С. Бердников¹⁾, К.А. Митин¹⁾

¹⁾ *Институт теплофизики им. С.С. Кутателадзе СО РАН, Новосибирск*

Численно исследован сопряженный теплообмен кристаллов кремния с окружающей средой в режимах теплопроводности, радиационной теплоотдачи, термогравитационной конвекции газа и радиационно-конвективной теплоотдачи в системе «кристалл – окружающая среда – стенки ростовой камеры», подобной верхней части теплового узла в методе Чохральского. Задачи решены методом конечных элементов в осесимметричной постановке с заданным плоским фронтом кристаллизации. Исследован кондуктивный теплообмен как базовый режим и как часто применяемый в инженерной практике. Исследована теплоотдача в режиме ламинарной термогравитационной конвекции газа в зависимости от характерного перепада температуры, показана ее существенная роль и влияние на поля температуры в кристаллах в сравнении с режимом теплопроводности. Поскольку рассматриваемый технологический процесс высокотемпературный, то был изучен режим радиационной теплоотдачи с учетом теплопроводности в кристалле и в газе. Радиационные потоки вычислялись на основе зонального метода. Изучены режимы радиационно-конвективной теплоотдачи. Сравнительный анализ полученных данных позволяет понять относительную роль и совместное влияние различных механизмов теплообмена (теплопроводности, конвекции и радиации) в зависимости от характерного перепада температуры.

Теплопроводность в составном теле кристалл-затравка-шток всегда остается определяющим поля температуры в кристалле механизмом во всех режимах теплоотдачи с образующих кристаллов. Но поля температуры в кристаллах сильно зависят от режимов теплоотдачи в окружающую среду. Результаты расчетов в режиме теплопроводности показали, что поле температуры сильно неоднородно (рис. 1г). Соответственно неоднородно распределение радиальных и осевых градиентов температуры в различных частях кристалла.

Это особенно заметно у нижнего нагретого торца и в верхней части кристалла. Конвекция существенно влияет на распределение температуры в кристалле и приводит к более эффективному охлаждению основания кристалла (рис. 1). В результате в значительной мере вырастают осевые градиенты у основания кристалла. Это связано с тем, что холодные потоки газа набегают на раскаленное основание кристалла, разогреваются и под действием силы плавучести поднимаются вверх по образующей кристалла. Учет радиационных потоков значительно меняет распределение температуры на поверхности и в кристалле как в кондуктивном, так и в конвективном режиме теплообмена, существенно возрастают локальные тепловые потоки у поверхности кристалла. Снижается интенсивность конвективных течений, но роль конвекции остается существенной.

Работа выполнена при поддержке СО РАН (проект III.18.2.5. Гос. рег. 01201350443) и РФФИ (грант 12-08-00487).

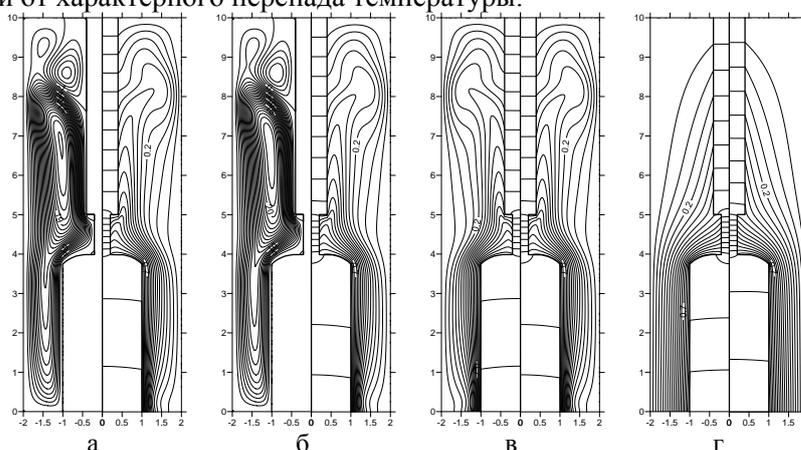


Рис. 1. Изотермы и изолинии функции тока при $Gr=5000$ ($\Delta T = 415K$): изолинии функции тока и изотермы в конвективном режиме (а); изолинии функции тока и изотермы в радиационно-конвективном режиме (б); изотермы в конвективном (слева) и радиационно-конвективном (справа) режиме (в); изотермы в радиационно-кондуктивном (слева) и кондуктивном (справа) режиме (г).

ПОЛЯ ТЕМПЕРАТУРЫ В КРИСТАЛЛАХ РАЗЛИЧНОЙ ТЕПЛОПРОВОДНОСТИ И РАЗМЕРОВ В МЕТОДЕ ЧОХРАЛЬСКОГО ПРИ ТЕПЛООТДАЧЕ С ИХ ПОВЕРХНОСТИ В РЕЖИМАХ СВОБОДНОЙ КОНВЕКЦИИ

В.С. Бердников^{1),2)}, А.М. Григорьева¹⁾, М.С. Клещенко¹⁾, К.А. Митин¹⁾

¹⁾Институт теплофизики СО РАН, Новосибирск

²⁾Новосибирский Государственный Технический Университет, Новосибирск

Численно исследован сопряженный конвективный теплообмен в системе «кристалл – газ – корпус ростовой камеры», подобной верхней части теплового узла установки, реализующей метод Чохральского –

основной промышленный метод вытягивания кристаллов из расплавов. Методом конечных элементов решены уравнения

термогравитационной конвекции в приближении Буссинеска в переменных функция тока, вихрь и температура. Исследована теплоотдача от кристаллов различной теплопроводности и при различных сочетаниях теплопроводности кристалла и штока, удерживающего кристалл. Исследования

проведены в диапазоне чисел Грасгофа $100 \leq Gr \leq 2,4 \times 10^4$ при переменной геометрии расчетной области. Представлены результаты расчетов при дискретном наборе относительной длины кристалла: $H_K/R_K = 1,5; 4; 6,5; 8,8$. Геометрия расчетной области ясна из рис. 1, где представлена только ее правая часть. Изучена зависимость полей температуры в кристаллах от интенсивности конвекции в газе (аргоне).

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

Увеличение теплопроводности кристалла, при фиксированной теплопроводности штока и заданном значении Gr, приводит к росту его средней температуры, что, в свою очередь, интенсифицирует свободную конвекцию и увеличивает теплоотдачу. При различных сочетаниях теплопроводности кристалл-газ и кристалл-шток меняются соотношения осевых и радиальных градиентов температуры и тепловых потоков в кристаллах. Эти соотношения существенно зависят и от длины кристалла при заданной теплопроводности.

Работа выполнена при поддержке СО РАН (проект Ш.18.2.5. Гос. рег. 01201350443) и РФФИ (грант 12-08-00487).

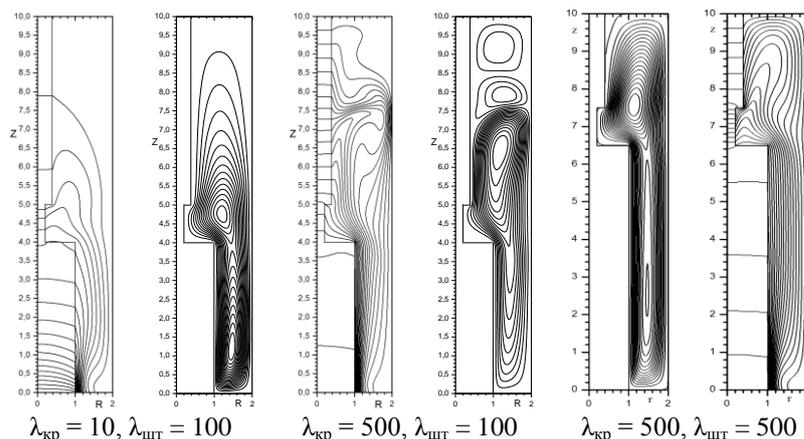


Рис. 1. Изотермы и изолинии тока при $Gr = 10000$.

РАСПРЕДЕЛЕНИЕ СТРУКТУРНЫХ НАРУШЕНИЙ И ЦЕНТРОВ ДИСЛОКАЦИОННОЙ ФОТОЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ В КРЕМНИИ, ПОДВЕРГНУТОМ ИМПЛАНТАЦИИ ИОНОВ Si⁺

С.Н. Нагорных¹⁾, В.И. Павленков²⁾, А.Н. Михайлов²⁾, А.И. Белов²⁾, Д.С. Королев²⁾,
А.И. Бобров²⁾, Д.А. Павлов²⁾, Д.И. Тетельбаум²⁾, Е.И. Шек³⁾

¹⁾ Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева, Нижний Новгород

²⁾ Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород

³⁾ Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе, Санкт-Петербург

Дислокационная люминесценция кремния в полосе D1 (~1,5 мкм) привлекает внимание в связи с ее важностью для кремниевой оптоэлектроники, поскольку полоса D1 соответствует максимуму прозрачности SiO₂. Ранее было установлено [1], что перспективным способом создания слоев, излучающих в полосе D1, является имплантация в кремний ионов Si⁺ средних энергий с отжигом в окислительной хлорсодержащей атмосфере (ХСА).

В настоящей работе выполнено теоретическое и экспериментальное исследование распределения дислокаций и центров фотолюминесценции (ФЛ) в кремнии, подвергнутом указанной обработке. Образцы кремния марки КЭФ-4,5 с ориентацией поверхности (001) облучались ионами Si⁺ с энергией 100 кэВ, дозой 1·10¹⁵ см⁻² и затем отжигались в ХСА при 1100 °С в течение 0,5 ч. Методом просвечивающей электронной микроскопии поперечного среза выявлено наличие ионно-генерируемых 60°-х и 90°-х дислокаций до глубин ~1 мкм, а измерение ФЛ в сочетании с послойным химическим травлением показало резкое снижение интенсивности полосы D1 после удаления слоя с толщиной, приблизительно равной среднему проецированному пробегу R_p ионов Si⁺ (рис. 1а). На глубине ~R_p имеет место также минимальная скорость травления (рис. 1б). Интенсивность краевой ФЛ (при 1,12 мкм) возрастает после удаления более половины слоя, где сосредоточены ионно-генерируемые дислокации (рис. 1а).

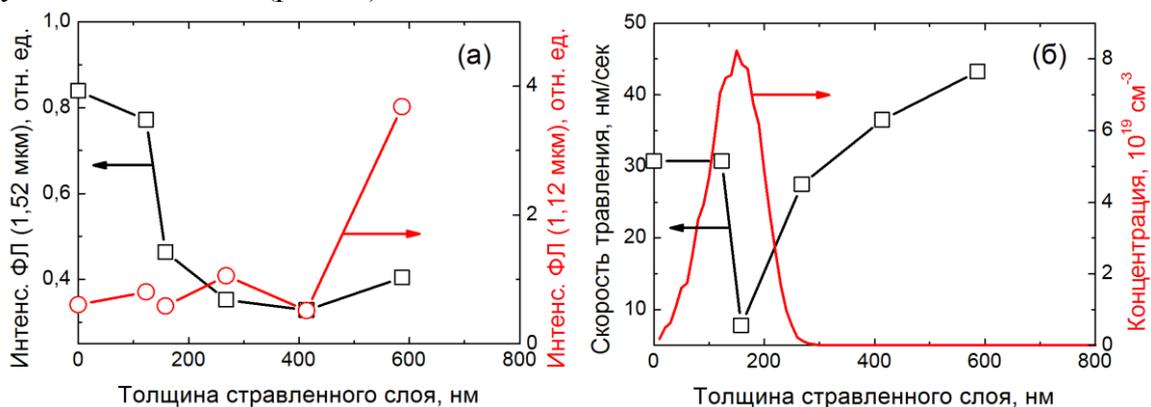


Рис. 1. Зависимость интенсивности линий ФЛ (а) и скорости травления (б) от глубины. На рис. 1б показано также расчетное распределение имплантированного кремния (www.srim.org).

Экспериментальные данные согласуются с представленной теорией ФЛ, учитывающей индуцированные шумом переходы. Эмиссия фотонов в полосе D1 протекает с участием энергетических уровней точечных дефектов, в состав которых входят собственные междоузельные атомы, локализованные в атмосферах дислокаций, сформированных при отжиге. Дано теоретическое описание формирования системы дислокаций при наличии обусловленных имплантированным слоем механических напряжений.

Литература

1. Н.А. Соболев и др. Фотолюминесценция в кремнии, имплантированном ионами кремния с аморфизирующими дозами. // ФТП, 45, 2011 стр. 1182-1187.

ОПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СИСТЕМ $\text{SiO}_x:\text{SiO}_2$ НА ПОВЕРХНОСТИ ВОПГ

А.И. Машин¹⁾, А.В. Нежданов¹⁾, А.В. Ершов¹⁾, Е.А. Чевелева¹⁾

¹⁾ *Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Россия*

При изучении влияния отжига в вакууме на структуру ближнего порядка и свойства аморфного кремния [1] нами был получен кремний со структурой ближнего порядка, отличной от тетраэдрической. Новый материал оставался аморфным, однако, согласно электронографическим исследованиям и данным ультрамягкой рентгеновской спектроскопии, в таком материале большая часть атомов кремния должна находиться в sp^2 -гибридном состоянии. Существует множество работ, описывающих способы стабилизации аллотропных модификаций кремния. В ряде работ описан способ использования углеродных структур как матриц(затравок) для роста кремниевых наноструктур. В других работах описывается возможность создания структур кремния сходных по структуре с графеном на подложках Ag(111). Материал с такой атомной структурой был назван “силициеном”[2].

Очевидно, что на формирование нанокристаллов кремния, при высокотемпературном отжиге, подложка так же будет оказывать существенное влияние. В развитии выше изложенного в данной работе представлены результаты исследования влияния структуры подложки, на свойства нанокристаллов кремния, формируемых в диэлектрической матрице путем термического отжига.

В данной работе проводилось исследование образцов тонких пленок SiO_x на различных подложках, отожженных в газовой среде.

Общая методика формирования тонкой структуры $\text{SiO}_x:\text{SiO}_2$ включает осаждение одиночного слоя нестехиометричного оксида кремния ($\alpha\text{-SiO}_x$) и закрытие его защитным слоем SiO_2 . Тонкие пленки $\text{SiO}_x:\text{SiO}_2$ были получены последовательным осаждением соответствующих материалов методом испарения в вакууме с помощью модернизированной вакуумной установки ВУ-1А.

В качестве подложки использовался высокоориентированный пиролитический графит (ВОПГ) ориентации (0001). Температура подложки в процессе напыления поддерживалась равной 200 °С. Отжиг образцов проводился в потоке аргона при температурах до 1100°С в течении 60 минут.

Исследование образцов осуществлялось с помощью СЗМ комплекса рамановской спектроскопии NTEGRA Spectra (NT-MDT, г. Зеленоград) методами спектроскопии комбинационного рассеяния (КРС), фотолюминесценции (ФЛ).

Спектроскопия комбинационного рассеяния показала, что с отжигом увеличивается доля кристаллической фазы кремния, в виде нанокристаллов с размерами менее 3 нм (появление слабого пика в районе 500 см^{-1}), а так же с превращением SiO_x в SiO_2 (широкий горб в диапазоне $300 - 500\text{ см}^{-1}$). Так же четко выделяется пик на частоте 275 см^{-1} , который на настоящий момент не удалось идентифицировать.

Исследование спектров ФЛ показало большое количество узких пиков связано со спектром КРС подложки. Однако можно наблюдать появление широкого пика, с максимумом в районе 600 нм, для пленки отожженной при 1100 °С, который наиболее вероятно можно связать с формированием нанокристаллов кремния.

Литература

1. А.Ф. Хохлов, А.И. Машин Аллотропия кремния: Монография (Н.Новгород: Нижегородского государственного университета им. Н.И.Лобачевского) (2002)
2. G. G. Guzman-Verri and L. C. Lew Yan Voon // Phys. Rev. B 76, 075131(2007).

ФОРМИРОВАНИЕ ТОНКИХ ПЛЕНОК SiC НА ПОДЛОЖКАХ Si МЕТОДОМ ИОННО-ЛУЧЕВОГО РАСПЫЛЕНИЯ

К.Х.Нусупов, Н.Б.Бейсенханов, С.К.Жариков, И.К.Бейсембетов, Б.К.Кенжалиев, Т.К.Ахметов, Б.Ж.Сеитов

Казахстанско-Британский технический университет, г.Алматы

Благодаря широкой запрещенной зоне ($E_g = 2.3 - 3.5$ эВ в зависимости от политипа), высокой теплопроводности, а также высокой химической и физической стойкости карбид кремния (SiC) является перспективным материалом для создания высокотемпературных и высокочастотных приборов [1, 2]. Высокая твердость (4-е место после алмаза) и высокая температура плавления позволяют использовать карбид кремния при создании буров и нарезных дисков, в конструкции термоядерных реакторов, в составе композиционных жаростойких материалов, в покрытиях корпуса космического корабля «Спейс Шаттл».

В данной работе осуществлен синтез тонкой пленки β -SiC на кремниевой подложке методом ионно-лучевого распыления двухкомпонентной мишени из наложенных друг на друга пластин графита и кремния. Методами инфракрасной спектроскопии, рентгеновской дифракции, атомно-силовой микроскопии, рентгеновской рефлектометрии и компьютерного моделирования исследованы структура и параметры пленок.

Методом атомно-силовой микроскопии (JSPM5200 Jeol Japan) показано, что синтезированные пленки имеют гладкую поверхность. Наличие гладкой поверхности и резкой границы "пленка SiC – подложка Si" позволило изучить состав, плотность и толщину пленок SiC на установке Complexau C6 методом рентгеновской рефлектометрии при малых углах скольжения θ с помощью двух спектральных линий CuK_α (0.154 нм) и CuK_β (0.139 нм). Моделированием с помощью программы Henke-Gullikson (http://henke.lbl.gov/optical_constants/) показано, что синтезирована пленка $\text{SiC}_{0.8}$ (толщина $d = 160$ нм, плотность $\rho = 3.03$ г/см³, шероховатость $\sigma = 0.25$ нм) на поверхности Si.

Методом рентгеновской дифракции [2] показано появление в пленке $\text{SiC}_{0.8}$ хаотически ориентированных нанокристаллов карбида кремния (β -SiC) со средним размером около 5,5 нм, а также аморфного слоя SiO_2 на поверхности $\text{SiC}_{0.8}$ после отжига при температуре 1250°C в атмосфере аргона с включениями O_2 . Методом ИК-спектроскопии также показана трансформация около половины объема пленки SiC в SiO_2 . Отжиг привел к деформации поверхности с формированием неровностей и выступов до 8 нм, что привело к ослаблению эффекта полного внешнего отражения рентгеновских лучей и, как следствие, снижению интенсивности основного максимума и исчезновению пиков осцилляций.

Методом ИК-спектроскопии (Nicolet iS-50, USA) показано, что травление в кислоте HF привело к удалению значительной части слоев SiO_2 (95%) и SiC (11%). Предполагается, что остаточные включения SiO_2 (5%) сформированы в глубине слоя SiC при проникновении незначительной части атомов кислорода по границам зерен. Травление в кислоте HF вызвало выравнивание поверхности, что привело к появлению пиков осцилляций на рефлектограмме. Моделированием с помощью программы Release показано, что после травления в HF (5 мин) получена система: C($d=4.0$ нм, $\rho=3.7$ г/см³, $\sigma=0$ нм) / $\text{SiC}_{0.8}$ ($d=75.0$ нм, $\rho=3.03$ г/см³, $\sigma=2.0$ нм) / a-Si($d=3.0$ нм, $\rho=2.23$ г/см³, $\sigma=4.5$ нм) / Si($d=\infty$, $\rho=2.33$ г/см³, $\sigma=0.6$ нм). Предполагается, что тонкая ровная углеродная пленка высокой плотности получена в результате травления в кислоте HF системы слоев SiO_2 -SiC, содержащих прочные углеродные кластеры.

Литература

1. R.M.Bayazitov, I.B.Khaibullin, R.I.Batalov // Technical Physics. 2003. V. 48. Iss. 6. P. 742-744.
2. K.Kh.Nussupov, N.B.Beisenkhanov, I.V.Valitova, K.A.Mit', D.M.Mukhamedshina, E.A. Dmitrieva // J. of Materials Science: Materials in Electronics. 2008. 19. P. 254–262.

ГЕТЕРОСТРУКТУРЫ Si/SiGe С Si ДВУМЕРНЫМ ЭЛЕКТРОННЫМ КАНАЛОМ

Д.К. Орлов, М.Л. Орлов, В.И Вдовин^{}*

ИФМ РАН, НГТУ, Нижний Новгород, ^{}ИФП СО РАН, Новосибирск,*

Применение в конструкции кремниевого полевого транзистора релаксированных слоев твердого раствора SiGe, обеспечивающего продольное двухосное растяжение канальных слоев Si и соответственно повышение транспортных характеристик системы за счет использования только электронов с легкой эффективной массой, позволило существенно расширить область применения SiGe МОП транзисторов вплоть до диапазона миллиметровых волн. Использование модуляционно-легированных Si/SiGe гетероструктур с релаксированным буфером и переход к системам с металлическим типом проводимости может сказаться на появлении ряда специфических особенностей на выходных характеристиках прибора. В работе рассмотрены структуры с двумерным упруго напряженным транспортным каналом Si в слое твердого раствора [1]. Анализ низкотемпературных магнетотранспортных характеристик Si/Si_{1-x}Ge_x гетероструктур показывает проявление двумерных свойств электронного газа в системе [2]. Здесь нами проведено численное моделирование характеристик фототранзисторной структуры с целью анализа особенностей протекания стационарного и нестационарного тока в системе в условиях низкого и высокого уровня инжекции фотоносителей в область транспортного канала. Ранее для Si/SiGe гетероструктур с уровнем легирования слоев $N_D \geq 10^{18} \text{ см}^{-3}$ была показана возможность формирования в окрестности верхнего ближайшего к поверхности интерфейса между двумерным базовым слоем кремния и верхним легированным слоем твердого раствора туннельно-прозрачного для электронов барьера. В эксперименте данный механизм проявляется в появлении на ВАХ структуры в поперечном слое направлении эффекта отрицательной дифференциальной проводимости [2]. Эффект туннелирования двумерных электронов из Si квантовой ямы в зону проводимости верхнего SiGe барьерного слоя через локальные состояния в окрестности гетерограницы может быть использован как для их идентификации, так и для построения на его основе чувствительных систем детектирования высокочастотных сигналов. Проведен анализ влияния концентрации неравновесных носителей заряда, возбуждаемых импульсом света в слоях структуры, на вид потенциала в системе, определяющего структуру энергетических зон (рис.1) и характер накопления носителей заряда в базе диода (вставки на рис.1). Показано, что при высоком уровне фотовозбуждения, когда концентрация неравновесных носителей становится сравнимой с концентрацией равновесных электронов, имеет место не только кардинальное изменение структуры зон (меняется тип гетероперехода), но и возможно формирование в Si канале транзистора достаточно плотной двумерной электронно-дырочной плазмы.

Литература

1. Д.К.Орлов, Zs.Horvath, и др. Аномалии электрических характеристик Si/Si_{1-x}Ge_x гетероструктур с транспортным электронным каналом в слоях Si. // ФТТ, **50**, 2008 стр. 317-327.
2. М.Л.Орлов, Zs.Horvath, и др. Особенности электронного транспорта в релаксированных Si/Si_{1-x}Ge_x транзисторных гетероструктурах с высоким уровнем легирования // ФТП, **56**, 2014 стр. 970-982.

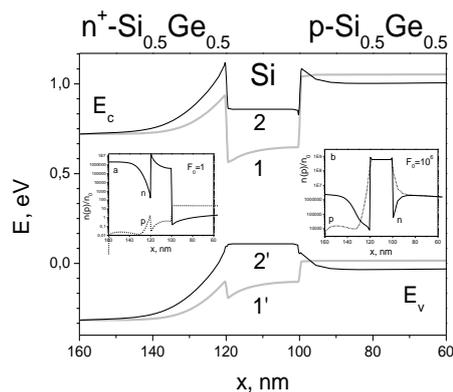


Рис. 1. Энергетические зоны в Si/Si_{0.5}Ge_{0.5} гетероструктуре в условиях темноты (1 – $F_0 = 1$) и интенсивной засветки (2 – $F_0 = 10^6$). Сплошными (штриховыми) линиями на вставках (a,b) показаны распределения по слоям структуры электронов (дырок).

ИССЛЕДОВАНИЕ КОНСТРУКТИВНО – ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ОСОБЕННОСТЕЙ ЭЛЕМЕНТОВ ВСТРОЕННОЙ ЭНЕРГОНЕЗАВИСИМОЙ ПАМЯТИ, ОСНОВАННОЙ НА ХРАНЕНИИ ЗАРЯДА

О.М. Орлов¹⁾

¹⁾ ОАО «НИИ молекулярной электроники», г. Москва

В данной работе исследованы основные тенденции и особенности создания элементов энергонезависимой памяти (ЭЭП) с запоминающей средой на основе хранения заряда [1,2]. Элементы памяти ЭСПЗУ, в которых реализован принцип изменения порогового напряжения за счет изменения заряда в запоминающей среде на основе МДП полевых транзисторов с «плавающим» поликремниевым затвором (FG, Floating Gate) или с дискретной средой (ловушки заряда в нитриде кремния, кремниевые нанокластеры в диоксиде кремния), являются востребованными для разработки СБИС (систем на кристалле) с дальнейшим уменьшением проектной нормы. Использование туннельного механизма по Фаулеру-Нордгейму при записи и стирании информации позволяет существенно уменьшить энергию потребления. Для ЭЭП с FG для уменьшения напряжения перепрограммирования необходимо обеспечить требуемый коэффициент ёмкостного делителя:

$$\eta = \frac{C_g + C_{lat}}{\sum C_i} \quad (1)$$

где C_i – соответствующие ёмкости элемента памяти. При этом необходимо учитывать боковую ёмкость управляющего электрода C_{lat} , составляющую ~ 15-20% от общей ёмкости управляющего электрода C_g . Использование дополнительных областей с повышенной концентрацией примеси приводит к увеличению зазоров и размеров ЭЭП, при этом использование оптимальных конструктивно - технологических решений позволяет обеспечить требуемый коэффициент ёмкостного делителя.

КОНОП ЭЭП на основе нитрида кремния (кремний-оксид кремния-нитрид кремния-оксид кремния-поликремний) обладает рядом преимуществ, таких как: возможность получения низковольтных напряжений программирования, наличие иммунитета к дефектам в структуре элемента, значительный потенциал масштабирования. Через нижний туннельный окисел SiO_2 толщиной ~1.8-2.5 нм электроны или дырки туннелируют в нитрид кремния и захватываются в нем на ловушки. Верхний “толстый” окисел толщиной ~5-10 нм блокирует инжекцию электронов из поликремниевого затвора в нитрид кремния. 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 ЭЭП. Для оценки параметра E_{ch} , характеризующего процессы программирования и стирания использовано соотношение:

$$t_p = \beta \Delta V_t \exp(E_{ch} / qV_p) \quad (2)$$

где t_p - время перепрограммирования t_p , за которое пороговое напряжение изменяется на ΔV_t при напряжении перепрограммирования V_p , β = коэффициент, который учитывает сечения захвата при перепрограммировании.

Исследование и разработка энергонезависимого элемента памяти требует сопровождения технологии электрофизическими измерениями, разработки модели, моделирования и выработки рекомендаций по оптимизации конструктивно-технологических параметров ЭЭП.

Литература

1. V.A. Gritsenko et al. Excess silicon at the silicon nitride/thermal oxide interface in oxide–nitride–oxide structures // J. Appl. Phys. 1999. №86. С. 3234 - 3240
2. Орлов О.М. Конструктивно – технологические особенности ячеек встроенной энергонезависимой памяти, основанной на хранении заряда в технологиях с проектными номами 90 нм и менее // журнал «Интеграл» №4, 2012, стр. 18-21

РАЗРАБОТКА ЭНЕРГОНЕЗАВИСИМОГО МЭМС-КОММУТАТОРА

С.Н. Орлов¹⁾, С.П. Тимошенко²⁾, А.И. Виноградов²⁾, И.А. Хомяков¹⁾, А.А. Пушкина¹⁾.

¹⁾Открытое акционерное общество «Научно-исследовательский институт молекулярной электроники», Москва, Зеленоград

²⁾Национальный исследовательский университет «МИЭТ», Москва, Зеленоград

В настоящее время разработано множество конструкций МЭМС-коммутаторов: это электростатические реле с резистивным соединением консольного типа [1], пьезоэлектрическое реле консольного типа [2], потребляющие энергию для поддержания замкнутого состояния, а также энергонезависимые коммутаторы, управляемые внешним магнитным полем [3], но отличающиеся низкой частотой работы - до 1 кГц. В настоящей работе проводится разработка энергонезависимого высокочастотного МЭМС-коммутатора балочного типа, в котором для коммутации используется изогнутая двухопорная балка, имеющая два устойчивых положения. Для удержания балки в одном из двух устойчивых положений не требуется потребление энергии. Переключение из одного положения в другое осуществляется за счет электростатического взаимодействия между балкой и управляющим электродом. Данные МЭМС-коммутаторы могут быть реализованы в следующих вариантах: с гальваническим контактом; с емкостным контактом; с автоэмиссионным контактом.

Была разработана технология получения кремниевых МЭМС-коммутаторов балочного типа и изготовлены экспериментальные образцы МЭМС-коммутаторов с балками 1500, 500 и 150 мкм, толщиной 1,5 мкм и шириной 10 мкм (рис.1). Были созданы математические модели двухопорных балок, определены оптимальные размеры балок, рассчитаны напряжения переключения МЭМС-коммутаторов. Напряжение переключения рассчитывалось исходя из того, что электростатического взаимодействия между двумя электродами должна превышать силу механических напряжений, возникающих в балке.

Проведённые расчёты показывают, что для обеспечения рабочих напряжений до 100В в МЭМС коммутаторах данного типа необходимо использовать балки длиной 1500, шириной от 10 мкм и толщиной 1,5 мкм. При меньшей длине их толщина должна быть от 0,1 до 0,5 мкм. При проведении испытаний экспериментальных образцов МЭМС-коммутаторов длиной 1500 мкм было выявлено, что замыкание контактов происходит при величине напряжения между электродами от 40 до 50 В, что близко к расчётным значениям.

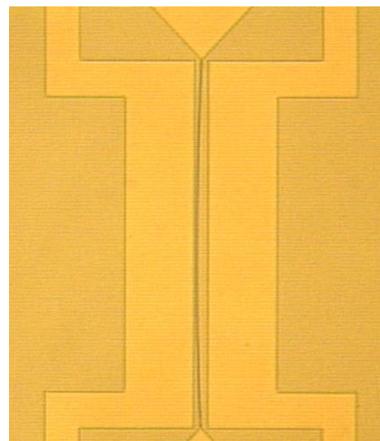


Рис.1 Фотография МЭМС-коммутатора

Литература

1. Афиногенов И.А., Конькин А.В., Эннс П.Б., Капустин А.Н., Электростатические реле на базе МЭМС-технологий // Известия высших учебных заведений. Приборостроение. 2011. Т. 54, № 4 с 18-23.
2. Зайцев Н.А., Орлов С.Н., Хомяков И.А., Дайнеко А.В.: пат. 2481675 Российская Федерация. 2013. Режим доступа: <http://bankpatentov.ru/node/354102> (дата обращения 20.03.2014).
3. Карabanов С.М., Карabanов А.С., Суворов Д.В., Магнитоуправляемые МЭМС-коммутаторы // Сборник трудов третьей Международной научно-практической конференции «Магнитоуправляемые контакты (герконы) и изделия на их основе» г. Рязань, Россия, 27–30 сентября 2011 г.

МАГНЕТСОПРОТИВЛЕНИЕ ОБЛУЧЕННЫХ НЕЙТРОНАМИ НИТЕВИДНЫХ КРИСТАЛЛОВ $Si_{0,97}Ge_{0,03}$

Н.Т. Павловская,¹⁾ П.Г. Литовченко¹⁾, Ю.В. Павловский²⁾, Ю.О. Узрин²⁾

¹⁾Институт ядерных исследований НАН Украины, Киев

²⁾Дрогобычский государственный педуниверситет имени Ивана Франко, Дрогобыч

Исследовано влияние нейтронного облучения на магнетосопротивление (МС) нитевидных кристаллов $Si_{0,97}Ge_{0,03}$ (диаметром 40 ± 2 мкм p -типа с удельным сопротивлением $\rho = 0,018$ Ом·см). Кристаллы облучались 2 МэВ нейтронами дозой $8,6 \cdot 10^{17}$ н/см² на ВВР. После облучения проводились измерения МС в магнитных полях до 14 Тл в температурном интервале от 4,2 до 300 К.

Наличие изменения кривизны МС с вогнутой на выпуклую при температуре 4,22 К свидетельствует о том, что в это магнетосопротивление вносят вклад легкие носители заряда (электроны или легкие дырки), которые имеют высокую подвижность и очень малую концентрацию, то есть они являются неосновными свободными носителями заряда. Вычислим параметры этих неосновных носителей заряда

$$\mu = \frac{\sqrt{3}}{B_n} \left(\frac{4\rho(B_n)}{3\rho_0} - 1 \right), \quad (1)$$

$$n = \frac{4\sqrt{3}B_n}{e\rho} \cdot \frac{\frac{\rho(B_n)}{\rho_0} - 1}{\left(\frac{4\rho(B_n)}{\rho_0} - 3 \right)^2}, \quad (2)$$

где μ и n – подвижность и концентрация неосновных носителей заряда соответственно, B_n – магнетополевая точка перегиба магнетосопротивления, $\rho(B_n)$ – удельное сопротивление в точке перегиба магнетосопротивления, ρ_0 – удельное сопротивление при отсутствии поля.

По этим формулами для $T = 4,22$ К получаем: $\mu = 1400$ см²/(В·с), $n = 2,9 \cdot 10^9$ см⁻³, т.е. при этой температуре вклад в проводимость вносит очень малое количество легких носителей заряда с высокой подвижностью. Вычислим отношение проводимости неосновных носителей заряда к основным по формуле $\sigma_n/\sigma_0 = 4 \cdot (\rho(B_n)/\rho_0 - 1)$, откуда получаем $\sigma_n/\sigma_0 = 0,32$, т.е. неосновные носители заряда вносят значительный вклад в проводимость при этой температуре. Энергия активации примеси, вызываемая этими носителями заряда, исчисленная по температурной ходе сопротивления, составляет $\varepsilon = 2,1$ меВ. С повышением температуры этот уровень быстро истощается и при температуре около 40 К основной вклад в проводимость осуществляет уровень с энергией 11,5 мэВ.

Для выяснения влияние магнитного поля на параметры свободных носителей заряда были построены зависимости $\ln R(1/T)$ при различных значениях индукции магнитного поля, откуда сочтены энергии активации примесей. При низких температурах наклон прямой $\ln R(1/T)$ заметно возрастает, что свидетельствует о возрастании энергии активации с увеличением магнитного поля. При величине поля 10 Тл эта энергия активации составляет 2,5 мэВ, т.е. она ощутимо больше энергии активации при отсутствии поля (2,1 мэВ). Это говорит о том, что при низких температурах сопротивление растет с магнитным полем не только вследствие уменьшения подвижности свободных носителей заряда, что неизбежно в этих полях, но и в результате магнетопольного уменьшения их концентрации. При более высоких температурах (около 40 К), для всех значений магнитного поля кривые практически сливаются друг с другом, что свидетельствует о независимости энергии активации $\varepsilon = 11,5$ мэВ от поля, что в свою очередь говорит о независимости концентрации свободных носителей заряда от величины магнитного поля и таким образом МС определяется уменьшением подвижности этих носителей заряда (при этих температур – дырок).

ВЛИЯНИЕ РЕНТГЕНОВСКОГО ИЗЛУЧЕНИЯ НА ПАРАМЕТРЫ СЕНСОРОВ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ОСНОВЕ КРЕМНИЕВЫХ ТРАНЗИСТОРНЫХ P-N- ПЕРЕХОДОВ

Б.В. Павлык¹⁾, О.В. Осадчук²⁾, А.С. Грыпа¹⁾

¹⁾ Львовский национальный университет имени Ивана Франко, Львов

²⁾ Винницкий национальный технический университет, Винница

Известно, что электрофизические характеристики полупроводниковых кристаллов и приборов особенно чувствительны к действию радиации. Основными радиационно-чувствительными параметрами полупроводниковых материалов и приборов на их основе являются: концентрация носителей заряда, их время жизни и диффузионная длина пробега. Следствием таких изменений будет радиационно-стимулированная деградация эксплуатационных характеристик отдельных элементов и электронных полупроводниковых систем в целом.

Для получения максимального эффекта с позиции радиационной стойкости и минимальных потерь в эксплуатационных параметрах можно идти несколькими путями - создание радиационно-стойких материалов или прогнозируемого радиационно-стимулированного изменения свойств и характеристик приборов.

Данная работа посвящена проблеме установления природы процессов, происходящих в термосенсорах на базе транзисторов КТ3117 при действии на них малых доз рентгеновского облучения. Анализ радиационно-стимулированных изменений вольт-амперных и вольт-фарадных характеристик эмиттерного перехода транзистора показал, что в начальной стадии облучения ($D < 390$ Гр) происходит активация существующих поверхностных состояний, играющих роль центров поверхностной рекомбинации носителей заряда. Дальнейшее увеличение поглощенной дозы облучения до 3500 Гр сопровождается ростом тока через р-п-переход. Такой ход зависимости объясняется процессами радиационно-стимулированной перестройки дефектной структуры приповерхностного слоя полупроводника (эффект малых доз радиации). Дальнейший рост величины поглощенной дозы ($D > 3500$ Гр) сопровождается уменьшением тока через р-п-переход, что объясняется доминированием процесса генерации радиационных дефектов над процессом упорядочения структурных дефектов.

На вольт-фарадных характеристиках наблюдается наличие эффекта отрицательной емкости и его рентгено-стимулированного изменения.

Показано, что в пределах доз облучения $0 \div 5000$ Гр вольт-температурные характеристики практически не изменяются, что делает данные транзисторы пригодными для использования в качестве радиационно стойких термосенсоров.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ СТЕПЕНИ ОКИСЛЕНИЯ КРЕМНИЯ И СОДЕРЖАНИЯ КЛАСТЕРОВ КРЕМНИЯ В ПЛЕНКАХ SiO_x МЕТОДОМ УЛЬТРАМЯГКОЙ РЕНТГЕНОВСКОЙ ЭМИССИОННОЙ СПЕКТРОСКОПИИ

В.А. Терехов¹⁾, Е.В. Паринова¹⁾, Ю.К. Ундалов²⁾, И.Н. Трапезникова²⁾, Е.И. Теруков²⁾

¹⁾ФГБОУ ВПО "Воронежский государственный университет", Воронеж

²⁾Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург

В данной работе представлены результаты исследований электронного строения и фазового состава аморфных пленок $\text{SiO}_x\text{:Si}$, полученных с применением dc-плазмы. В качестве метода исследования использовалась ультрамягкая рентгеновская эмиссионная спектроскопия (УМРЭС), которая позволяет получить информацию о локальной парциальной плотности занятых электронных состояний в валентной зоне с достаточно высоким энергетическим разрешением, следовательно, является эффективным методом неразрушающего послойного анализа электронной структуры и фазового химического состава поверхностных слоёв твердого тела в диапазоне толщин от единиц до сотен нм.

Исследуемые нами образцы были получены в Физико-техническом институте имени А.Ф. Иоффе. Это аморфные пленки $\text{SiO}_x\text{:Si}$, полученные с применением dc-плазмы с вертикальным расположением электродов. Подложкой служили пластины монокристаллического кремния марки КДБ-10 и кварц. В рабочий объем вводилась смесь (20% SiH_4 + 80% Ar) + O_2 . Модулирование dc-разряда осуществлялось за счет включения и выключения магнитного поля (а значит и dc-разряда) с разными сочетаниями значений t_{on} и t_{off} . Управляя dc-плазмой, можно контролировать размеры и концентрацию нанокластеров кремния, ncl-Si, в аморфной матрице аморфного субоксида кремния, a- SiO_x .

Эмиссионные Si $L_{2,3}$ спектры аморфных пленок $\text{SiO}_x\text{:Si}$, сформированных с применением dc-плазмы, были получены на лабораторном ультрамягком спектрометре-монохроматоре РСМ-500. Глубина анализируемого слоя составляла 60 нм. Для качественного и количественного анализа фазового состава образцов по рентгеновским эмиссионным спектрам была разработана специальная методика анализа - компьютерное моделирование.

При помощи специального программного обеспечения был проведён анализ фазового состава поверхностных слоёв исследованных образцов путем моделирования полученных данных УМРЭС, который показал наличие в спектрах пленок фазы аморфного кремния, а также оксидов кремния различной стехиометрии (SiO_2 , $\text{SiO}_{1.3}$, $\text{SiO}_{0.83}$, $\text{SiO}_{0.47}$). На Рис. 1 представлена подборка из трех исследованных спектров образцов, существенно отличающихся по составу содержанием фазы аморфного кремния a-Si:H. Для образца под номером 1007/2 содержание аморфного кремния составляет 14%, для образца 1093/1 – 50%, а для образца под номером 987/1 – 76%. Установлено, что модулируя dc-разряд, можно получить пленки с различным содержанием фазы аморфного кремния и различной степенью окисления кремния в субоксиде.

В дальнейшем представляет интерес исследование взаимосвязи содержания аморфного кремния в пленках с изменениями характера спектров фотолюминесценции. Данный вопрос требует более детального рассмотрения в дальнейших экспериментах

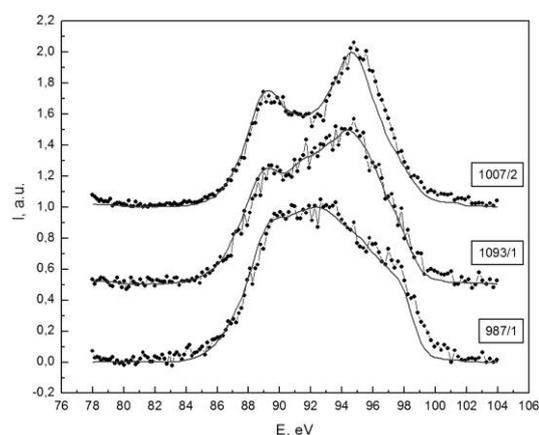


Рис. 1. Рентгеновские эмиссионные спектры образцов на глубине исследования 60 нм (точки - экспериментальный спектр, сплошная линия - модельный спектр).

ПОЛУЧЕНИЕ МНОГОСЛОЙНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ НА ПОВЕРХНОСТИ КРЕМНИЯ, ИХ СВОЙСТВА И ПРИМЕНЕНИЕ

И.Г. Пашаев

Бакинский государственный университет, Азербайджан

Исследование границы раздела (ГР) между металлом и полупроводниковым материалом представляет большой интерес для развития физики твердого тела, а также для расширения практического использования активных свойств ГР в конструкции электронных приборов [1]. Свойства ГР зависят от степени её однородности, кинетики физических процессов, происходящих в её окрестности, в том числе, возможности образования химических соединений, характера дефектов и др. Получение атомарно резких границ, регулирование их химической активности, в конечном счете, позволяют изготовить электронные приборы с желаемыми свойствами. При научно обоснованном выборе материалов и контроле условий формирования плёнки металлизации можно, в частности, получить ГР с заданными стабильными электрофизическими параметрами для контактов с барьером Шоттки (БШ). Для данной цели наиболее перспективными являются силициды металлов – соединения кремния с более электроположительными элементами. В последние два десятилетия выявлен ряд закономерностей получения и свойств контакта «силицид металла – полупроводник». В частности, наибольший интерес, благодаря своим уникальным свойствам, представляют силициды платины и палладия.

Целью настоящей работы явилось исследование многослойной металлизации, изготовленной на основе силицидов палладия, диффузионного барьерного аморфного слоя $NiTi$ (или без него), а также Al – контакта для использования в ДШ.

Основная часть исследований. В данной работе были изготовлены три партии ДШ с многослойной металлизацией и проведены исследования их свойств.

Использовали кремниевые пластины n-типа (111) с удельным сопротивлением 0,7 Ом·см. Слой Pd наносили термическим испарением; $NiTi$, Al – магнетронным распылением [2]. Первые две партии после осаждения Pd подвергали термообработке при 623 К в течение 30 мин для образования $PdSi$. Во второй партии перед нанесением Al – контактной разводки ($d_{Al} = 1,2 \cdot 10^{-4}$ см) осаждался диффузионный барьерный слой $NiTi$ ($d_{NiTi} = 2 \cdot 10^{-5}$ см). Третья партия ДШ имела также диффузионный барьер, однако отличалась более низкой температурой отжига для образования силицида (573 К).

В работе исследована возможность получения многослойной металлизации $Al-NiTi-Pd$ на поверхности монокристаллического кремния n-типа. Показано, что вследствие различия коэффициентов термического расширения, параметров решетки кремния и материала осаждаемого слоя плёнки могут иметь различную степень дефектности. Установлена роль термоотжига в формировании границы раздела $Al-NiTi-PdSi/n-Si$. При резком охлаждении от ~ 500 °С до комнатной температуры на поверхности плёнок появляются трещины и плёнки могут быть частично разрушены. Установлена возможность устранения технологической операции по созданию диффузионного барьера $Ni-Ti$, в случае качественного контакта $PdSi$ с n-Si.

Литература

1. И.Г. Пашаев Влияние различных обработок на свойства диодов Шоттки. Физика и техника полупроводников, 2012, том 46, вып. 8. - С.1108-1110
2. И.Г.Пашаев Изучение электрофизических свойств диодов Шоттки, изготовленных на основе кремния с различными аморфными металлическими слоями, IX Международная конференция и VIII Школа молодых ученых «КРЕМНИЙ-2012» 9-13июля 2012, Санкт-Петербург, С.34

ФОРМЫ НАХОЖДЕНИЯ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ В КРЕМНИИ (АНАЛИЗ ЭФФЕКТОВ КОНЦЕНТРИРОВАНИЯ МИКРОПРИМЕСЕЙ СТРУКТУРНЫМИ ДЕФЕКТАМИ)

В.В. Акимов¹⁾, С.М. Пещерова¹⁾

¹⁾ Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт геохимии им. А.П. Виноградова, Иркутск

Развитие современных технологий получения кремния электронного и солнечного качества, включая тонкопленочные технологии, невозможно без теоретического анализа взаимодействия примесных элементов со структурными дефектами, возможности их пассивации и образовании электрически неактивных устойчивых структур.

В рамках концепции «вынужденных» равновесий минеральных систем [1] адаптирован к легированным (допированным) полупроводниковым материалам термодинамический формализм описания эффектов концентрирования микропримесей дислокационными структурами [2] и собственными точечными дефектами с образованием упругих диполей [3] (вакансия+примесь и междоузельный атом+примесь). Количественной мерой эффектов является отношение $K=C_{\text{вал}}/C_0$, где $C_{\text{вал}}$ – валовая концентрация легирующего элемента и C_0 – концентрация чисто изоморфной формы. Рассмотрены три устойчивые дислокационные структуры: малоугловые границы (модель симметричной границы наклона, состоящей из рядов краевых дислокаций), плоские скопления краевых дислокаций и дислокационные сетки из краевых дислокаций. Схемы образования упругих диполей подразумевают следующие квазихимические реакции в кремнии: $V_{\text{Si}} + Me_{\text{ОКТ}} = Si_{\text{ТЕТ}}$ или $V_{\text{Si}} + Me_{\text{ТЕТ}} = 0$; $I_{\text{Si}} + Me_{\text{ОКТ}} = Si_{\text{ТЕТ}}$ или $I_{\text{Si}} + Me_{\text{ТЕТ}} = 0$, где V_{Si} – вакансия кремния, I_{Si} – междоузельный атом кремния, $Me_{\text{ТЕТ}}$ и $Me_{\text{ОКТ}}$ – легирующий элемент (В, Р, Al и N) в тетраэдрической (ТЕТ) и октаэдрической (ОКТ) полости.

Численное моделирование эффекта концентрирования дислокационными дефектами показало, что наиболее сильно с ними взаимодействует бор. Например, коэффициент K достигает значения 4000 при комнатной температуре и следующих параметрах дислокационной структуры: расстояние между дислокациями в дислокационной стенке – 50 нм и размер блоков 2000 нм. С ростом температуры эффект сильно уменьшается и при 500°C составляет всего $K=20$; для фосфора, алюминия и азота он полностью отсутствует. Наиболее сильно концентрируют примеси дислокационные сетки. При температуре 500°C он значим для всех рассмотренных примесей, хотя по-прежнему на порядок выше для бора.

Эффект «улавливания» микропримесей собственными точечными дефектами (вакансиями или междоузельными атомами кремния) проявляется только в области повышенных концентраций дефектов (более 10^{19} см^{-3}). Равновесные тепловые вакансии даже вблизи температуры плавления (10^{17} см^{-3}) не могут повлиять на механизм вхождения легирующих элементов в кремний. Однако избыточные неравновесные собственные точечные дефекты, возникающие при ионной имплантации, радиационном воздействии на поверхность кремния, при интенсивных механических и термических обработках материала, могут существенно увеличить валовое содержание примесей (до двух порядков величины по сравнению с изоморфной формой).

Литература

1. В.С. Урусов, В.Л. Таусон, В.В. Акимов. Геохимия твердого тела.– М.: ГЕОС, 1997.– 500с.
2. М.Г. Абрамович, В.Л. Таусон, В.В. Акимов. Концентрирование микропримесей в минеральных кристаллах с дефектной структурой // Доклады АН СССР.–1989.– Т.309, №2.– С.438-442.
3. В.Л. Таусон, В.В. Акимов и др. Изучение вхождения примеси кадмия в пирротины различной стехиометрии //Геохимия.–2004.– №2.– С.152-159.

АНАЛИЗ ВЫСОКОЧИСТОГО КРЕМНИЯ АТОМНО-ЭМИССИОННЫМ И АТОМНО-АБСОРБЦИОННЫМ МЕТОДАМИ С КОНЦЕНТРИРОВАНИЕМ ПРИМЕСЕЙ ОТГОНКОЙ МАТРИЦЫ ПРИ ФТОРИРОВАНИИ ПРОБЫ В АВТОКЛАВЕ

И.И. Евдокимов^{1,2)}, В.Г. Пименов^{1,2)}

¹⁾ *Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород*

²⁾ *ФГБУН Институт химии высокочистых веществ им. Г.Г. Десятых
Российской академии наук, Нижний Новгород*

Уровень содержания многих примесей в высокочистом кремнии ниже пределов обнаружения прямых методов его анализа (кроме активационного [1]): масс-спектрометрии, атомно-эмиссионной спектрометрии. При использовании концентрирования примесей и атомно-абсорбционного анализа с электротермической атомизацией (ААС-ЭТА) были достигнуты низкие пределы обнаружения [2]. Методика связана с большим расходом пробы и времени, поскольку каждое измерение является фактически одноэлементным.

Настоящая работа посвящена исследованию возможностей многоэлементного метода анализа - атомно-эмиссионной спектрометрии с индуктивно связанной плазмой (АЭС-ИСП) в качестве аналитического окончания при низкофоновом автоклавном концентрировании примесей из высокочистого кремния. Ряд примесей для сличения результатов определяли по методике [2] (ААС-ЭТА с концентрированием примесей при фторировании пробы парами дифторида ксенона).

Использование свежеприготовленных особочистых реактивов, специальных приспособлений для травления и финишной обработки проб и устройств позволило снизить уровень поверхностных загрязнений до величин не превышающих 10^{-11} - 10^{-12} г/см² для примесей распространенных элементов и меньших 10^{-12} - 10^{-13} г/см² для других примесей.

Для предварительного концентрирования широкого круга примесей из кремния использовали отгонку матрицы после химического превращения в летучий SiF₄↑. Фторирование граммовых аналитических навесок проводили в парах смеси фтористоводородной и азотной кислот или дифторида ксенона при повышенных температуре и давлении в автоклаве. Аналитические навески размещали в виалах из ПФА (сополимер тетрафторэтилена с перфтор(алкилвиниловыми) эфирами) («Savilex», США) объемом 1,5 мл. В случае определения бора для предотвращения его потерь в виалы добавляли раствор маннита. После завершения процесса отгонки концентраты примесей разбавляли особо чистой водой до объема 0,1 мл. и анализировали методом АЭС-ИСП на спектрометре iCAP6300 Duo («Thermo Electron Corporation», США). Для распыления растворов концентратов использовали распылители SeaSpray («Glass Expansion», Австралия) на 0,2 мл/мин. Градуировочные растворы готовили с использованием стандартных растворов солей определяемых элементов («High-Purity Standards», США).

Правильность результатов анализа подтверждена методом добавок, варьированием аналитической навески, сопоставлением с результатами ААС-ЭТА и анализом стандартного образца состава высокочистого кремния ГСО N 5920-91. Предел обнаружения примесей (3 σ -критерий) Al, Fe, Mg, Mn, Pb, Bi, Ni, Co, Ag, Cu, Ca, Cd, Ti, Pt, Au и др. из аналитической навески массой 1 г составил 10^{-7} - 10^{-10} % мас. при анализе раствора концентрата примесей объемом 0,1 мл. Относительное стандартное отклонение результатов анализа $\leq 0,2$.

Литература

1. Методы анализа высокочистых веществ. Под ред. Ю.А. Карпова. М. «Наука», 1987, с.115
2. Г.А. Максимов, В.Г. Пименов, Д.А. Тимонин. Химико-атомно-абсорбционный анализ высокочистого кремния с пределом обнаружения примесей 10^{-9} - 10^{-11} % // Высокочистые вещества. 1993. № 3. с. 127-134

ФОРМИРОВАНИЕ И ЭЛЕКТРОННО-СПЕКТРОСКОПИЧЕСКИЙ КОНТРОЛЬ АТОМНО-ТОНКИХ ПЛЕНОК

Н.И. Плюснин

Институт автоматизации и процессов управления, Владивосток

В диапазон атомно-тонких пленок попадают пленки толщиной от монослоя до десятка монослоев (диапазон 0.1-1 нм). В этом же диапазоне толщин разыгрываются основные события при формировании границы раздела ультратонких пленок. Поэтому, важность формирования атомно-тонких пленок с заданной структурой и свойствами требует особого внимания к методам их формирования и контроля. Практически в середину диапазона атомно-тонких пленок (обычно меньше или около 3 ML) попадает переход от 2D-слоя, адаптированного по своей структуре к подложке (в одних случаях его называют смачивающим слоем, а в других - необъемной фазой) к 3D-слою, подобному по своей структуре объемной фазе адсорбата (2D-3D переход). При этом, зачастую, 2D-3D переход сопровождается разрывом сплошной двумерной пленки и формированием островков. Исключения, составляют такие пары адсорбат-подложка, в которых объемная фаза адсорбата менее плотная, чем подложка.

Формирование атомно-тонкой пленки сводится к регулированию температурно-временных режимов процесса и в зависимости от задачи реализует ту или иную последовательность этих режимов. В целом, чем тоньше пленка, тем ниже температура процесса и тем меньше временные интервалы воздействия на рост. Причем, это правило работает, не только в отношении температурно-временных режимов подложки/пленки, но и температурно-временных режимов источника. Факторами, ограничивающим эти режимы при вакуумном осаждении, является давление остаточной атмосферы, геометрия системы молекулярно-лучевого роста, размеры ростовой камеры, и конструкционные и др. материалы, использованные в них.

Наиболее адекватными методами контроля атомно-тонких пленок, являются методы электронной спектроскопии, поскольку они обеспечивают соответствующую толщине пленок глубину зондирования. Наиболее простыми по аппаратному исполнению являются методы электронной оже-спектроскопии и спектроскопии характеристических (ионизационных и плазмонных) потерь энергии, которые могут быть реализованы на одном стандартном цилиндрическом или сферическом анализаторе. Чтобы адаптировать эти методы к диапазону атомно-тонких толщин, нужно максимально снизить энергию первичных электронов. Так, в силу того, что кремний и ряд 3d металлов имеют низкоэнергетические оже-пики в районе ≤ 100 эВ и в силу того, что ионизационные и плазмонные пики от этих веществ лежат в диапазоне $E_p - 100$ эВ (где E_p - энергия первичного пучка), то минимальная энергия первичного пучка составляет 200 эВ, а с учетом устранения искажения оже-пиков хвостами от пиков характеристических потерь, реально минимальная энергия составляет 300 эВ.

ЭОС и СХПЭЭ (плазмонные потери) обычно используются в качестве взаимодополняющих (химическое состояние + элементный состав и фазовый состав) методов. Важно, при этом, корректно пользоваться данными методами с учетом поставленных задач. В случае контроля процесса роста пленок не стоит задача точного количественного анализа состава пленок и др. параметров. Поэтому для контроля используют наиболее простые методы количественного оже-анализа, а именно - методы коэффициентов элементной чувствительности. Причем эти коэффициенты определяют из эксперимента, поскольку для $E_p = 300$ эВ табулированные или графические данные отсутствуют. Что касается плазмонных потерь, то обычно проводят анализ энергетического положения пиков, что качественно отражает фазовый состав пленки. Иногда возможен более детальный анализ формы низкоэнергетической части оже-пика и/или высокоэнергетической части пика объемных плазмонных потерь.

В докладе приводятся примеры анализа процесса формирования атомно-тонких пленок в системе переходной металл - кремний на подложке кремния по данным оже-спектроскопии и спектроскопии характеристических (плазмонных) потерь.

ПРИРОДА И МЕХАНИЗМ ПРОВОДИМОСТИ ПОЛУПРОВОДНИКОВ

А.А. Потапов
г. Иркутск, Россия

Предложен новый подход к описанию проводимости полупроводников, концептуальной основой которого является гипотеза переноса электронов по ковалентным связям[1]. Исходным пунктом для построения теории связевой проводимости стали новые представления о природе и механизмах формирования ковалентных связей[2]. Согласно кольцевой модели ковалентная связь представляет систему из двух катионов исходных атомов и двухэлектронной молекулярной орбиты посередине между этими катионами, которые образуются в результате переноса и обобществления валентных электронов атомов в составе молекулы. Прочность ковалентной связи молекул определяется балансом кулоновских сил притяжения и отталкивания между зарядами катионов атомов и электронами на молекулярной орбите. Благодаря кольцевому строению ковалентной связи электроны на молекулярных орбитах существенно делокализованы. Это обстоятельство приводит к формированию в кристалле объемно распределенной электронной плотности, которая создает условия для взаимодействия электронов, принадлежащих разным молекулярным орбитам. Интенсивность этих взаимодействий определяется радиусом молекулярных орбит, которые в свою очередь зависят от эффективных зарядов катионов на связях, определяющих потенциалы ионизации атомов[3]. Этим объясняется наблюдаемая зависимость энергии ионизации в ряду атомов IV группы таблицы Менделеева. Благодаря пространственному сближению молекулярных орбит электроны могут перескакивать с одной орбиты на другую, преодолевая разделяющий их энергетический барьер. Высота этого барьера определяется энергией ионизации, которая благодаря кооперативному эффекту снижется с энергии порядка 8 эВ у атомов и молекул до 0,7 эВ у германия и 1,1эВ - у кремния. На этом уровне энергий становится заметной собственная проводимость полупроводников.

Введение в полупроводник примесных атомов снижает активационные барьеры до уровня порядка 0,05эВ, что приводит к возникновению примесной проводимости. Примесные атомы в объеме кристалла становятся однозарядными радикалами, которые поставляют в сеть ковалентных связей кристалла активированные электроны: донорные атомы - за счет пятого валентного электрона, а акцепторные – за счет освобожденного электрона атома решетки в месте несостоявшейся связи с акцепторным атомом. Природа проводимости примесных полупроводников остается электронной, как и у собственных полупроводников, а перенос электронов осуществляется по ковалентным связям. При наложении внешнего электрического поля осуществляется направленный перенос активированных на связях электронов, обуславливая единственно возможную для полупроводников электронную проводимость, которая количественно зависит только от степени перекрытия молекулярных орбит ковалентных связей. Описание процессов переноса зарядов в полупроводниках ведется в рамках классических представлений, и нет необходимости в привлечении специальной *ad hoc* статистики, типа статистики Ферми-Дирака, и в введении таких нефизических понятий как дырка.

Литература

1. Потапов А.А. Свидетельство на физическую модель "Связевая проводимость в полупроводниках". Регистрационный № А1В048 от 25.02.2014 в каталоге регистрации приоритета авторских прав на общедоступном сайте WWW.a-priority.ru.
2. Потапов А.А. Природа и механизмы связывания атомов – М.: РИОР: ИНФРА-М, 2013.
3. Потапов А.А. Ренессанс классического атома. – М.: Издат. дом «Наука», 2011. – 444 с.; Ренессанс классического атома. Физические основы электронного строения атомов. – LAP LAMBERT Academic Publishing, 2011. – 444с.

ФИЗИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ В ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ ПРИБОРАХ

А.А. Потапов
г. Иркутск, Россия

В свете новых представлений о природе и механизмах проводимости в кристаллах коренным образом изменяется понимание физических основ работы полупроводниковых приборов. Все виды проводимости, – собственная, донорная, акцепторная, – имеют электронную природу. В примесных полупроводниках атомы примеси образуют однозарядные радикалы и специфические связи, отличающиеся от связей исходного полупроводника – одноэлектронных в случае акцепторных атомов и трехэлектронных – в случае донорных атомов. Электроны на этих связях имеют относительно низкую энергию активации и могут почти свободно перемещаться вдоль ковалентных связей кристаллической решетки. В рамках модели связевой проводимости удастся объяснить наблюдаемые в полупроводниках физические явления и эффекты.

Донорно-акцепторный вентильный эффект. На контакте полупроводников *n*- и *p*-типа происходит перенос электронов из *n*-области в *p*-область, в результате чего электронные плотности на их границе выравниваются и возникает контактная разность потенциалов, которая создается благодаря ионизации примесных атомов и образованию катионов донорных атомов и анионов акцепторных атомов. Наложение внешнего электрического поля на *p-n*-переход в прямом направлении приводит к обогащению приграничной области контакта электронами за счет переноса активированных электронов донорных атомов из внутреннего объема полупроводника, что приводит к нейтрализации положительных зарядов в *p*-области и уменьшению толщины запирающего слоя и соответствующему увеличению тока через полупроводник. При встречном включении внешнего поля создаваемый им потенциал складывается с внутренним потенциалом на контакте, что приводит к увеличению запирающего (контактного) слоя *p-n*-перехода и соответствующему уменьшению тока полупроводника. При объяснении механизма формирования контактного потенциала отпадает необходимость в привлечении нефизического понятия дырки [1].

Эффект Холла. Природа эффекта Холла заключается в том, что при поступательном движении электронов возникает сила Лоренца, под действием которой электроны отклоняются к одной из внешних границ, заряжая ее отрицательным зарядом. При этом противоположная граница пластины приобретает нескомпенсированный положительный заряд. В результате на поперечных гранях пластинки образца возникает разность потенциалов, обусловленная направленным действием на термически активированные электроны лоренцевой силы. Знак и величина холловского напряжения определяется направлением переноса активированных электронов, зависящего от напряженности магнитного поля, обуславливаемого циклотронным эффектом, и от температуры, которой определяется число активированных электронов. Аналогичным образом удастся объяснить и другие явления и эффекты в полупроводниках, такие как эффекты Холла, магнетосопротивления, Ганна, Зеебека, Пельтье и т.п.

Литература

1. Потапов А.А. Природа и механизм проводимости полупроводников.// Путь науки, 2014, №1.

СПОСОБ СНИЖЕНИЯ НАПРЯЖЕНИЙ В БОЛЬШЕГРУЗНЫХ МОНОКРИСТАЛЛАХ КРЕМНИЯ ПРИ ВЫРАЩИВАНИИ МЕТОДОМ ЧОХРАЛЬСКОГО

Н.А. Везуб¹⁾, А.И. Простомолотов¹⁾

¹⁾ *Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем механики им. А.Ю. Ишлинского Российской академии наук, г. Москва*

Анализ пространственного распределения напряжений в монокристалле кремния, выращиваемом методом Чохральского, показывает наибольшие напряжения в тонкой шейке конуса слитка, вызванные гравитационной нагрузкой при большом весе монокристалла [1]. Наличие сверхбольших напряжений представляет актуальную проблему для технологии выращивания монокристаллов кремния диаметром 400 мм, для решения которой предлагаются специальные поддерживающие устройства [2]. В данной работе рассматривается устройство, позволяющее осуществить дополнительную поддержку монокристалла без вмешательства в процесс выращивания.

Суть этого устройства состоит в применении кольца, охватывающего монокристалл и изготовленного из упругого материала со специальным покрытием и с большим, чем у кремния, коэффициентом объемного расширения. В начале процесса (Рис. 1а) кольцо погружено в расплав и имеет больший диаметр, чем требуемый диаметр монокристалла. В начале выращивания цилиндрической части (Рис. 1б) кольцо попадает в более холодную зону и его диаметр уменьшается до диаметра монокристалла. На последующих стадиях выращивания кольцо с участком обжатия перемещается вверх в более холодные зоны теплового узла, за счет чего сила обжатия возрастает и снижается нагрузка на шейку слитка по мере увеличения длины монокристалла (Рис. 1в).

Эффект от применения поддерживающего устройства подтверждается результатами расчетов напряжений в кристалле диаметром 400 мм и длиной 480 мм. В отсутствие поддержки максимальные напряжения вызваны большим весом и возникают в шейке слитка (115 МПа). Они существенно превышают максимальные термоупругие напряжения в более нагретой нижней части кристалла. Применение предлагаемой поддержки создает плотный кольцевой охват монокристалла, что существенно снижает напряжения в шейке слитка до 27 МПа за счет перераспределения нагрузки, создаваемой весом монокристалла, на поддерживающие стержни. Преимущество предлагаемого устройства в отличие от [2] состоит в возможности его использования без вмешательства в процесс выращивания (т.е. без прекращения вращения и вытягивания кристалла из расплава). Нежелательный контакт кольца и нижней части стержней с расплавом кремния в начале выращивания может быть устранен нанесением на них специального покрытия.

Работа выполнена при поддержке Проектами РФФИ № 12-02-01126, № 14-08-00454.

Литература

1. А.И. Простомолотов, Н.А. Везуб, В.С. Просолович. Моделирование термонапряженного состояния монокристаллов с учетом анизотропии и пластичности при выращивании методом Чохральского // Вест. ТГУ. Естест. и тех. науки, 18, 4, 2013, стр. 1863-1864.
2. T. Iida et.al. Development of crystal supporting system for diameter of 400mm silicon crystal growth // J. Crystal Growth, 229, 2001, p. 31-34.

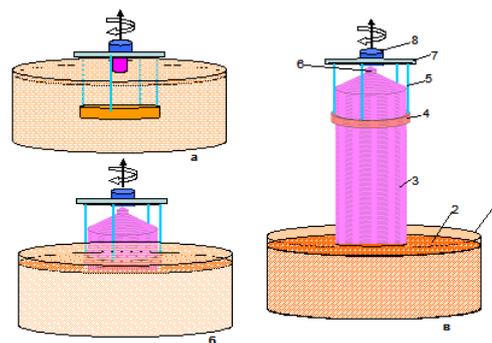


Рис. 1. Устройство для поддержки монокристалла на 3-х стадиях выращивания (а,б,в): тигель 1; расплав 2; монокристалл, состоящий из шейки, конуса и цилиндрической части 3; кольцевая поддержка 4 на стержневых держателях 5; шейка 6; дисковый держатель стержней 7 с креплением к штоку 8.

ФОТОЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТРУКТУР НА БАЗЕ ПОРИСТОГО КРЕМНИЯ

*Латухина Н.В., Рогожина Г.А., Рогожин А.С., Лизункова Д.А., Гаршин А.А.
Самарский государственный университет, Россия*

Прогресс в развитии современной полупроводниковой электроники связан с освоением новых материалов, обладающих более эффективными электрофизическими и эксплуатационными показателями. Один из таких перспективных материалов – пористый кремний (ПК). Он обладает уникальными физико-химическими свойствами и достаточно простой технологией изготовления. Это делает его перспективным для многочисленных применений не только в электронике, но и в энергетике, технологии полупроводников, медицине. Использование ПК в фотоэлектрических преобразователях позволяет расширить спектр поглощения ФЭП и увеличить дозу поглощаемой световой энергии[1]. Формирование пор на текстурированной поверхности заметно меняет весь ход спектральной характеристики fotocувствительности, существенно увеличивая ее в коротковолновой части. Максимум спектральной чувствительности смещается от положения для монокристаллического кремния (880–900 нм) в область 400 нм. Это изменение можно объяснить поглощением фотонов в материале с большей шириной запрещенной зоны, чем у монокристаллического кремния. Таким материалом могут быть нанокристаллы кремния, образующиеся в порах при глубоком анодном травлении

В данной работе слой пористого кремния создавался электрохимическим травлением на подложках монокристаллического кремния, поверхность которых имела специальный микрорельеф. Фотоэлектрические измерения включали измерение напряжения холостого хода и тока короткого замыкания в зависимости от уровня освещенности, а также спектральные зависимости фотопроводимости и тока короткого замыкания в диапазоне длин волн от 400 до 1000 нм. Фотоэлектрические измерения проводились на структурах со специально созданным р-п-переходом, расположенным внутри макропористого слоя. На рабочую поверхность структуры n-типа проводимости наносились диэлектрические покрытия из сульфида цинка или фторида диспрозия.

Все структуры показали хорошую fotocувствительность: для уровня освещенности белым светом 4000 Лк напряжение холостого хода составляло от 300 до 550 мВ, плотность тока короткого замыкания –80 мА при освещаемой площади 600 мм². Это значительно выше соответствующих параметров контрольных fotocувствительных структур, изготовленных по аналогичной методике без пористого слоя.

Исследования спектральных зависимостей тока короткого замыкания показали, что вид кривых спектральных зависимостей зависит от геометрии пористого слоя. Наличие диэлектрического покрытия из фторида диспрозия почти не изменяет ход спектральной зависимости, но увеличивает ток короткого замыкания почти на 50% во всем спектральном диапазоне. Влияние покрытия из сульфида цинка менее заметно.

Таким образом, проведенные исследования показывают, что предложенная технология создания пористого слоя на поверхности с заранее созданным микрорельефом позволяет изготавливать fotocувствительные кремниевые структуры с расширенным в коротковолновую область спектральным диапазоном чувствительности и хорошими фотоэлектрическими свойствами.

Литература

1. Н.В. Латухина, Н.А. Нечаева, В.А. Храмов, А.В. Волков, А.Н. Агафонов Структуры с макропористым кремнием для фотопреобразователей на кремниевой подложке// Сб. докл. Харьковской нанотехнологич. Ассамблеи. Т.2. Тонкие пленки в оптике и нанoeлектронике. Харьков: ННЦ «ХФТИ». ИПП «Контраст». 2006. С. 207-211

ОСОБЕННОСТИ СПЕКТРОВ ХАРАКТЕРИСТИЧЕСКИХ ПОТЕРЬ ЭНЕРГИИ ЭЛЕКТРОНОВ В ИОННО ИМПЛАНТИРОВАННЫХ СЛОЯХ КРЕМНИЯ

А.С. Рысбаев, Ж.Б. Хужаниёзов, А.М.Рахимов, Р.Ф. Файзуллаев, И.Р.Бекпулатов

Ташкентский Государственный Технический Университет,

ул. Университетская, 2, Ташкент, 100095, Узбекистан.

Изучение спектров характеристических потерь энергии (ХПЭ) электронов позволяет получить информацию о состояний валентных электронов (по частотам возбуждения поверхностных и объёмных плазмонов) и о распределении плотности электронных состояний твердых тел (по частотам межзонных переходов электронов). В данной работе приводятся результаты экспериментального и теоретического исследования особенностей плазменных колебаний валентных электронов в ионно-имплантированном кремнии. Были сняты спектры ХПЭ монокристалла Si(111) в процессе имплантации ионов Ba^+ , Na^+ с энергия 1кэВ. Обнаружено, что начиная с доз облучения близких к дозе аморфизации Si(111) происходит сдвиг энергии поверхностного ($\hbar\omega_s$) и объёмного плазмона ($\hbar\omega_v$) в область низких энергий. Для определения спектра энергетических потерь первичного пучка в ионно-имплантированном Si мы исходили из двухжидкостной модели электронного газа. Т.е. имеется нарушенный слой толщиной a с диэлектрической проницаемостью $\varepsilon(\omega, z)$, который граничит с ненарушенным чистым Si с диэлектрической проницаемостью $\varepsilon_0(\omega, z)$. В длинноволновом пределе диэлектрическая проницаемость ионноимплантированного полупроводника может быть записана в виде: $\varepsilon(\omega, z) = \varepsilon_0(\omega) + \varepsilon_s(z)$,

$$\text{где} \quad \varepsilon_s(z) = \frac{4\pi e^2}{m} N_{imp}(z) \sum_{t=v} \frac{Z_{\alpha\phi\phi,1}}{\left(\omega_{1c}^2 - \omega_{pe}^2\right)} \quad (1)$$

Излучение объёмных плазмонов в среде с локальной ДП $\varepsilon(\omega, z)$ электроном, находящимся в вакууме, является переходным. Анализ черенковского процесса генерации объёмного плазмона электроном, находящимся в среде, показал, что пик спектра описывается выражением, содержащим интеграл в котором χ есть пространственное затухание волнового поля налетающего электрона в среде. Процесс генерации объёмного плазмона содержит пик при условии $z_{max} = z_0(\omega)$ или $\varepsilon_0(\omega) + \varepsilon_s(z_{max}) = 0$.

$$\text{Im} \int_0^{\infty} dz \exp(-2\chi z) \frac{1}{\varepsilon(\omega, z)} = \frac{\pi \left[-\varepsilon_0(\omega) + \varepsilon_s(z_{max}) \right]}{\left| d\varepsilon_s / dz \right|_{z=z_0}} \exp[-2\chi z_0(\omega)], \quad (2)$$

Следовательно, положение пика объёмного плазменного резонанса в ионно-имплантированном Si приходится на низкочастотный край диапазона возбуждаемых частот, определяемых неравенством $-\varepsilon_s(z_{max}) \leq \varepsilon_0(\omega) \leq 0$. Поскольку с ростом дозы облучения величина $\varepsilon_s(z_{max})$ увеличивается, сдвиг пика в сторону меньших энергий также возрастает по отношению к положению $\hbar\omega_{рез}$ в чистом Si.

Работа выполнена при поддержке Государственного гранта Ф-2-31.

ФОРМИРОВАНИЕ ТОНКИХ НАНОРАЗМЕРНЫХ ПЛЁНОК СИЛИЦИДОВ НА ПОВЕРХНОСТИ МОНОКРИСТАЛЛА Si

А.С. Рысбаев, Ж.Б. Хужанийёзов, И.Р. Бекпулатов, З.А. Рысбаева, Р.Ф. Файзуллаев

Ташкентский Государственный Технический Университет,

ул. Университетская, 2, Ташкент, 100095, Узбекистан.

Успехи физической науки неразрывно связаны с развитием нанoeлектроники и нанотехнологии. Это связано с тем, что наноразмерные кристаллы обладают уникальными свойствами, отличными от свойств их массивных аналогов. Целью данной работы является исследование процесса формирования тонких наноразмерных плёнок силицидов в приповерхностной области Si(111) и Si(100) при имплантации низкоэнергетических ионов P^+ , B^+ , Va^+ и щелочных элементов и последующем термическом прогреве. Эксперимент проводился в сверхвысоковакуумном приборе с анализатором с тормозящим полем методами электронной спектроскопии и дифракции электронов [1]. Имплантация ионов проводилась с энергией $0,5 \div 1,0$ кэВ, с различной дозой облучения. Установлено, что имплантация ионов Va^+ , P^+ , B^+ и щелочных элементов приводит к аморфизации приповерхностного слоя Si. Для каждого типа ионов определены критические дозы аморфизации. Изменения в спектрах оже-электронов Si при этом свидетельствовали о частичном образовании химического соединения между атомами Si и внедренной примеси. Кратковременный термический отжиг ионно-имплантированных образцов Si приводит к полной рекристаллизации поверхности и образованию тонких плёнок силицидов металлов: BaSi, NaSi, KSi, CsSi, а также фосфида кремния SiP и силицида бора SiB_3 . Толщина силицидных плёнок составляла от 5 до 20 нм. Были обнаружены следующие новые двумерные сверхструктуры: Si(111)-1x1Ba, Si(111)-1x1Na, Si(111)-2x2Rb, Si(111)-4x4Li, Si(111)-1x1P, Si(111)- $(\sqrt{3} \times \sqrt{3})R30^\circ$ -B, Si(100)-4x4Na, Si(100)-2x2Ba, Si(100)-2x4Rb, Si(100)-2x1K, Si(100)-2x8Cs (рис.).

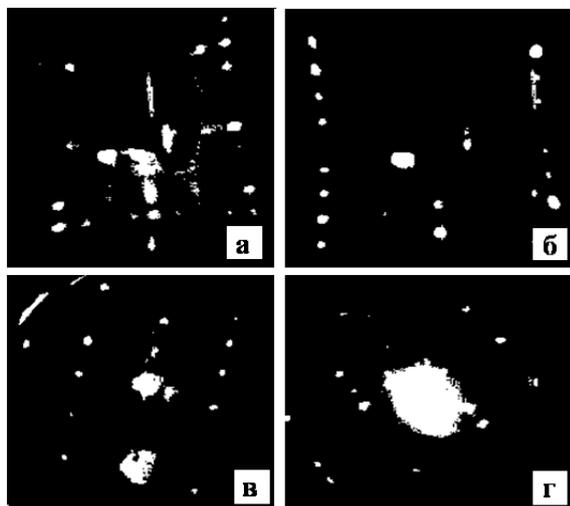


Рис. Картины ДМЭ от поверхности Si(100), имплантированного ионами Na, Rb, K, Cs: Si(100)-4x4Na-а; Si(100)-2x4Rb-б; Si(100)-2x1K-в; Si(100)-2x8Cs-г.

Таим образом, в работе показана возможность создания тонких наноразмерных плёнок силицидов на поверхности монокристаллов Si(111) и Si(100), определены оптимальные технологические режимы имплантации и последующего термического отжига.

Работа выполнена при поддержке Государственного гранта Ф-2-31.

Литература

[1] А.С. Рысбаев, А. Ташатов, Ш. Джуроев, Ж. Хужаниязов, Поверхность **12**, 98 (2011).

ВЛИЯНИЕ ТОЧЕЧНЫХ ДЕФЕКТОВ НА СКОРОСТЬ КОАЛЕСЦЕНЦИИ КИСЛОРОДСОДЕРЖАЩИХ ПРЕЦИПИТАТОВ В КРЕМНИИ

Т.М. Махвиладзе *М.Е. Сарычев*

Физико-технологический институт РАН, Москва

Требования к качеству кремниевых пластин, используемых в производстве СБИС, постоянно возрастают; поэтому все большее внимание уделяется экспериментальному и теоретическому изучению процессов образования и роста различного рода включений. Одним из таких процессов, протекающих на стадиях посткристаллизационного охлаждения кремния и его последующей термообработки, является распад пересыщенного раствора кислорода в кремнии, приводящий к формированию преципитатных частиц двуокиси кремния SiO_2 .

В настоящей работе развивается модель кинетики процесса коалесценции кислородных преципитатов в кристаллическом бездислокационном кремнии. В стадии коалесценции кислородное пересыщение уже сильно истощено и поэтому не является доминирующим источником роста преципитатной фазы, который теперь осуществляется в основном за счет распада частиц размером меньше критического [1]. В предлагаемой модели в дополнение к механизмам, уже учитывавшихся ранее (см., например [2]), включена также адсорбция неравновесных точечных дефектов (вакансии, атомарные примеси) из объема кремниевой матрицы в межфазную границу (интерфейс) между преципитатом и кремнием. Как было показано в работах [3,4], этот процесс может достаточно сильно изменять значение коэффициента поверхностного натяжения межфазной границы. В то же время эта величина в значительной степени определяет критический радиус преципитатных частиц и тем самым кинетику коалесценции.

Для преципитатов сферической формы с помощью результатов, полученных в [3,4.], найдены и проанализированы зависимости скорости роста радиуса преципитатной частицы в стадии коалесценции от концентрации точечных дефектов в кремниевой матрице в различных кинетических режимах. Получены условия, связывающие размеры частиц, концентрацию дефектов, температуру, а также микроскопические характеристики матрицы и преципитата, при которых скорость роста будет положительной, т.е. условия, обеспечивающие рост частиц данного радиуса в зависимости от концентрации дефектов в объеме кремния. Даны оценки концентраций дефектов, необходимых для реализации различных режимов коалесценции. Получена и исследована также зависимость от концентрации дефектов величины среднего по ансамблю радиуса преципитатных частиц.

Литература

1. Е.М. Лифшиц, Л.П. Питаевский. Физическая кинетика., Москва: Наука, 1979, 628 с.
2. В.И. Таланин, И.Е. Таланин. Кинетическая модель роста и коалесценции преципитатов кислорода и углерода во время охлаждения кристалла кремния после выращивания // ФТТ, Т.53, № 1., 2011, стр.114-120.
3. Т.М.Махвиладзе, М.Е.Сарычев. Термодинамический анализ прочности границ соединенных материалов в зависимости от их микроструктуры и содержания точечных дефектов // Труды ФТИАН, Т.20, 2009, стр.111-133.
4. Р.В. Гольдштейн, Т.М. Махвиладзе, М.Е. Сарычев. Моделирование кинетики адсорбции решеточных дефектов границей соединенных материалов // Поверхность, №8, 2011, стр.5-11.

МЕХАНИЧЕСКИЕ НАПРЯЖЕНИЯ В ПЛАЗМОХИМИЧЕСКОМ SiN_x:H.

О.И.Семенова¹, А.И.Козельская², Е.В.Спесивцев¹

¹Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН, г. Новосибирск

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск

Слои гидрогенизированного нитрида кремния применяются в микроэлектронике при изготовлении интегральных схем, микромеханических устройств, фотоприёмников ИК - диапазона, антиотражающих покрытий для солнечных элементов. Особый интерес к напряженным слоям нитрида кремния обусловлен использованием их в технологии CMOS-транзисторов компании Intel для увеличения подвижности носителей зарядов. Относительно недавно диэлектрические пленки с высокими значениями механических напряжений нашли применение при разработке элементов кремниевой фотоники для генерации нелинейных оптических свойств в кремнии [1].

Пленки SiN_x:H по реакции аммонолиза моносилана осаждали в реакторе планарного типа при пониженном давлении при температурах 150 и 250⁰С в плазме ВЧ-разряда (13.56 МГц). Структуры SiN_x:H на подложке монокристаллического Si анализировались методами спектральной и сканирующей эллипсометрии. С помощью спектрального эллипсометра преломления пленки и ее толщина. С использованием сканирующего эллипсометра высокого пространственного разрешения «МИКРОСКАН-М» измерялось распределение толщины пленки по всей поверхности пластины с учетом показателя преломления пленки, найденного из спектроэллипсометрических измерений. Исследования механических напряжений и их изменения при термических отжигах исследованы с помощью установки для измерения напряжений в тонких пленках «FLX-2320-S Film Stress Measurement System». Метод основан на измерении радиуса изгиба пластины кремния до и после нанесения пленок SiN_x:H.

Для всех исследованных слоев нитрида кремния наблюдались растягивающие механические напряжения в диапазоне от 400 до 670 МПа. При нагревании до 350 – 400⁰С происходит уменьшение внутренних напряжений, что обусловлено разрушением связей Si-H и N-H, выделением водорода и релаксацией механических напряжений.

Работа выполнена при частичной поддержке гранта РФФИ № 14-03-91154 ГФЕН а.

Литература

1. C. Schriever et al. Strained Silicon Photonics. //Materials, 5, 2012 p.889-908.

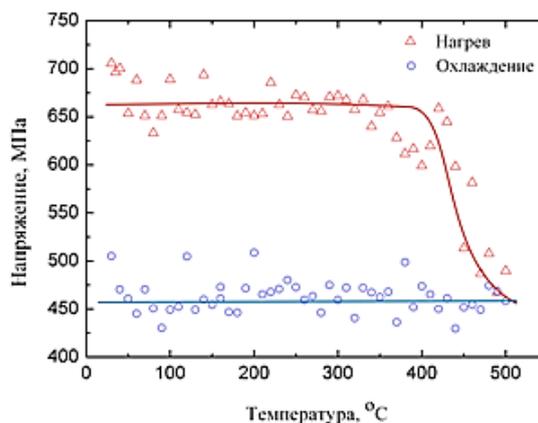


Рис. 1. Изменение механических напряжений для нитрида кремния в зависимости от температуры отжига.

«ЭЛЛИПС-1891» определялся показатель преломления пленки и ее толщина. С использованием сканирующего эллипсометра высокого пространственного разрешения «МИКРОСКАН-М» измерялось распределение толщины пленки по всей поверхности пластины с учетом показателя преломления пленки, найденного из спектроэллипсометрических измерений. Исследования механических напряжений и их изменения при термических отжигах исследованы с помощью установки для измерения напряжений в тонких пленках «FLX-2320-S Film Stress Measurement System».

NEXAFS И XPS ИССЛЕДОВАНИЯ ПОРИСТОГО КРЕМНИЯ

Сивков В.Н.¹⁾, Ломов А.А.²⁾, Некипелов С.В.¹⁾, Сивков Д.В.¹⁾, Петрова О.В.¹⁾

¹⁾ Коми научный центр Уральского Отделения РАН, Сыктывкар, Россия.

²⁾ Физико-технологический институт РАН, Москва, Россия.

В работе обсуждаются результаты рентгеноспектральных (near edge X-ray absorption fine structure, NEXAFS) и фотоэлектронных (X-ray photoelectron spectroscopy, XPS) с использованием синхротронного излучения (СИ) исследований слоев пористого кремния (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. Изучение образцов методом XPS в широком интервале энергий фотоэлектронов показали отсутствие атомов йода на поверхности ПК. На рис.1 приведены NEXAFS Si2p-спектров исследованных образцов ПК, которые демонстрируют наличие SiO₂ на поверхности ПК с эффективной толщиной d_{eff} в несколько нм и кристаллического Si под ним.

На рис.2 представлены XPS Si 2p-спектры образца ПК для разных энергий квантов hν, нормированные по интенсивности на пик SiO₂ (I₂). Положение основных пиков соответствует энергиям связи 2p-электронов атомов кремния в чистых Si (E₁ = 99,8 эВ) и SiO₂ (E₂ = 103,3эВ). Это указывает, что на поверхности ПК находится слой SiO₂ и его толщина сравнима с длинами свободного пробега λ₂ электронов в SiO₂ с кинетическими энергиями равными разности hν и E₁. Эти λ₂ равны 0.88, 1.27, 1.9 и 2.72 нм [1] для энергий квантов 250, 400, 650 и 1000 эВ, соответственно. Наблюдается усиление интенсивности I₁ пика характерного для Si с увеличением hν, связанного с ростом λ₂. Принимая во внимание малую величину d_{eff}, можно пренебречь поглощением СИ в этом слое при анализе изменений сигнала XPS от кристаллического кремния. При условии однородности слоя и равенства плотностей слоя SiO₂ и Si в ПК плотностям массивных материалов d_{eff} определяются уравнением:

$$d_{\text{eff}} = \lambda_2 \cdot \ln(1 + \lambda_1 I_2 / (0.633 \cdot \lambda_2 I_1)),$$

где λ₁ длины свободного пробега электронов в Si равные 0.657, 1.016, 1.561 и 2.258 нм [1] для энергий квантов 250, 400, 650 и 1000 эВ, соответственно. Полученные в настоящей работе значения d_{eff} для исследованных образцов ПК располагаются в интервале 1.5 - 2.4 нм.

Работа выполнена в рамках двухсторонней программы Русско-Германской лаборатории на BESSY-II и при финансовой поддержке грантов РФФИ 12-02-00088-а и РНФ 14-12-00179.

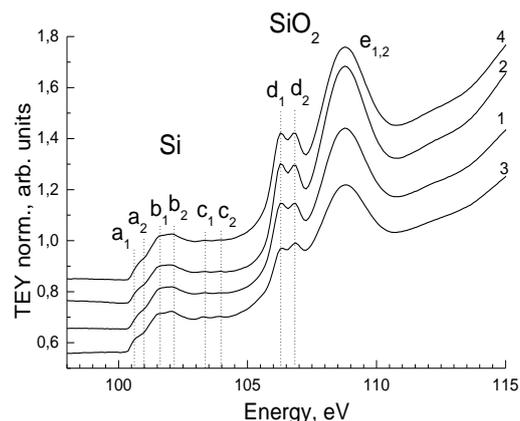


Рис.1. NEXAFS Si2p-спектры образцов ПК: КДБ (1,2), КЭС (3,4), травление в электролите без (1,3) и с добавлением йода (2,4).

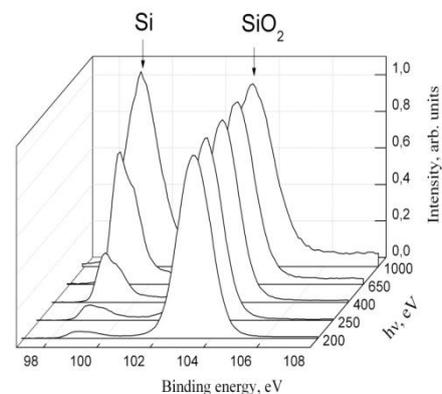


Рис.2. Фотоэлектронные Si 2p-спектры образца ПК для различных энергий падающих рентгеновских квантов. Спектры нормированы на интенсивность пика оксида кремния. Стрелками соответственно обозначены положения энергии связи в Si и SiO₂.

Литература

NIST Electron Inelastic-Mean-Free-Path Database (<http://www.nist.gov/srd/nist71.cfm> 3

ВЛИЯНИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ПОЛЕЙ УПРУГИХ ДЕФОРМАЦИЙ НА ПРОСТРАНСТВЕННУЮ ОРГАНИЗАЦИЮ SIGE КВАНТОВЫХ ТОЧЕК

Смагина Ж.В., П.А. Кучинская¹, В.А. Зиновьев¹, А.В. Двуреченский^{1,3}, Т.Н.Векшенкова^{1,2}, С.А. Рудин¹

¹Институт Физики Полупроводников им.А.В. Ржанова, Новосибирск

²Новосибирский Государственный Технический Университет, Новосибирск

³Новосибирский Государственный Университет, Новосибирск

В настоящее время, группы туннельно-связанных квантовых точек, упорядоченных в пространстве, считаются наиболее перспективными объектами для создания на их основе приборов, работа которых будет основана на законах и принципах квантовой механики. Ранее нами была продемонстрирована возможность контролируемо получать упорядоченные в кольца группы из близкорасположенных наностроек Ge (квантовых точек) [1]. Упорядоченные группы квантовых точек (КТ) формировались осаждением Ge на поверхность гетероструктуры, представляющей собой подложку Si(100) с предварительно созданными на ней затравками в виде напряжённых SiGe нанодисков, закрытых тонким слоем Si. Для выяснения причин упорядоченного расположения КТ в группах нами были проведены расчёты распределения плотности энергии упругой деформации вдоль поверхности смачивающего слоя Ge, лежащего поверх слоя Si со встроенным источником деформации в виде SiGe нанодиска. Расчёты показали, что вблизи периметра круговой затравки имеется четыре локальных минимума плотности упругой энергии, расположенных по направлениям типа $\langle 100 \rangle$ относительно центра затравки (рис.1). Установлено, что наличие локальных минимумов энергии обусловлено анизотропией упругих свойств Si и Ge. Исследования методом сканирующей туннельной микроскопии (СТМ) показали, что именно над этими минимумами происходит зарождение островков. Нами было проведено исследование зависимости пространственного расположения КТ в группах от толщины закрывающего слоя Si над напряжёнными SiGe затравками. Было установлено, что с увеличением толщины закрывающего Si слоя наностройки Ge в группах сближаются друг с другом. При толщинах закрывающего слоя более 30 нм кольцевая конфигурация островков не наблюдается, но влияние затравочных областей прослеживается через зарождение и рост преимущественно парных островков. Авторы благодарят А.А. Шкляева и С.А. Тийса за проведение исследований методом СТМ, В.А. Армбристера за создание экспериментальных структур. Работа выполнена при поддержке РФФИ (гранты №13-02-912105,14-02-90036).

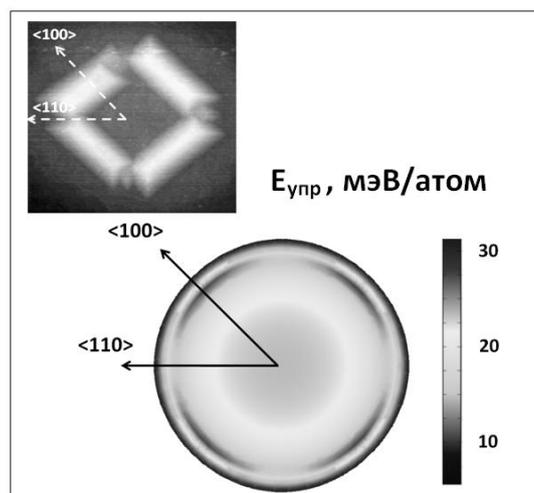


Рис.1. Расчёт поверхностного распределения плотности упругой энергии. Вставка: СТМ - снимок группы из 4-х

Литература

[1] В. А. Зиновьев, А.В. Двуреченский, П.А. Кучинская, В.А. Армбристер, А.В. Мудрый «Формирование упорядоченных групп квантовых точек при гетероэпитаксии Ge/Si». Автометрия, т.49, № 5, стр.6-12, 2013

МИКРОСТРУКТУРА КРИСТАЛЛОВ SiGe БОЛЬШОГО ДИАМЕТРА

Д. М. Сорокин¹⁾, Т. С. Аргунова¹⁾, Н. В. Абросимов^{2, 3)}

¹⁾Физико-технический институт им. А. Ф. Иоффе РАН, С.-Петербург, Россия

²⁾Leibniz Institute of Crystal Growth, Берлин, Германия

³⁾Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия

Монокристаллы твердых растворов SiGe используют для производства электронных приборов и солнечных батарей. Объемные кристаллы SiGe перспективны для биполярных приборов SiGe/Si и подложек SGOI, изготовленных прямым сращиванием [1]. Кристаллы высокого структурного качества диаметром ≥ 50 мм и содержанием Ge до 15%, полученные в лабораторных условиях, выращивают методом Чохральского. Исследование дефектов структуры в связи с условиями роста и содержанием Ge является актуальной задачей.

Источники синхротронного излучения (СИ) третьего поколения имеют малый угловой размер, что обеспечивает высокую пространственную когерентность пучка. Исходный спектр СИ может иметь форму кривой с максимумом при определенной энергии; таким образом, полихроматическое СИ частично когерентно и может быть использовано для регистрации рентгеновских фазово-контрастных изображений микро-объектов. Использование СИ без монохроматора позволяет регистрировать фазовые изображения и дифракционные топограммы последовательно в процессе одного эксперимента [2].

В работе представлены результаты исследования структурного совершенства монокристаллов SiGe диаметром до 40 мм и содержанием Ge до 9%. Схема эксперимента на станции X-ray micro-imaging источника СИ Pohang Light Source (Корея) показана на Рис. 1. Детекторы для измерения фазовых и топографических изображений имели размеры пиксела 0.45 μm и 30 μm , соответственно; рентгеновская пленка обеспечивала субмикронное разрешение.

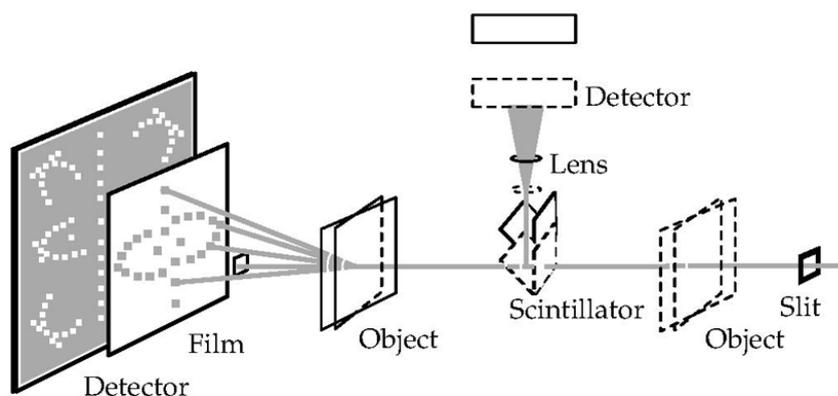


Рис.1. Фазово-контрастная микроскопия и рентгеновская топография на источнике СИ.

Анализ изображений позволил: (i) выявить распределение упругих напряжений; (ii) определить источники дислокаций; (iii) установить типы, распределение и плотность дислокаций; (iv) оценить структурную и композиционную однородность; (v) связать протекание пластической деформации с содержанием Ge при охлаждении в ходе роста.

Литература

1. T. S. Argunova, *et. al.* J. Phys. D: Appl. Phys., **42**, 2009 p. 085404
2. Т. С. Аргунова, А. Г. Забродский, Л. М. Сорокин, Н. В. Абросимов, Дж. Х. Дже.// Кристаллография, **56**, 2011 стр. 868-875.

НОВЫЙ ПОДХОД К ИЗУЧЕНИЮ ПРОЦЕССА ВЫПЛАВКИ КРЕМНИЯ

А.К. Тимофеев¹⁾, Н.В. Немчинова²⁾

¹⁾ магистрант, Иркутский государственный технический университет, г. Иркутск

²⁾ д.т.н., заведующая кафедрой Иркутский государственный технический университет, г. Иркутск

Для изучения карботермического получения кремния в руднотермической печи (РТП) мы используем физико-химическое моделирование с помощью программного комплекса «Селектор». В результате моделирования нами была сформирована восьмirezервуарная математическая модель процесса, которая была апробирована на «ЗАО Кремний» (г. Шелехов) [1]. Для оперативности использования нашей модели были разработаны программы «Программа подготовки данных для ввода в физико-химические модели технологических процессов (версия 1)» и «Расчет материального баланса процесса выплавки кремния в электродуговых печах»; данные разработки имеют свидетельства о государственной регистрации программ для ЭВМ [2].

При оценке адекватности модели, описывающей процесс карботермического восстановления кремния из кремнезема, мы учитывали следующие показатели: содержание кремния в расплаве; извлечение кремния в выплавляемый продукт; фазовый состав примесных включений в продуктах (расплав и пылегазовая смесь) плавки; принятые в резервуарах (мультисистемах) температуры, реально отвечающим протеканию основных химических реакций в РТП; химический состав сырьевых и технологических материалов, применяемых в промышленных условиях, а также воздуха, вводимых в модель; загрузку шихтовых материалов с учетом заводских коэффициентов [2].

Моделирование процесса выплавки кремния в РТП позволило детально изучить влияние загрузочных коэффициентов на извлечение черного кремния. Неизменными параметрами, введенными в модель, являлись: химический состав шихтовых компонентов; температура в принятых восьми резервуарах (°С, соответственно: 400, 1100, 1530, 2200, 1600, 1470, 25). При этом мы наблюдали изменение извлечения кремния в модели при различных загрузочных коэффициентах шихты. В результате можно сделать вывод о том, что извлечение целевого продукта при различных вариантах загрузки шихтовых материалов в печь изменяется и зависит от соотношения различных восстановителей в шихте. Это необходимо учитывать при подборе загрузочных шихтовых коэффициентов, так как в масштабе предприятия это ведет к значительным экономическим потерям.

Литература

1.Тимофеев А.К., Немчинова Н.В. Применение моделирования при изучении процесса выплавки кремния // Матер. междунар. науч.-техн. конф. молодых ученых и специалистов «Актуальные вопросы металлургии цветных металлов» (16 – 19 мая 2011 г., г. Красноярск) . Красноярск: СФУ, 2011. - С. 63-66.

2.Свидетельство № 2011614945, Российская Федерация, Программа подготовки данных для ввода в физико-химические модели технологических процессов (версия 1) / Н.В. Немчинова, С.С. Бельский, А.К. Тимофеев; заявитель и патентообладатель ГОУ ВПО ИрГТУ. – № 2011613098, заявл. 29.04.2011; опубл. 23.06.2011.

3.Немчинова Н.В., Бельский С.С., Тимофеев А.К. Карботермическое получение кремния в электродуговых печах // Технология металлов. – 2012. – №6. –С. 3-9.

РИСОВАЯ ШЕЛУХА – ИСХОДНОЕ КРЕМНЕУГЛЕРОДНОЕ СЫРЬЕ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ТЕХНИЧЕСКОГО КРЕМНИЯ

Ким В.А., Требухова Т.А., Кударин С.Х., Тусупова А.У.

Химико-металлургический институт им. Ж. Абишева, Караганда, Казахстан

В Химико-металлургическом институте им. Ж. Абишева проведены исследования по изучению физико-химических свойств рисовой шелухи – исходного сырья для получения монокристаллического кремния. Использовалась рисовая шелуха, полученная после обработки риса, выращенного в с. Бакбакты, Алматинской области, Балхашского района – регион дельты реки Или.

На основании лабораторных исследований установлено, что после соответствующей термической переработки рисовой шелухи можно получить твердый продукт – кремнеуглерод, представляющий собой гомогенную смесь аморфных, высокоактивных кремнезёма (SiO_2) - 55 % и углерода ($\text{C}_{\text{тв.}}$) - 45 %, выход которого в процессе пиролиза составляет 30-50 %. В образующемся при термообработке рисовой шелухи кремнеуглероде соотношение между количеством кремнезема и углерода близко к стехиометрическому, требуемому для полного восстановления кремния из кремнезема. При этом высокая степень гомогенности аморфной смеси SiO_2 и $\text{C}_{\text{тв.}}$ предопределяет повышенные кинетические возможности восстановительного процесса в электропечи, и, как следствие, низкий расход электроэнергии, получение технического кремния высокой чистоты вследствие малого содержания примесных элементов в растительном сырье.

Спектральным (атомно-эмиссионным) методом анализа установлено присутствие в золе рисовой шелухи: Mn (0,04 %), Cu (0,03 %), P (0,3 %), Zn (0,015 %), Ti (0,01 %), As (<0,01 %), B (< 0,03 %), Li (0,002 %). Также обнаружены: Sc, Sb, Pb, Zr, Ga, W, Cr, Ni, Ba, Be, Nb, Mo, Sn, V, Cd, Yb, Ag, Co, Sr, суммарное количество которых составило 0,030 %. Элементы Au, Hf, Hg, In, Ta, Te, Th, Tl, U не обнаружены. Химическими методами анализа определено содержание в золе рисовой шелухи: $\text{Fe}_{\text{общ}}$ (0,09 %), CaO (5,44 %), Al_2O_3 (0,36 %), SiO_2 (89,09 %), P (0,3 %). Технический анализ рисовой шелухи: W^{a} - 4,35 %, V^{d} - 49,48 %, A^{d} - 18,65 %.

Согласно рентгенофазовому анализу, кремнезём (диоксид кремния) исходной рисовой шелухи присутствует в слабо кристаллизованной форме – разновидности аморфного состояния, в котором основная масса представлена аморфной структурой [1].

Проведен дифференциально-термический анализ исходной рисовой шелухи на дериватографе Q-1500 в атмосфере воздуха в температурном интервале 20-750°C. Скорость нагревания составляла 10°C. В изучаемом температурном интервале на кривой ДТА наблюдаются хорошо выраженные эндотермический эффект с максимумом 135°C, обусловленный испарением влаги и экзотермический эффект при температуре 250-270°C, указывающий на начало выделения летучих веществ, продолжающееся до температуры 600-650°C. Потеря массы при удалении влаги и летучих веществ составила соответственно 7,5-10 % и 50-60 %. Согласно данным ДТА и исследований по термоокислительной обработке (пиролизу) рисовой шелухи - температура максимального удаления летучих 600-700°C, продолжительность 10-20 мин [2].

Литература

1. Ким В.А. и др. Фазовые превращения кремнеуглерода органического происхождения //Материалы межд. науч.-практич. конф. «Физико-химические процессы и технологии получения металлургического кремния». – Караганда, 2012. - С. 71-74.

2. Тусупова А.У., Ким В.А. и др. Исследование теплофизических параметров процесса пиролиза рисовой шелухи в атмосфере инертного и окислительного газов //Материалы VII межд. конф. «Повышение технического уровня горно-металлургических предприятий на основе инновационных технологий». - Усть-Каменогорск, 2013. - С. 293-296.

КИСЛОТНО-УЛЬТРАЗВУКОВОЕ РАФИНИРОВАНИЕ КРЕМНИЯ ПРИ КАРБОТЕРМИЧЕСКОЙ ТЕХНОЛОГИИ

А.А. Тютрин

ФГБОУ ВПО «Иркутский государственный технический университет», г. Иркутск

В связи с повышением требований потребителей к качеству кремния необходимо использовать новые и совершенствовать существующие методы его рафинирования, которые позволили бы расширить сферу применения кремния металлургических марок. Нами были проведены исследования в области гидрометаллургического рафинирования кремния, включающие измельчение металлургического материала и последующую обработку полученного кремниевого порошка раствором соляной кислоты; при этом обработка порошка кремния раствором соляной кислоты проводилась под действием ультразвуковых колебаний [1].

Для проведения экспериментальных исследований по отработке новой методики очистки были отобраны образцы кремния с ЗАО «Кремний» из рафинировочного ковша вместимостью 2400 кг. По результатам серии опытных испытаний нами были выбраны: оптимальная крупность исследуемого материала (-150+100 мкм) и частота ультразвуковых колебаний ($22 \pm 1,65$ кГц).

Согласно предлагаемой методики рафинирования предварительно измельченный металлургический материал подвергался кислотной обработке на установке, состоящей из ультразвуковой ванны УЗВ-9/100 МП 22/44 и механической лопастной мешалки. Отношение Ж:Т было принято равным 4:1. В процессе выщелачивания температура за счет явления кавитации самопроизвольно повышалась в среднем до 47 ± 3 °С [2].

По данным химического анализа методом масс-спектрометрии с индуктивно связанной плазмой пробы рафинированного кремния была определена степень кислотно-ультразвуковой очистки (%) от: *Fe* – 95,6, *Al* – 93,8, *Ca* – 77,1, *P* – 39,5, *Ti* – 75,0, *Mg* – 96,1, *Cu* – 60,9, *Cr* – 18,2, *Mn* – 23,0, *B* – 37,8, *Zr* – 37,2, *Ni* – 32,7, *V* – 22,4, *Co* – 27,5, *Ge* – 6,0. В целом, было установлено, что предлагаемый нами способ более эффективен по сравнению с обычной кислотной обработкой: снижение содержания примесей составило, в среднем, 83,4 % против 31,4 %. Интенсификация процесса растворения примесей, протекающего во внутридиффузионной области, по сравнению с обычным солянокислым выщелачиванием осуществляется за счет кавитационного воздействия, обеспечивающего, по нашему мнению, появление множества микротрещин на поверхностях частиц кремния, подвергаемых действию ультразвука.

Нами было определено влияние технологических параметров (продолжительность, концентрация реагента и интенсивность перемешивания) кислотно-ультразвуковой очистки кремния на степень выщелачивания примесей. Таким образом, установлено, что наилучшие результаты по степени очистки показали данные экспериментов при продолжительности выщелачивания 120 мин, концентрации соляной кислоты 10-15 мас. % и интенсивности перемешивания 100 об/мин. Степень рафинирования кремния при этом в среднем составила 89 %.

Литература

1. Немчинова Н.В., Тютрин А.А. Изучение процесса гидрометаллургического рафинирования кремния // Цветные металлы-2011: матер. третьего междунар. конгресса (7-9 сент. 2011 г., г. Красноярск). Красноярск, 2011. С. 342-344.

2. Тютрин А.А. Разработка кислотно-ультразвукового рафинирования кремния при карботермической технологии: автореф. дис... канд. техн. наук: 05.16.03. – Иркутск, 2013. – 16 с.

ПРОТЯЖЕННЫЕ ТОПОЛОГИЧЕСКИЕ ДЕФЕКТЫ В КРЕМНИИ, ВОЗНИКАЮЩИЕ ПРИ СОВМЕСТНОЙ КЛАСТЕРИЗАЦИИ СОБСТВЕННЫХ МЕЖДОУЗЕЛЬНЫХ АТОМОВ И ВАКАНСИЙ

Л.И. Федина

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

Интерес к топологическим дефектам, связанным с нарушением геометрии межатомных связей при сохранении правильной координации атомов, обусловлен их влиянием на электронные и оптические свойства кристалла. Однако причины появления этих свойств у топологических дефектов неясны. Эти дефекты являются неотъемлемой частью многих протяженных дефектов и межзеренных границ. Протяженные {113}-дефекты, доминирующие в Si при длительных термических и радиационных воздействиях (вплоть до $T=800^{\circ}\text{C}$), являются их типичными представителями. В таком дефекте, механизм образования которого остается также дискуссионным, цепочки собственных междоузельных атомов (*Is*) связываются с матрицей Si с помощью пяти-, семи- и восьмизвенных колец. Как следует из последнего обзора [1], ни *ab initio* расчеты, предсказывающие компактные конфигурации *Is*, ни экспериментальные методы (DLTS, EPR, PAS, IR, PL), детектирующие большое разнообразие кластеров, не в состоянии разъяснить пути их эволюции в {113}-дефекты.

В докладе, на основе использования *in situ* облучения электронами в просвечивающем высокоразрешающем электронном микроскопе (ВРЭМ), компьютерного моделирования структуры дефектов и расчета их ВРЭМ изображений, будет рассмотрена оригинальная модель образования {113} дефектов, развиваемая нами с начала 90-х годов [2-5]. Ключевым моментом модели, основанной на возможности детектирования первичных конфигураций кластеров точечных дефектов (ТД) с помощью ВРЭМ до их трансформации в топологические дефекты, является самоорганизация вакансий/дивакансий и *Is* в плоскости {113}, наблюдаемая в тонком облучаемом кристалле, которая обеспечивает их локализацию в виде близких пар на расстоянии третьего соседа. При этом, независимо от вида воздействия (облучение электронами, имплантация тяжелых ионов), конфигурация начального кластера определяется локальной концентрацией ТД. Конечная же структура, тип протяженного дефекта и его стабильность определяются локальным избытком ТД, их зарядовым состоянием, а также соотношением скорости взаимодействия *Is* с начальным кластером и скорости рекомбинации ТД в кластере. В условиях существования барьера для рекомбинации ТД в Si, их самоорганизация в плоскости {113} является способом понижения упругой энергии кристалла, предшествующим полной рекомбинации дефектов в протяженной форме в виде массива кластеров.

Работа выполнена при частичной поддержке гранта РФФИ №13-01-12110.

Литература

1. S. Libertino and A. La Magna, In: Materials Science with Ion Beams, Ed. by H. Bernas, Topics Appl. Physics **116**, 147–212 (2010)
2. A.Aseev, L.Fedina, D.Hoehl, H.Barsch, *Clusters of interstitial atoms in Silicon and Germanium*. Academy Verlag, Berlin, 1994, 152p
3. L.Fedina, J. Van Landuyt, J. Vanhellefont. Nucl. Instr. and Meth in Phys. Res. B, 1996, **112**, 133-138.
4. L.Fedina et al., Physica status solidi A, 1999, **171**, p. 147-157.
5. L. Fedina, et al., 2000, Physical Review B, 2000, **61**(15), p. 10336-10345.
6. L. I. Fedina, et al., Microscopy and Microanalysis. 2013, **19**, S5, 1–5.

АНАЛИЗ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИХ МОДЕЛЕЙ ПОЛУЧЕНИЯ КРЕМНИЯ В РУДНОТЕРМИЧЕСКИХ ПЕЧАХ

С.Н. Федоров¹⁾, С.С. Бельский²⁾

¹⁾ Студент, Иркутский государственный технический университет, г. Иркутск.

²⁾ к.т.н., доцент, Иркутский государственный технический университет, г. Иркутск.

Получение кремния в руднотермической печи (РТП) – сложный высокотемпературный технологический процесс, сопровождающийся протеканием различных химических реакций с образованием промежуточных соединений. Экспериментальная оценка термодинамических показателей очень затруднена, так как процессы в печи – высокотемпературные, сопровождаются протеканием различных химических реакций с образованием промежуточных соединений. С помощью известных физико-химических методов анализа достаточно сложно оценить процессы, протекающие непосредственно в РТП. Поэтому для таких процессов целесообразно применять методы физико-химического моделирования.

В наших исследованиях мы использовали программный комплекс «Селектор», так как он лучше адаптирован к моделированию металлургических процессов. Авторами [1] была сформирована базовая четырехрезервуарная модель выплавки кремния. Данная модель достаточно точно описывает реальные условия в печи, и с ее помощью можно изменять параметры состояния системы: температуру, химический состав шихты. К недостаткам модели можно отнести невозможность сравнения результатов моделирования с аналитическими данными.

Семирезервуарная модель по сравнению с базовой дополнена тремя резервуарами, два из которых представляют расплав кремния с температурами 1470 °С и 1100 °С, соответственно, а седьмой резервуар имитирует закристаллизовавшийся кремний при температуре 25 °С [2]. Однако в данной модели невозможно было проанализировать начало образования карбида кремния (как основного промежуточного соединения для получения элементарного кремния).

Следующим шагом для более детального изучения процесса производства кремния явилась разработка восьмirezервуарной модели, которая дополнена резервуаром с температурой 1600 °С [3]. Данная модель позволяет оценить влияние загрузки шихтовых компонентов на показатели выплавки кремния (извлечение целевого продукта, количество и состав пылегазовой смеси, химический состав кремния и др.).

Таким образом, при изучении процесса получения металлургического кремния целесообразнее применять методы моделирования, позволяющие рекомендовать оптимальный состав шихты для повышения извлечения кремния (как одного из важнейших показателей технологического процесса). В перспективе планируется разработка пятирезервуарной модели, так как данное число резервуаров является наиболее приемлемым для изучения основных закономерностей карботермического процесса выплавки кремния.

Литература

1. Немчинова Н.В. и др. Базовая физико-химическая модель карботермической плавки кремния // Изв. вузов. Цветная металлургия. – 2008. – № 4. – С. 56–63.
2. Немчинова Н.В., Клёц В.Э. Оптимизация карботермического процесса получения кремния в электродуговых печах // Цветные металлы. – 2010. – № 3. – С.98-102.
3. Немчинова Н.В., Бельский С.С., Тимофеев А.К. Исследование процесса карботермического получения кремния в электродуговых печах // Технология металлов. – М., 2012. – № 6. – С.3-9.

СТРУКТУРА ПРОГРАММЫ ДЛЯ РАСЧЕТА МАТЕРИАЛЬНОГО БАЛАНСА ВЫПЛАВКИ КРЕМНИЯ В РУДНОТЕРМИЧЕСКИХ ПЕЧАХ

С.Н. Федоров¹⁾, Н.В. Немчинова²⁾

¹⁾ Студент гр. МЦ-10-1 Иркутский государственный технический университет, г.Иркутск.

²⁾ Д.т.н., зав. каф., Иркутский государственный технический университет, г. Иркутск.

Для осуществления любых технологических процессов в первую очередь рассчитывают материальный баланс. При руднотермической выплавке кремния правильно составленный материальный баланс является одним из главных показателей точного определения количества расходуемых материалов с получением качественного конечного продукта при оптимальной работе руднотермической печи (РТП).

В настоящее время одной из проблем при ведении процесса выплавки является расчет материального баланса с оптимальной загрузкой шихтовых компонентов, который обычно проводят практически вручную на основе производственных данных. Тем самым подбор определенного режима проведения процесса становится очень трудоемкой операцией.

Исходя из этого, нами был предложен алгоритм программы для расчета материального баланса выплавки кремния в РТП в редакторе Microsoft Excel. Данная программа позволяет определить: состав восстановителя; количество углерода, необходимого для восстановления оксидов; химический состав готового продукта (технического кремния); и др. Исходными данными являются: химический состав исходных сырьевых материалов (кварца, восстановителя); данные технического анализа углеродистых восстановителей (УВ); информация по распределению примесных элементов между фазовыми продуктами (газ, расплав, шлак); расход угольных электродов РТП. После расчета выводится итоговое окно материального баланса, представленное в виде таблиц прихода и расхода материалов [1].

Алгоритм расчета в программе: вначале рассчитывается количество углерода, необходимого для восстановления кремнезема и оксидов золы УВ; далее состав шихты на 100 кг кварцита и перераспределение в нем углерода. По заданному распределению примесей между фазовыми продуктами определяется количество кислорода, выделившегося при восстановлении оксидов составных частей загружаемой шихты. На основе уже полученных данных производится расчет химического состава выплавляемого металлургического кремния и распределение восстановленных элементов между продуктами плавки. Одной из важнейших задач программы является нахождение количества и состава получаемого шлака, т.к. этот показатель отображает степень извлечения основного металла.

Использование указанной программы [2] позволит оптимизировать процесс расчета материального баланса процесса получения кремния в РТП. Для более удобного использования нами планируется составление программы на языке программирования C++, а также добавить справочную базу о свойствах основных химических соединений кремния.

Литература

1. Немчинова Н.В., Федоров С.Н. Разработка программы для расчета материального баланса процесса выплавки кремния в рудно-термических печах. // *Металлургия: технологии, управление, инновации, качество: труды XVII Всерос. науч.-практ. конф.* (8-11 октября 2013, г. Новокузнецк). – Новокузнецк: Изд. центр СибГИУ, 2013. - С. 54-58.

2. Свидетельство №2014611234, Российская Федерация, Программа расчета материального баланса процесса выплавки кремния в электродуговых печах / Н.В. Немчинова, А.К. Тимофеев, С.Н. Федоров; заявитель и патентообладатель ФГБОУ ВПО ИрГТУ. – 2013660112, заявл. 05.11.2013; опубл. 28.01.2014.

ЭЛЕКТРОННЫЙ ТРАНСПОРТ В НАНОСТРУКТУРАХ Si/SiO₂/Ni и Ni/Si, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОГО ОСАЖДЕНИЯ

А.К. Федотов¹⁾, С.Ю. Турищев²⁾, Парина Е.В.²⁾, Ю.А. Федотова³⁾,

Е.А. Стрельцов¹⁾, Д. Иванов¹⁾, А.В. Мазаник¹⁾, И.А. Свито¹⁾

¹⁾ Белорусский государственный университет, Минск

²⁾ Воронежский государственный университет, Воронеж

³⁾ Центр физики частиц и высоких энергий БГУ, Минск

В данной работе сопоставляются электрические свойства пленок Ni на кремнии (Ni/Si) и наноструктур Si/SiO₂/Ni, полученных методом электрохимического заполнения кластерами никеля пор в темплатах. Темплаты изготавливались методом травления треков тяжелых высокоэнергетичных ионов в оксиде кремния на кремнии [1]. Структура образцов изучалась методами РДА и СЭМ. Особенности локального атомного и электронного строения были изучены методами рентгеновской микроспектроскопии на высокоинтенсивном синхротронном излучении накопительного кольца BESSY II Гельмгольц Центра Берлин. Электрические свойства в диапазоне температур 2 – 300 К и в магнитных полях до 8 Тл изучались в измерительной системе CHNF (Cryogenics Ltd., Англия).

Исследования СЭМ сформированных структур показали эффективное формирование массивов "столбиков" Ni диаметром 150-250 нм в порах матрицы SiO₂. Обнаружено, что на гетерогранице Ni/SiO₂ не происходит образование фаз каких-либо промежуточных соединений (силицидов и оксидов Ni). На поверхности матрицы SiO₂ отмечены в малом количестве окисленные формы Ni(II), которые можно связать с его силикатными и гидроксидными поверхностными соединениями, образующимися в результате электрохимического осаждения. Особенности рентгеновских спектров поглощения, зарегистрированных в том числе на участках диаметром 50-100 нм, показывают, что сформированные структуры образованы фазой массивного Ni, устойчивого к процессам окисления, что говорит об их плотной структуре (отсутствие микро- и нанопор).

Сопоставление температурных и магнитополевых зависимостей электросопротивления, эффекта Холла и импеданса наноструктур Si/Ni и Si/SiO₂/Ni показало, что они существенно зависят от взаимной ориентации плоскости пленки/оси наностолбиков никеля, электрического и магнитного полей и плотности измерительного тока. Показано, что при температурах выше 150-200 К в пленках и столбиках никеля происходит конкуренция между лоренцевым и анизотропным магниторезистивными эффектами. При температурах ниже 30 К в магниторезистивном эффекте наблюдается конкуренция между управляемым магнитным полем примесным пробоем в барьере Шоттки Si/Ni, двумерным электронным слоем на изгибе энергетических зон на интерфейсе Si/SiO₂ и лоренцевым вкладом в кремниевой подложке.

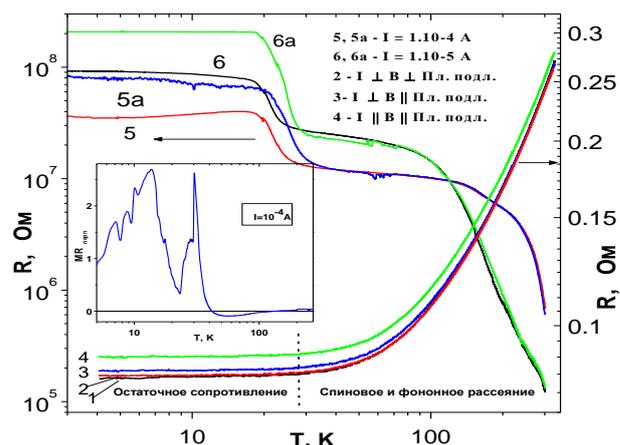


Рис. 1. Температурные зависимости проводимости наноструктур Ni/Si (1-4) и Si/SiO₂/Ni (5-6) без магнитного поля (1, 5, 6) и в магнитном поле 8 Тл (2-4, 5а, 6а). Вставка: магнитосопротивление Ni/Si при I || B ⊥ плоскости подложки.

Литература

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. Nanotechnology with ion track-tailored media. // Physics, Chemistry and Application of Nanostructures (Materials of the "Nanomeeting – 2005", Minsk, Belarus), 2005 page 474-477.

ЭФФЕКТ ГЕТТЕРИРОВАНИЯ ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ PIN ФОТОДИОДОВ НА ВЫСОКООМНОМ КРЕМНИИ

К.Б. Фрицлер, И.Б. Чистохин, Б.И. Фомин, В.В.Калинин, О.П. Пчеляков

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

На основе высокочистого кремния, выращенного методом бестигельной зонной плавки (БЗП) изготавливают такие приборы, как pin фотодиоды для регистрации ядерных частиц, солнечные элементы с высокой эффективностью, приборы силовой электроники и т.д.

Основным параметром, определяющим характеристики приборов на этом материале, является величина времени жизни τ неравновесных носителей заряда (ННЗ). Например, нижний предел тока утечки pin фотодиода определяется генерационно-рекомбинационным током, обратно пропорционально зависящим от величины τ .

Широко используемым методом сохранения высокого значения τ в процессе изготовления приборов является геттерирование остаточных примесей переходных металлов. Один из способов включает в себя осаждение на обратную стороны пластины пленки поликристаллического кремния толщиной около 1 мкм, легированного *in situ* фосфором [1-2]. Однако, этот метод требует соблюдения специальных мер безопасности, так как предусматривает использование газового источника фосфина.

В настоящей работе для получения минимальных токов утечки pin фотодиодов, предложен модифицированный метод геттерирования. Данный подход включает раздельное легирование фосфором обратной стороны подложки и нанесение поликристаллического кремния. Представлены результаты измерения электрофизических параметров pin –фотодиодов и исследования времени жизни неравновесных носителей заряда бесконтактным СВЧ методом на различных этапах технологического процесса.

Pin фотодиоды были изготовлены на основе БЗП кремния с удельным сопротивлением 5 кОм·см. Процесс изготовления включал нанесение пассивирующих покрытий, создание p-n перехода путем ионной имплантацией бора, отжига и металлизацию. Для процесса геттерирования легирование фосфором тыльной стороны пластины осуществлялось методом диффузионной загонки из газовой фазы при температуре 800 - 900 °С или ионной имплантацией энергией 80 кэВ и дозой 5×10^{16} см⁻². Затем, методом CVD при T = 600 - 700 °С проводилось нанесение поликристаллической пленки кремния толщиной 0,12 – 0,15 мкм и размером зерен порядка ее толщины.

Применение предлагаемого метода геттерирования остаточных примесей позволило увеличить время жизни ННЗ на готовых структурах со 100 до 1500 мкс, что обеспечило уменьшение значения тока утечки фотодиода с 200 - 300 до 10 - 15 нА при обратном смещении U= 30 В на элементе площадью 5x5 мм.

Литература

1. Holland S. Fabrication of detectors and transistors on high-resistivity silicon //Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section A: Accelerators, Spectrometers, Detectors and Associated Equipment, v. 275, №. 3, 1989, pp. 537-541.
2. Han D. J., Batignani G. and Guerra A. Del. Supergain transistors on high-purity float-zone silicon substrate//Applied physics letters, v. 83, № 7, 2003, pp. 1450-1452.

ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ МОНОКРИСТАЛЛОВ БЗП КРЕМНИЯ НА РАЗЛИЧНЫХ ЭТАПАХ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ

К.Б. Фрицлер, Е.М. Труханов, В.В. Калинин

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

В данной работе представлены результаты исследования дефектной структуры монокристаллов кремния, выращенных методом бестигельной зонной плавки (БЗП). Для изучения дефектов, формирующихся на различных этапах процесса кристаллизации нами проведены комплексные исследования с использованием селективного травления, метода Лауэ, рентгеновской топографии. Было изучено около 500 слитков кремния, выращенных в направлении [111] в ИФП СО РАН, диаметр кристаллов составлял от 40 до 125 мм.

На начальном этапе процесса кристаллизации (выращивании шейки слитка) рост происходит при максимальном переохлаждении. В данных условиях наиболее часто встречающимися структурными дефектами являются двойники.

При разращивании конической части БЗП слитков причиной срыва бездислокационного роста служит двойникование и генерация дислокаций, образующих малоугловые границы. Внутри кристалла могут образовываться дефектные области, содержащие данные виды дефектов. Такую область невозможно обнаружить визуально до тех пор, пока ее граница в процессе роста не достигнет поверхности монокристалла.

Важной причиной срыва бездислокационного роста на исследованных монокристаллах большого диаметра ($D > 50$ мм) является генерация от углеродсодержащих преципитатов дислокаций, распространяющихся по механизму скольжения. Типичная картина распределения данного типа дефектов представлена на рис.1, где изображен продольный срез слитка. Вниз от границы АВС отходят полосы скольжения, содержащие дислокации различной плотности. Введение дислокаций по данному механизму зависит от уровня упругих термических напряжений в растущем кристалле, который, в свою очередь, находится в прямой зависимости от диаметра слитка [1]. С увеличением диаметра монокристалла уменьшается критический размер дислокационного источника, и увеличивается вероятность генерации дислокаций. В [2] представлен развитый нами метод in-situ контроля структурного состояния БЗП кристаллов [111] Si, а также рассмотрено изменение поведения реберных выступов при переходе от бездислокационного к дислокационному росту. Важной характеристикой такого перехода является форма фронта кристаллизации. В настоящей работе представлены результаты регистрации данного фронта в момент срыва бездислокационного роста. Это линия АВС, выявленная в результате обработки в селективном травителе.

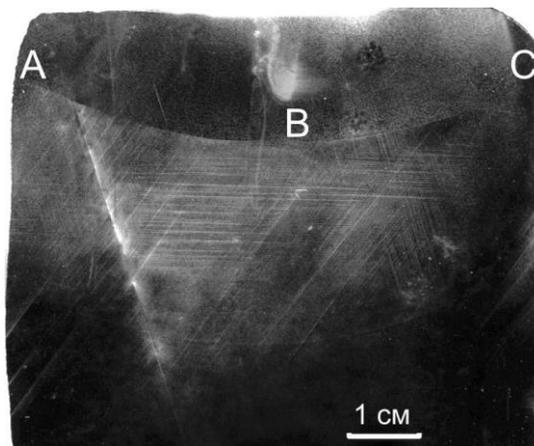


Рис. 1. Продольное сечение слитка БЗП кремния после обработки в селективном травителе Шиммеля..

Литература

[1] Muiznieks A., Raming G., Muhlbauer A., Virbulis J., Hanna B., Ammon W.v. Stress-induced dislocation generation in large Fz- and Cz-silicon single crystals – numerical model and qualitative considerations//J. Cryst. Growth, v. 230, 2001, p. 305-313.

[2] Фрицлер К.Б., Труханов Е.М., Калинин В.В., Смирнов П.Л., Колесников А.В., Василенко А.П. In situ контроль структуры кристаллов бестигельного Si (111) на основе поведения реберных выступов// Письма в ЖТФ, т.33, вып.12, 2007, с. 55-60.

ФОТОЛЮМИНЕСЦЕНТНЫЕ СВОЙСТВА ПОРИСТОГО КРЕМНИЯ, СФОРМИРОВАННОГО НА ОБРАБОТАННЫХ ПЛАЗМОЙ КРЕМНИЕВЫХ ПОДЛОЖКАХ

Чусовитин Е.А.¹⁾, Боженко М.В.¹⁾, Галкин К.Н.¹⁾, Расин А.Б.¹⁾, Галкин Н.Г.¹⁾, Ян Д.Т.²⁾,
Асташинский В.М.³⁾, Кузьмицкий А.М.³⁾

¹⁾Институт автоматики и процессов управления ДВО РАН, Владивосток

²⁾Дальневосточный государственный университет путей сообщения, Хабаровск

³⁾Институт тепло и массопереноса им. А.В. Луйкова НАБ, Минск

Одним из факторов, определяющих интенсивность фотолюминесценции (ФЛ) пористого кремния (ПК), является состояние поверхности исходного кремния, который подвергается анодному травлению. Рост интенсивности ФЛ ПК может быть достигнут путем модификации поверхности материала перед проведением анодного травления [1]. В данной работе исследуются излучающие свойства ПК, полученного из монокристаллического кремния, предварительно обработанного компрессионным плазменным потоком (КПП) [2], и влияние длительного хранения на амплитуду и спектральный состав фотолюминесценции.

После обработки КПП образцы кремния имели различную морфологию:

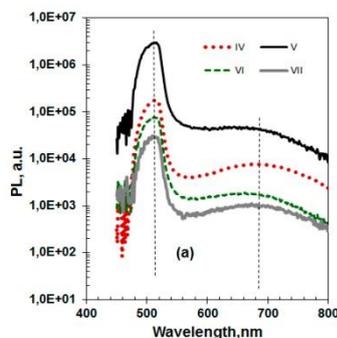


Рис. 1. Спектры фотолюминесценции образца I-A, полученные с интервалом в один месяц. Источник возбуждения – светодиод с длиной волны излучения $\lambda = 365$ нм. Римские цифры означают месяцы измерений.

неупорядоченную структуру типа «звездочки» (I-A), «апельсиновой корки» (I-B) или структуру в виде периодических полос (II-A). После анодного травления происходили значительные изменения морфологии поверхности. На структуре типа «звездочки» сформировался массив вертикальных наностолбиков с размерами до 50 нм и нанопорами между ними. Структура периодических полос после анодного травления по данным АСМ превратилась в периодические наноблоки (50-100 нм), разделенные продольными и поперечными трещинами и нанопорами с размерами 5 - 10 нм. Все исследуемые образцы (11 шт.) проявляли интенсивную ФЛ в видимой области спектра с максимумами при 510 нм и 690 нм. Максимальная ФЛ наблюдалась для образцов со структурой I-A. Из спектров ФЛ образца I-A видно (Рис.1), что в течение одного месяца (с IV по V) интенсивность пика ФЛ при 690 нм возрастает почти в 6 раз, в то время как пик при 510 нм увеличивается почти в 18 раз. При хранении в течение последующих месяцев интенсивность ФЛ обоих пиков заметно падает, при этом максимумы фотолюминесценции смещаются с 690 до 680 нм и с 520 до 510 нм, соответственно. Сравнение ФЛ и оптических спектров пропускания в дальней ИК-области спектра позволили сделать вывод, что сильное увеличение интенсивности ФЛ связано с необычной структурой ПК, которая образуется в процессе окисления вертикальных наностолбиков, при этом не происходит заметного разрыва связей Si-H. При длительном хранении ПК происходит постепенное уменьшение интенсивности пика ФЛ вследствие разрыва связей Si-H, с последующим окислением наностолбиков.

Литература

1. L. T. Canham, A. Lioni, P.D. Calcott, A.J. Simons, C. Reeves, M.R. Houlton, J.P. Newey, K.J. Nash and T.I. Cox. On the origin of blue luminescence arising from atmospheric impregnation of oxidized porous silicon. // Thin Solid Films. 276, 1996 pp. 112-115
2. V.M. Astashinski, S.I. Ananin, A.S. Emelyanenko, E.A. Kosyukevich, A.M. Kuzmitski, S.P. Zhvavy, V.V. Uglov. Bulk periodic structures formation on monocrystalline silicon surface under the action of compression plasma flow. // Applied Surface Science, 253, 2006 pp. 1866-1872

КОЛИЧЕСТВЕННОЕ ОПИСАНИЕ СВОЙСТВ ПРОТЯЖЕННЫХ ДЕФЕКТОВ В КРЕМНИИ С ПОМОЩЬЮ ТОКА, НАВЕДЕННОГО ЭЛЕКТРОННЫМ, ЛАЗЕРНЫМ И РЕНТГЕНОВСКИМ ПУЧКАМИ

Я.Л. Шабельникова¹⁾, Е.Б. Якимов¹⁾, Д.П. Николаев²⁾, М.В. Чукалина¹⁾

¹⁾Институт проблем технологии микроэлектроники и особо чистых материалов РАН, Черноголовка

²⁾Институт проблем передачи информации РАН, Москва

В настоящее время одним из основных материалов для изготовления солнечных элементов является мультикристаллический кремний. Однако эффективность таких элементов уступает эффективности элементов, изготовленных на основе монокристаллического кремния. Основной причиной понижения эффективности солнечных элементов на основе мультикристаллического кремния является наличие в нем протяженных структурных дефектов (границ зерен, дислокаций и преципитатов). Задача понижения рекомбинационной активности протяженных дефектов для своего решения требует, в том числе развития методов локальной диагностики полупроводниковых структур. Причем от диагностического метода требуется не только выявить дефект, но и предоставить количественную информацию об этом дефекте (обычно, скорость рекомбинации для границы зерна и рекомбинационную силу для дислокации) и исследуемом образце (диффузионную длину или время жизни неосновных носителей заряда). Для этой цели наиболее широко используется метод наведенного электронным пучком тока (ЕВІС, сокращение от Electron Beam Induced Current). В этом случае скорость рекомбинации на границе зерна v_s и диффузионная длина L могут быть определены путем подгонки модельного профиля наведенного тока и экспериментально измеренного. Недостатком ЕВІС метода является то, что электронный пучок проникает в образец неглубоко (на глубину порядка $10\ \mu\text{m}$ для энергии пучка электронов $20\text{-}30\text{keV}$). Поэтому в случае исследования образцов с большой диффузионной длиной модельный профиль зависит от L слабо, и невозможно становится получить корректное значение диффузионной длины. Напротив, для методов тока, наведенного рентгеновским (ХВІС) или лазерным (ЛВІС) пучками глубина проникновения пучка в образец обычно весьма велика (и может превышать толщину образца). Поэтому эти два метода целесообразно использовать вместе с ЕВІС, чтобы определять более точно значения v_s и L . Наведенный рентгеновским и лазерным пучком ток для случая присутствия в образце границы зерна моделируется [1] аналогично случаю ЕВІС метода [2]. Так что для ХВІС и ЛВІС методов определение характеристик дефекта подобно расчетам для ЕВІС, а подгонка экспериментального и модельного профилей осуществляется по трем параметрам: v_s , L и ширине пучка σ , которая в большинстве случаев точно неизвестна.

В докладе будут представлены результаты определения v_s , L и σ для границы зерна в пластине мультикристаллического кремния по результатам ЕВІС и ЛВІС измерений. Наведенный лазерным пучком ток измерялся для двух длин волн 980 и 635nm . Были разработаны алгоритмы совмещения карт наведенного тока, чтобы анализировать один и тот же участок границы зерна для трех измерений. Параметры v_s , L и σ определялись таким образом, чтобы невязка между измеренным и модельным профилем была близка к минимальному значению для всех трех типов измерений. Работа выполнена при поддержке РФФИ, грант $13\text{-}07\text{-}00970$.

Литература

1. Я.Л. Шабельникова, Е.Б. Якимов. Сравнение контраста дислокаций и границ зерен в методах ХВІС и наведенного тока. // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. 11, 2012 стр. 27-30
2. С. Donolato. A reciprocity theorem for charge collection. // Applied Physics Letters. 46, 1985 pp. 270-272

ИННОВАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ СОЛНЕЧНОЙ ЭНЕРГЕТИКИ

Б.А. Шагаров¹⁾, Ю.Ю. Логинов²⁾

¹⁾ООО «ГЕЛИОЛАБ», г. Красноярск

²⁾ Сибирский государственный аэрокосмический университет имени академика М.Ф.Решетнева, г. Красноярск

Солнечные батареи (СБ) на основе ФЭП из монокристаллического и квази-монокристаллического кремния, изготовленные по новым технологиям [1], будут иметь значительный выигрыш по стоимости 1 Вт солнечной энергии. В таблице приведены самые перспективные технологии изготовления ФЭП и СБ, а также разработчики решений.

Таблица

Технологии, решения и разработчики

п/п	Технология	Решение	Разработчик
	Quasi-Mono Wafers	Wafer Growth From the Gas Phase	Ampul se
	Diamond Wire Sawing		Komat su Meyer Burger
	Kerfless Wafers	Si Ion implantation diffusion for mono c- Twin Creeks' Ultrathin Heterojunction Vs. Standard Mono	Applie d Materials Twin Creeks
	Selective Emitters	Mask/etchback selective emitter	Schmid Group
	Reduced-silver Metalization	TinPad™ rear metallization	Schmid Group
	Dielectric-Passivated Backside Cell Architectures	Advantages Of Schmid's Non-Vacuum Deposition Method For Rear Dielectric Deposition	Schmid Group
	Conductive Adhesives	Conductive adhesives for cell interconnection	Hitachi Chemicals
	Encapsulant Alternatives to EVA	Polyolefin encapsulant Ionomer encapsulant	Dai Nippon Printing DuPont
	Frameless Plastic-Framed Module Designs	Glass/Glass Module Construction Plastic Frame With Integrated Functionality	Centro solar SunPower

Особо надо отметить решения под номерами 1, 3, 7, 8 и 9, которые будут наиболее востребованы вследствие значительного влияния на цену СБ.

Литература

1. M. Gabor Andrew, Shyam Mehta. Innovations in Crystalline Silicon PV 2013: Markets, Strategies and Leaders in NineTechnology. GTM, Date of Publication: Nov 22, 2012, 262 p.

ЭКСПРЕСС ДИАГНОСТИКА КРЕМНИЕВЫХ СОЛНЕЧНЫХ БАТАРЕЙ

Б.А. Шагаров¹⁾, В.А. Шелепов²⁾

¹⁾ООО «ГЕЛИОЛАБ», г. Красноярск

²⁾ Сибирский государственный аэрокосмический университет имени академика М.Ф. Решетнева, г. Красноярск

В данной работе проводилась съемка в ИК-диапазоне участков солнечной батареи при засветке естественным солнечным светом.

В качестве опытного образца использовалась СФБ-14-12 мощностью 14 Вт производства ОАО «НИИП», Томск. Съемка проводилась только обратной стороны батареи, покрытой пленкой. Для съемки применялась тепловизионная камера марки SDS HotFind-DXT, работающая в коротковолновой области инфракрасного диапазона излучения с длиной волны 0,74—2,5 мкм.

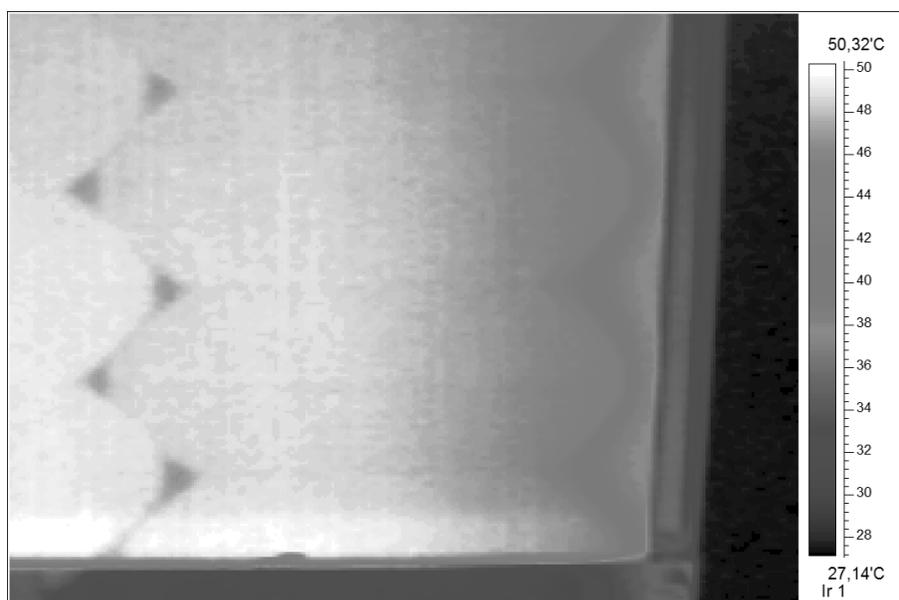


Рис. 1. Солнечная батарея СФБ-14-12 в ИК-диапазоне

На рис.1 показан правый нижний угол солнечной батареи. Температура ФЭП ближе к центру батареи составляла 48-49 °С. Температура крайних точек одного и того же ФЭП отличается на 5-6 °С. При наличии трещины в ФЭП на снимке в ИК-диапазоне она будет видна за счет разницы температур.

ЭКСПРЕСС КОНТРОЛЬ ФЭП ДЛЯ КОСМОСА

Б.А. Шагаров¹⁾, В.А. Шелепов²⁾

¹⁾ООО «ГЕЛИОЛАБ», г. Красноярск

²⁾ Сибирский государственный аэрокосмический университет имени академика М.Ф. Решетнева, г. Красноярск

В данной работе делалась проверка возможности экспресс контроля фотоэлектрических преобразователей (ФЭП) для космического применения, например отдельно взятого ФЭП или в составе солнечной батареи, на отсутствие трещин в самом ФЭП и целостность контактов тепловизионной камерой SDS HotFind-DXT, работающей в коротковолновой области инфракрасного диапазона излучения с длиной волны 0,74—2,5 мкм.

В первом эксперименте проводилась съемка арсенид-галлиевого ФЭП ОАО «НПП «Квант» при засветке естественным солнечным излучением. Трещина на ФЭП (рис. 1А) видна как линия раздела между двумя областями с разной температурой.

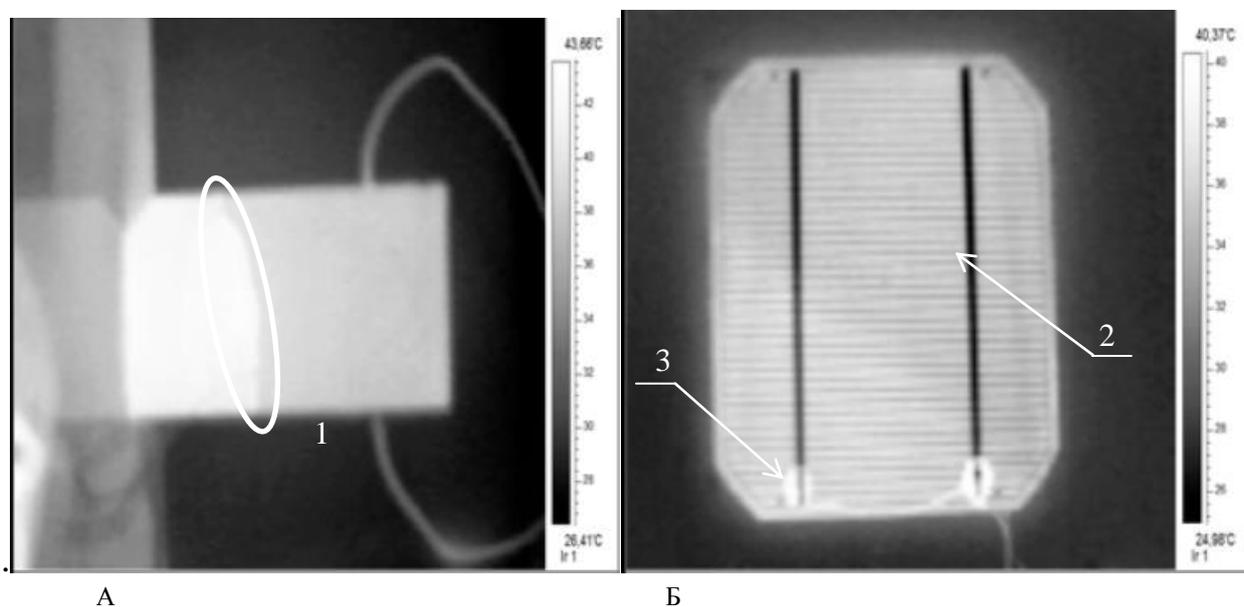


Рис. 1. Фотографии в ИК-диапазоне: а) Рабочая сторона AsGa ФЭП, б) Рабочая сторона ФЭП c-Si.

В качестве второго опытного образца был взят кремниевый ФЭП 100,0*100,0 мм производства ПАО «Квазар», г. Киев. На рис.1Б видны токосборные дорожки (2) и места пайки проводов к контактам (3).

Первые результаты подтвердили предположение о том, что экспресс контроль каждого ФЭП по отдельности или в составе солнечной батареи таким способом возможен. Для повышения качества съемки желательно иметь ИК-камеру с более высоким разрешением и работающую в среднем ИК-диапазоне.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ОБРАЗОВАНИЯ ПРИМЕСНЫХ ВКЛЮЧЕНИЙ ПРИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ КРЕМНИЕВОГО РАСПЛАВА

А.А. Тютрин, И.С. Шарафеева

ФГБОУ ВПО «Иркутский государственный технический университет», г. Иркутск

Комплексная операция окислительного рафинирования при карботермическом получении кремния преимущественно снижает содержание в кремнии Al, Ca, Ti. Однако, при разливке кремния в изложницы и кристаллизации незначительное количество примесных элементов и соединений, не удаленных при продувке воздухом, формируют в кремнии различные фазовые примесные включения, которые оказывают негативное влияние на последующие электрофизические свойства кремния. Изучить механизм образования примесных включений при кристаллизации стандартными аналитическими методами затруднено, так как температура расплава при рафинировании составляет 1500-1600 °С. В связи с этим нами была предложена методика анализа механизма формирования подобных включений, основанная на компьютерном построении диаграмм состояния (при заданных интервале изменения температуры и первоначальных химических составах трехкомпонентных смесей) с использованием данных о темпе кристаллизации [1].

На основе сформированной базы данных о бинарных системах нами были построены и проанализированы тройные диаграммы некоторых элементных и оксидных систем [2]. Так, например, был проанализирован процесс кристаллизации смеси Si-B-Ti (рис. 1). Изучено поведение данных компонентов в различных физико-химических превращениях и их взаимодействие друг с другом. Также определено, что интересующий нас сплав кристаллизуется в точке эвтектики, соответствующей составу, мол. доли: Si – 0,737, B – 0,121, Ti – 0,141, что отвечает, по нашему мнению, соединению $Si_{16}Ti_5B$.

Для проверки полученных результатов моделирования нами были проведены исследования химического состава рафинированного кремния (ТУ 1711-004-49421724-2012), отобранного в ЗАО «Кремний» ОК «Русал» при нормальном технологическом режиме, методом РСМА, рентгенофазовым и металлографическим методами. Были зафиксированы мелкие интерметаллические включения и различные неметаллические фазы. Таким образом, предлагаемая методика расчета интенсивности кристаллизации позволяет прогнозировать состав эвтектических включений в закристаллизовавшемся целевом продукте при контролируемом охлаждении кремниевого расплава для выбранного трехкомпонентного сплава.

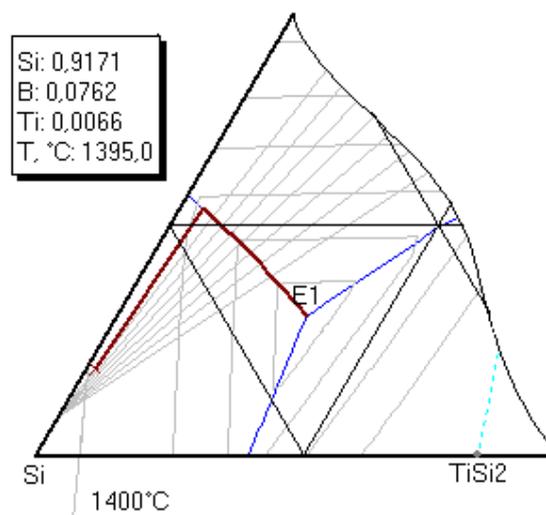


Рис. 1. Часть построенной диаграммы состояния системы Si-B-Ti с изображением на ней пути кристаллизации

Литература

1. Тютрин А.А., Тимофеев А.К. Применение методов математического моделирования при изучении процессов получения и рафинирования металлургического кремния // Современные проблемы науки и образования. 2012. № 4; URL: <http://www.science-education.ru/104-6747> (дата обращения: 24.12.2013).
2. Тютрин А.А. Исследование процесса формирования примесей при кристаллизации расплава кремния на основе компьютерного построения тройных диаграмм плавкости // Системы. Методы. Технологии. 2013. №2 (18). С. 110-113.

«РОМЕТР» И «ТАУМЕТР-2М» - АВТОМАТИЗИРОВАННЫЕ ИЗМЕРИТЕЛИ УДЕЛЬНОГО СОПРОТИВЛЕНИЯ И ВРЕМЕНИ ЖИЗНИ НЕРАВНОВЕСНЫХ НОСИТЕЛЕЙ ЗАРЯДА В ПОЛУПРОВОДНИКАХ

В.М. Владимиров, В.В. Марков, В.Н. Шепов
Красноярский научный центр СО РАН, Красноярск

Разработаны автоматизированные измерители параметров полупроводников: приборы «Рометр» и «Тауметр-2М». «Рометр» предназначен для измерения удельного электросопротивления (УЭС) монокристаллического кремния четырехзондовым методом [1]. В приборе применена четырехзондовая головка фирмы Jandel Engineering Ltd с линейным расположением зондов. Межзондовое расстояние 1.59 мм. Диапазон измерений УЭС монокристаллического кремния составляет от 0.001 до 10000 Ом×см. «Рометр» позволяет измерять: УЭС в одной точке заданное количество раз, УЭС в шести точках согласно стандарта ASTM, карту УЭС на пластинах диаметром до 200 мм, УЭС объемных нестандартных образцов. Прибор сертифицирован.

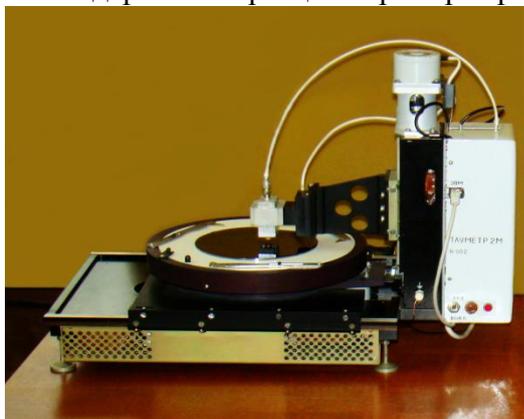


Рис. 1. Внешний вид прибора «Тауметр-2М»

«Тауметр-2М» (рис. 1) предназначен для измерения времени жизни неравновесных носителей заряда (ВЖ ННЗ) в мульткристаллическом, монокристаллическом кремнии и германии бесконтактным СВЧ методом [2]. Возбуждение ННЗ в полупроводниках осуществляется излучением лазерного диода с длиной волны 1.06 мкм и предельной мощностью непрерывного излучения 500 мВт. Для измерений ВЖ ННЗ разработан СВЧ модуль, обеспечивающий управляемую перестройку частоты в диапазоне 4800 – 5300 МГц и регулировку СВЧ мощности в пределах 0.01 – 100 мВт.

«Тауметр-2М» позволяет измерять ВЖ ННЗ в диапазоне от 0.1 мкс до 10 мс. При этом диапазон УЭС может варьироваться от 0.05 до 10 000 Ом×см. Для достижения данных характеристик прибора разработаны специальные конструкции высокочувствительных СВЧ датчиков на основе микрополосковых [3] и диэлектрических [4] резонаторов. Для автоматизации измерений ВЖ ННЗ написана управляющая программа в системе Borland C++ Builder. Для измерения малых значений ВЖ ННЗ в приборе применено АЦП с максимальной частотой дискретизации 100 МГц. Для измерения ВЖ ННЗ в низкоомных полупроводниках реализован режим измерений с накоплением данных.

Литература

1. В.М. Владимиров, Э.Ф. Гринин, М.Е. Сергей, В.Н. Шепов. Прибор для измерения удельного электросопротивления монокристаллического кремния четырехзондовым методом // «Измерительная техника». 2010. №5. С.51-53.
2. В.М. Владимиров, В.В. Марков, М.Е. Сергей, В.Н. Шепов. Автоматизированный измеритель времени жизни неравновесных носителей заряда в кремнии бесконтактным СВЧ методом // ПТЭ. 2011. №2. С. 166-167.
3. В.М. Владимиров, В.В. Марков, В.Н. Мартыновский, В.Н. Шепов. Устройство для измерения электрофизических параметров полупроводников бесконтактным СВЧ методом // Патент на изобретение RUS №2430383 09.02.2010.
4. В.М. Владимиров, В.Г. Конов, В.В. Марков, Н.С. Репин, В.Н. Шепов. Устройство для измерения времени жизни неосновных носителей заряда в полупроводниках // Патент на изобретение RUS №2451298 12.01.2011.

УСЛОВИЯ ВЯЗКО-ХРУПКОГО РАЗРУШЕНИЯ КРЕМНИЯ И ГЕРМАНИЯ ПРИ МИКРО- И НАНОИНДЕНТИРОВАНИИ

А.И. Тюрин¹⁾, И.А. Шуварин¹⁾, Т.С. Пирожкова¹⁾

¹⁾НОЦ «Нанотехнологии и наноматериалы» ТГУ имени Г.Р.Державина, г. Тамбов

Полупроводниковые материалы, и в частности кремний и германий, до сих пор остаются одними из основных материалов для современной электроники, микро- и наноэлектромеханических систем (МЭМС и НЭМС) и других применений (элементы микросхем, датчиков и т.д.). Развитие наноэлектроники и нанотехнологий в области создания МЭМС и НЭМС актуализирует изучение механических свойств этих материалов в субмикронном и нанометровом масштабах [1–2]. Это обусловлено тем, что микро- и наномеханические свойства полупроводников (особенно Si и Ge) определяют функциональные свойства таких устройств.

Для определения прочности материала в микро- и субмикрообъемах, без разрушения всего образца, обычно применяют методы макро-, микро- и наноиндентирования [1–7]. Вычисляемые при этом характеристики трещиностойкости (коэффициент вязкости разрушения K_c , 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 K_c необходимо выполнения ряда критериев вязкого разрушения, возникающего около отпечатка [1, 3, 6].

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 , K_c 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 Si и Ge.

В работе применялась методика нано- и микроиндентирования в широком интервале нагрузок (от 100 мкН до 1 Н) и глубин отпечатка (от 10 нм до 2,4 мкм). Исследования проводились на образцах монокристаллического кремния и германия с использованием инденторов Виккерса, Берковича и Бирбаума, при комнатной температуре.

В результате проведенных исследований для Si и Ge были установлены интервалы $P_{кр}$ и $h_{кр}$, при которых для каждого типа индентора выполняются критерии корректного расчета параметров трещиностойкости и определены числовые значения величин α , γ , G и K_c . Показано, для инденторов Виккерса, Берковича и Бирбаума, при условии выполнимости необходимых критериев, числовые значения определяемых величин, например K_c , в определенных интервалах $P_{кр}$ и $h_{кр}$ остаются постоянными и не зависят от типа индентора.

Литература

1. Ю.И. Головин. Наноиндентирование и его возможности. (М., Машиностроение, 2009) 312 с.
2. В. Bhushn. Springer Handbook of Nanotechnology. (Berlin., Springer-Verlag, 2010) 1968 p.
3. С.В. Ponton, R.D. Rawlings // Mater. Sci. and Technology, 5, 1989, p. 865–872 and p. 961–976.
4. Н.В. Новиков, С.Н. Дуб, С.И. Булычев // Заводская лаборатория, 54, 1988, С. 60–67.
5. Ю.И. Головин, А.И. Тюрин, В.В. Хлебников // ЖТФ, 75(4), 2005, С. 91–95.
6. А.И. Tjurin, I.A. Shuvarin, T.S. Pirozhkova // Italian Science Review, 1(10), 2014, P. 189–192.
7. Ю.И. Головин, В.И. Иволгин, А.И. Тюрин, В.А. Хоник // Физика твердого тела, Т. 45(7), 2003, С. 1209–1212.

ВЛИЯНИЕ ЗНАКА ДЕФОРМАЦИИ НА РОСТ SIGE НАПРЯЖЕННЫХ СТРУКТУР

Д.В. Юрасов¹⁾, А.В.Новиков¹⁾, М.В. Шалеев¹⁾, П.А. Юнин¹⁾
¹⁾ *Институт физики микроструктур РАН, Нижний Новгород*

Значительное расширение возможностей зонной инженерии полупроводниковых гетероструктур на основе кремния и германия в настоящее время достигается за счет использования в качестве подложек для их формирования не только стандартных кремниевых подложек, но также релаксированных SiGe буферов и Ge подложек. В этой связи актуальными становятся исследования особенностей роста напряженных SiGe структур на этих подложках. Проведенные ранее для GeSi/Si структур, выращенных на релаксированных $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x/\text{Si}(001)$ ($x \leq 35\%$) буферах, исследования релаксации упругих напряжений за счет развития шероховатости поверхности продемонстрировали [1], что существенное влияние на момент смены механизма роста с двумерного на трехмерный для этого класса гетероструктур помимо рассогласования кристаллических решеток пленки и подложки оказывает также наличие в структуре слоев с различным знаком деформации.

В данной работе исследования особенностей релаксации упругих напряжений выполнены для широкого класса SiGe гетероструктур, выращенных методом МПЭ на релаксированных SiGe буферах и Ge подложках. Использование различных подложек позволило выявить влияние знака деформации отдельных слоев на их рост. Обнаружено, что при одинаковом по модулю рассогласовании кристаллических решеток критическая толщина двумерного роста растянутых GeSi слоев на Ge(001) подложках значительно больше, чем сжатых SiGe слоев на Si(001) подложках (рис.1). Данные различия связываются с влиянием знака деформации на шероховатость поверхности роста [2]. Согласно результатам исследований структур с помощью дифракции быстрых электронов и атомно-силовой микроскопии при осаждении растянутых GeSi слоев на SiGe/Si(001) буферы и Ge(001) подложки происходит уменьшение шероховатости поверхности. В тоже время, уже на начальных этапах осаждения сжатых SiGe слоев на Si(001) подложки и SiGe буферы наблюдается развитие микрошероховатости поверхности, которое впоследствии приводит к формированию наноостровков (рис. 1b). Продемонстрировано, что благодаря формированию на релаксированных SiGe буферах слоев с различным знаком деформации появляются дополнительные возможности по управлению механизмом роста напряженных SiGe слоев.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (гранты № 13-02-01006 и 14-02-01116-а) и гранта Президента РФ молодым ученым кандидатам наук МК-4892.2013.2.

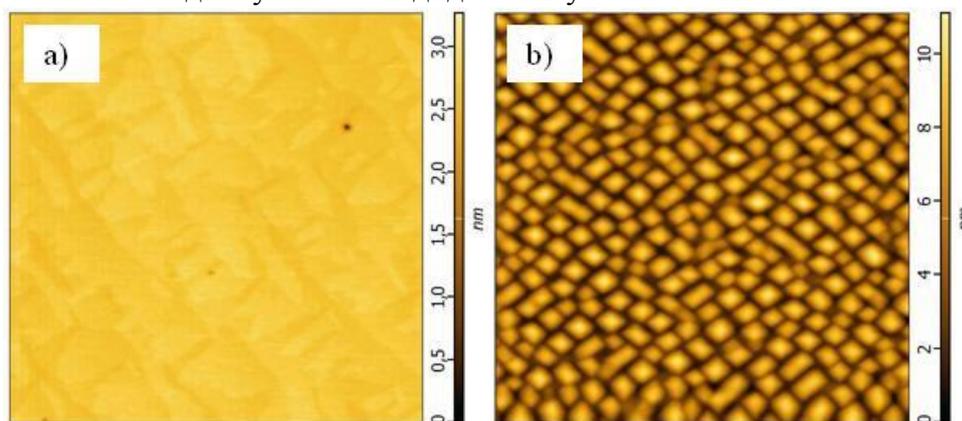


Рис.1 АСМ снимки поверхности $\text{Ge}_{0.65}\text{Si}_{0.35}/\text{Ge}(001)$ слоя толщиной 8 нм (а) и $\text{Si}_{0.65}\text{Ge}_{0.35}/\text{Si}(001)$ слоя толщиной 3.5 нм (b).

Литература

1. M.V. Shaleev, A.V. Novikov, D.V. Yurasov, et. al., Appl.Phys. Lett. 101, 151601 (2012).
2. Y. H. Xie, G. H. Gilmer, C. Roland, et. al., Phys. Rev. Lett. 73, 3006 (1994).

ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ ПРЕОБРАЗОВАТЕЛЕЙ НА ОСНОВЕ КРЕМНИЯ ДЛЯ БЕТА-ВОЛЬТАИЧЕСКОГО ЭЛЕМЕНТА

М.А. Поликарпов¹⁾, Е.Б. Якимов²⁾

¹⁾Национальный исследовательский центр "Курчатовский институт", г. Москва

²⁾Институт проблем технологии микроэлектроники и особочистых материалов РАН, г. Черноголовка

Бета-вольтаические элементы на основе изотопа Ni^{63} с периодом полураспада 100 лет весьма перспективны в качестве долгоживущих источников тока для целого ряда применений. В качестве одного из перспективных направлений их использования можно рассматривать их применение в распределенных источниках питания в микроэлектронных и микроэлектромеханических устройствах, при этом слой радиоактивного Ni может одновременно служить для электрического соединения элементов. Важной составляющей таких элементов, помимо радиоактивного источника электронов, является полупроводниковая структура, преобразующая энергию излученных электронов в ток. В настоящей работе рассмотрены параметры таких преобразователей на основе кремния. Анализируется возможность их характеристики в растровом электронном микроскопе (РЭМ), в котором бета-излучение имитируется моноэнергетичным электронным пучком. С этой целью методом Монте-Карло проведено моделирование потерь энергии электронов с учетом реального распределения энергии электронов при бета-распаде Ni^{63} (от 0 до $E_{max}=66.7$ кэВ), равновероятной их эмиссии по всем направлениям, а также рассеяния и поглощения электронов в самой радиоактивной пленке. Далее используя полученное распределение потерь энергии для любой полупроводниковой структуры можно рассчитать индуцированный ток в зависимости от толщины и активности источника излучения. Как показали наши исследования, для любой толщины источника Ni^{63} можно подобрать энергию электронного пучка, при которой зависимость индуцированного тока от диффузионной длины с хорошей точностью совпадает с аналогичной зависимостью для бета-излучения из Ni^{63} . Для такой энергии можно рассчитать и величину тока пучка, необходимого для имитации бета-излучения, в зависимости от активности источника. При определенных таким образом параметрах электронного пучка можно достаточно надежно имитировать бета-излучение из Ni^{63} и проводить тестирование полупроводникового преобразователя.

Были исследованы р-і-п диоды на основе кремния в условиях, имитирующих бета-излучение из источника с активностью 10 мКи/см². В результате измерений были получены следующие значения: ток короткого замыкания $I_{sc} = 1.33 \cdot 10^{-7}$ А/см², напряжение холостого хода $V_{oc} = 0.16$ В и максимальная мощность $P_{max} = 1.23 \cdot 10^{-8}$ Вт/см². При этом значение коэффициента заполнения равно 0.58, что хорошо коррелирует со значениями, обычно получаемыми на бета-вольтаических элементах. Эффективность преобразования в этих условиях составила 2.65%. Полученные результаты, по-видимому, близки к предельным значениям для кремния при использовании источника с активностью 10 мКи/см². Поскольку бета-вольтаические элементы, в принципе, могут работать как при экстремально низких, так и при экстремально высоких температурах, представляло интерес исследовать зависимость характеристик полупроводникового преобразователя от температуры. Такие исследования показали, что максимальная мощность преобразования для р-і-п диода на Si повышается с понижением температуры: примерно в 1.5 раза при 0°С и в 2.2 раза при -20°С. При повышении температуры значение максимальной мощности быстро понижается, так при 40°С оно уменьшается в 2.6 раза по сравнению со значением при комнатной температуре. При использовании в качестве преобразователя барьер Шоттки на SiC зависимость максимальной мощности от температуры была более слабой.

Авторский указатель

Abrosimov N.V.	6, 37, 59, 65, 179	Аношин К.А.	93
Andersen N. H.	71	Антонов В.А.	145
Böttger U.	65	Антонов П.В.	35, 104
Chirvony V.	71	Анфимов И.М.	127
Deßmann N.	37, 65	Аргунова Т. С.	179
Diplas S.	71	Арзуманян Г.В.	94
Dózsa L.	111, 117	Армбристер В.А.	60, 126
Graff J. S.	71	Аскарлов Ш.И.	86, 90, 95
Hübers H.-W.	37	Асташинский В.М.	189
Irmscher K.	65	Астров Ю.А.	37, 96
Karlsson A.	71	Астрова Е.В.	56
Ko-Wei Lin	108	Атакулов Б.А.	97
Kudrawiec R.	111	Атакулов Ш.Б.	97
Makhviladze T.	75	Ахметов Т.К.	158
Melnikov A.	116	Ашуров Х.Б.	98, 99, 100, 139, 140
Minushev A.	75	Байдакова Н.А.	57
Nagayoshi H.	71	Бакранов Н.Б.	103
Nemes-Incze P.	111	Бакранова Д.И.	103
Pastor J. M.	71	Балакирев С.В.	122
Pavlov S.G.	65	Балашев В.В.	58, 61
Pecz B.	111	Баранов Г.В.	76
Presting H.	18	Баталина А.В.	101
Redlich B.	65	Баталов Р.И.	38, 102
Riemann H.	59, 65	Бахадырханов М.К.	74
Sambonsuge S.	53	Баязитов Р.М.	38
Sarychev M.	75	Безбабный Д.А.	111
Semenova O.I.	67, 133, 176	Безродный Д.А.	46
Shastin V.N.	65	Бейсембетов И.К.	103, 158
Suemitsu M.	53	Бейсенханов Н.Б.	103, 158
Ulyashin A.G.	71	Бекпулатов И.Р.	173, 174
Walmsley J. C.	71	Белов А.И.	156
Wieck A.	116	Белов А.Н.	79
Yude Yu	67	Бельский С.С.	184
Zhukavin R.Kh.	65	Бельтюков А. Н.	63
van der Meer A.F.G.	65	Беляков В.А.	128
Абдуллаев О.Р.	152	Бердников В.С.	7, 32, 34, 35, 104, 105, 154, 155
Абдуллаева Г.Б.	97	Бессолов В.Н.	19
Абдурахманов Б.А.	74	Блошкин А.А.	60
Абдурахманов Б.М.	98, 99, 100, 139, 140	Бобров А.И.	156
Абросимов Н.В.	6, 37, 59, 65, 179	Боженко М.В.	189
Адилов М.М.	99, 140	Божко С.И.	10, 47
Айтмуқан Т.	69	Болховитянов Ю.Б.	17, 52
Акимов В.В.	166	Бондаренко А.С.	81
Акчурип Р.Х.	152	Борисов В.К.	106
Андреев Б.А.	87, 120	Борисов В.О.	80
Андреев В.В.	91	Брунков П.Н.	89
Анисимов А.В.	63, 92		

Брылевский В.И.	89	Гуральник А.С.	108
Бузикова Т.А.	107	Гурьянов А.М.	121
Булатов Ю.Н.	123	Гусев А.В.	134
Бурдов В.А.	128	Гусев О.Б.	120
Ваванова С.В.	108	Гусейнов Д.В.	59
Вагнер А.	115	Гутаковский А.К.	17, 52, 78, 82, 111, 113
Валеев В.Ф.	102	Гущин О.П.	51
Василенко А.П.	17	Данилов Д.В.	148
Ващенко С.П.	28	Данилюк А.Л.	20
Вдовин В.И.	82, 159	Двуреченский А.В.	9, 77, 126, 178
Векшенкова Т.Н.	178	Демидов Ю.А.	79
Верезуб Н.А.	109, 171	Демин В.Н.	28
Викулов В.А.	58, 61	Дерябин А.И.	52
Виноградов А.И.	161	Дерябин А.С.	17
Винокуров В.А.	7, 32	Димитриев А.А.	58, 61
Винокуров В.В.	7, 32	Долгий А.Л.	70
Владимиров В.М.	195	Домашевская Э.П.	63, 136
Войцеховский А.В.	135	Доценко С.А.	108, 111, 113
Володин В.А.	124	Дошлов О.И.	122
Волошин А.Э.	109	Дроздов М.Н.	55
Воронин А.И.	112	Евдокимов И.И.	167
Вывенко О.Ф.	81, 148	Ежевский А.А.	59
Гавва В.А.	134	Елеуов М.	69
Гайдук П.И.	38	Еремеев В.С.	123
Галкин К.Н.	38, 48, 110, 111, 112, 113, 117, 189	Ермакова Е.Н.	132, 133
Галкин Н.Г.	21, 38, 48, 78, 108, 111, 112, 113, 117, 189	Ершов А.В.	119, 120, 136, 157
Гапонов В.А.	7	Ефанов В. С.	124
Гаранин В.Г.	41	Ёлкин Д.К.	24
Гаршин А.А.	172	Ёлкин К.С.	24, 122
Герасименко Н.Н.	72, 118	Жариков С.К.	103, 158
Гикавый А.Я.	49	Жураев Ж.У.	29
Гильмутдинов Ф.З.	63	Закиров Р.А.	42
Гисматулин А.А.	124, 125	Запорожан О.А.	72
Глазман В.Б.	69	Зельберг Б.И.	122
Голишников А.А.	79, 114	Зиновьев В.А.	178
Голохваст К.С.	110	Зиновьева А.Ф.	77
Гоник М.А.	33, 115	Зюльков И.Ю.	49
Горбачук Н.И.	116	Иванов Д.	186
Горнев Е.С.	51	Ивлев Г.Д.	38
Горошко Д.Л.	21, 48, 78, 117	Илиев Х.М.	74
Гостева Е.А.	118	Ильин А.С.	50
Гостевский Б.А.	129	Ионов А.М.	10, 47
Грачев Д.А.	119, 120, 136	Исова А.	69
Грехов И.В.	89	Исроилова Ё.А.	97
Грибов Б.Г.	8	Итальянцев А.Г.	76
Григорьева А.М.	155	Кадыров А.Л.	29
Грыпа А.С.	163	Калинин В.В.	187, 188
		Калмыков А.Е.	19
		Камаев Г.Н.	124, 125

Карабанова И.А.	119, 136	Кучканов Ш.К.	99, 139
Карабешкин К.В.	73	Лабусов В.А.	41
Карасев П.А.	73	Лапатин Л.Г.	142, 143, 144
Карпенко А.В.	138	Ларюшкин А.С.	145
Кашкаров В.М.	63, 147	Ластовский С.Б.	18
Кведер В.В.	85	Латухина Н.В.	172
Кенжалиев Б.К.	103, 158	Латышев А.В.	12, 21
Ким В.А.	181	Левицкий В.С.	146
Кириенко В.В.	60, 88, 126	Леньшин А.С.	63, 146, 147
Кирилин А.А.	123	Леонова М.С.	25
Кичай В.Н.	80	Ли Г.В.	56
Клещенок М.С.	34, 155	Лизункова Д.А.	172
Клименов В.	69	Литвиненко Т.Н.	137
Кобелева С.П.	39, 127, 151	Литовченко П.Г.	162
Козельская А.И.	176	Логинов Ю.Ю.	191
Козлов В.А.	37	Лодыгин А.Н.	37, 96
Колесников А.В.	50	Лозовой К.А.	135
Колпачёв А.Б.	94	Ломов А.А.	177
Конаков А.А.	59, 128	Лошаченко А.С.	148
Кондратьев В.В.	122	Лошкарев И.Д.	17, 50
Конончук О.В.	68, 81	Лысяк Е.А.	44
Коробов С.В.	150	Лядов Н.М.	38
Коробцов В.В.	58, 61	Мавлонов Г.Х.	74
Королев Д.С.	156	Мавлянов А.Ш.	74
Косинова М.Л.	11, 129, 131, 132, 133	Мазалов А.В.	152
Котерева Т.В.	134	Мазаник А.В.	186
Котков А.П.	8	Мазилкин А.А.	68
Коханенко А.П.	135	Максимов С.Е.	99, 139
Коюда Д.А.	92, 136	Максимовский Е.А.	130, 131
Красильник З.Ф.	87	Мальчукова Е.В.	149
Красильникова Л.В.	87	Маляренко Н.Ф.	64
Краснобаев Ю.В.	31	Мамонов В.А.	69
Критская Т.В.	43, 137, 138	Марков В.А.	7
Кроль А.	115	Марков В.В.	195
Крыжков Д.И.	87	Мармалюк А.А.	152
Ксенз А.С.	47	Матюшкин И.В.	51, 150
Кударин С.Х.	181	Махвиладзе Т.М.	36, 175
Кудрявцев К.Е.	87	Машин А.И.	136, 157
Кузнецов Ф.А.	129	Меженный М.В.	151, 152
Кузьмицкий А.М.	189	Метлов В.А.	101
Кукушкин С.А.	19	Миловзоров Д.Е.	153
Кулубаева Э. Г.	62	Мирбабаев М.М.	90
Курбанов М.Ш.	98, 139, 140	Митин К.А.	34, 105, 154, 155
Курбатов С.М.	30	Митина А.В.	105
Курбонов М.Ш.	100	Михайлов А.Н.	150, 156
Курешов В.А.	152	Молякко А.А.	24
Курова Н.В.	128	Мошников В.А.	147
Кугузов Л.В.	141	Муратов Д.	69
Кучинская П.А.	77, 178	Мякин С.В.	147
		Мясоедов А.В.	19

Нагорных С.Н.	156	Пименов В.Г.	45, 167
Налимова С.С.	147	Пирогов А.В.	119
Наумов А.В.	13, 93	Пирожкова Т.С.	196
Наумова О.В.	62, 64	Писаренко Т.А.	58, 61
Нежданов А.В.	157	Плеханов А.Г.	131
Некипелов С.В.	177	Плюснин Н.И.	16, 168
Некрасов А.В.	13	Поклонский Н.А.	18, 116
Немчинова Н.В.	25, 107, 180, 185	Поликарпов М.А.	198
Непомнящих А.И.	26, 35, 66, 149	Попков С.А.	59
Нестеров Д.Н.	136	Попов А.И.	141
Нехамин С.М.	14	Попов В.П.	62, 64
Никифоров А.И.	15, 17	Порцель Л.М.	37, 96
Николаев Д.П.	190	Потапов А.А.	169, 170
Никулина Л.Д.	129	Преображенский В.В.	17
Ниматов С.Ж.	139	Пресняков М.Ю.	141
Новиков А.В.	55, 57, 197	Пресняков Р.В.	35
Новиков Г.А.	38	Прищепа С.Л.	20, 70
Новиков П.Л.	77	Прокопьев С.Л.	38
Нуждин В.И.	102	Простомолотов А.И.	109, 171
Нуралиев У.М.	98	Путря М.Г.	114
Нусупов К.Х.	103, 158	Путьмаков А.Н.	41
Оксенгендлер Б.Л.	99	Путьто М.А.	17
Олимов Л.О.	100	Пушкарев Р.В.	130
Орлов В.И.	23, 84	Пушкина А.А.	161
Орлов Л.К.	22, 159	Пчеляков О.П.	15, 17, 187
Орлов М.Л.	159	Расин А.Б.	189
Орлов О.М.	76, 160	Рахимов А.М.	173
Орлов С.Н.	161	Рахлин В.И.	129
Осадчук О.В.	163	Рахметов Б.	69
Осин Ю.Н.	102	Редько С.В.	70
Павленков В.И.	156	Резванов А.А.	51
Павлов Д.А.	119, 156	Роговский Е.С.	151, 152
Павлов С.Г.	37	Рогожин А.С.	172
Павлова Л.А.	66	Рогожина Г.А.	172
Павловская Н.Т.	162	Родин П.Б.	89
Павловский Ю.В.	162	Романов А.А.	101
Павлык Б.В.	163	Романов С.И.	88
Падалица А.А.	152	Рудин С.А.	178
Памирский И.Э.	110	Румянцев А.М.	56
Панкратов О.В.	114	Румянцев Ю.М.	130, 131, 132
Паращенко М.А.	88	Рыбачек Е.Н.	114
Паринова Е.В.	92, 136, 164, 186	Рысбаев А.С.	173, 174
Парфенов О.Г.	42	Рысбаева З.А.	174
Парфеньева А.В.	56	Сабитов Д.Р.	152
Пархоменко Ю.Н.	118	Сайтов Э.Б.	74
Паханов Н.А.	17	Салиева Ш.К.	86, 95
Пашаев И.Г.	165	Саранин А.А.	21
Песков Ш. Г.	76	Сарычев М.Е.	36, 175
Петрова О.В.	177	Сатторов О.Э.	74
Пещерова С.М.	66, 166	Свито И.А.	20, 70, 186

Сеитов Б.Ж.	158	Тюрин А.И.	196
Семенов С.К.	93	Тютрин А.А.	182, 194
Семенова О.И.	67, 133, 176	Угрин Ю.О.	162
Середин П.В.	146, 147	Ундалов Ю.К.	164
Сивков В.Н.	177	Усенко А.А.	112
Сивков Д.В.	177	Файзрахманов И.А.	38
Сидоренко К.В.	128	Файзуллаев Р.Ф.	173, 174
Смагина Ж.В.	77, 178	Файнер Н.И.	130, 131
Смирнов Д.И.	72	Федина Л.И.	82, 183
Смирнова И.А.	83, 89	Федоров А.М.	26
Смирнова Т.П.	80	Федоров С.Н.	184, 185
Соболев Н.Алек.	82, 148	Федотов А.К.	20, 70, 186
Соболев Н.Анд.	18	Федотова В.В.	70
Содиков У.Х.	74	Федотова Ю.А.	186
Соколов Л.В.	17, 52	Феклин Д.И.	17
Соловьева Ю.С.	127, 151	Феклисова О.В.	23, 84
Сорокин Л.М.	19, 179	Филатов М.Ю.	145, 151, 152
Спесивцев Е.В.	176	Филимонов С.Н.	46, 53, 54
Спирин Д.Е.	92, 136	Филиппов Н.С.	88
Старков В.В.	118	Фомин Б.И.	62, 64, 187
Стенин В.В.	30	Фрицлер К.Б.	187, 188
Степанов А.Л.	102	Ховайло В.В.	112
Степина Н.П.	77	Хомяков И.А.	161
Стребков Д.С.	30, 106	Хорошева М.А.	68, 85
Стрельцов Е.А.	186	Хужаниёзов Ж.Б.	173, 174
Струмемяк А.В.	123	Цырендоржиева И.П.	129
Суворов Э.В.	83	Чайка А.Н.	10
Сухоруков А.В.	59	Чаплыгин Ю.А.	79
Сысоев С.В.	129	Чевелева Е.А.	157
Сягло А.И.	18	Черкова С.Г.	124
Терехов В.А.	92, 136, 164	Чернев И.М.	38, 48, 111, 113
Терещенко А.Н.	68	Черняховский Л.В.	27
Теруков Е.И.	146, 149, 164	Чистохин И.Б.	187
Тетельбаум Д.И.	150, 156	Чуvenкова О.А.	92
Тийс С.А.	15	Чукалина М.В.	190
Тимофеев А.К.	180	Чумак В.Д.	101
Тимофеев В.А.	15	Чусовитин Е.А.	21, 78, 117, 189
Тимошенков С.П.	161	Шабельникова Я.Л.	190
Титов А.И.	73	Шагаров Б.А.	31, 191, 192, 193
Токмолдин Н.С.	69	Шакиров В.А.	123
Токмолдин С.Ж.	69	Шалеев М.В.	55, 57, 197
Толмачев С.В.	143	Шамирзаев Т.С.	21, 111
Тонких А.	92	Шарафеева И.С.	194
Трапезникова И.Н.	164	Шарипов Б.З.	86, 90, 95
Трафименко А.Г.	20	Шастин В.Н.	37
Требухова Т.А.	181	Шаяпов В.Р.	131
Труханов Е.М.	17, 50, 188	Шварцман Л.Я.	43, 137
Турищев С.Ю.	92, 136, 186	Шевлягин А.В.	21, 48, 78, 113
Тусупова А.У.	181	Шевченко М.А.	123
Тыныштыкбаев К.Б.	69	Шевяков В.И.	79

Шек Е.И.	82, 148, 156	Щемеров И.В.	127, 151
Шелепов В.А.	192, 193	Эрвье Ю.Ю.	46, 53, 54
Шенгуров Д.В.	87	Юнин П.А.	55, 197
Шепов В.Н.	195	Юраков Ю.А.	92
Шмагин В.Б.	87	Юрасов Д.В.	55, 57, 197
Шпаковский С.В.	116	Юшина И.В.	131
Штейнман Э.А.	22, 68	Яблонский А.Н.	120
Шубин А.П.	93	Якимов А.И.	60, 126
Шувалов С.П.	123	Якимов Е.Б.	23, 84, 190, 198
Шуварин И.А.	196	Яковкина Л.В.	80
Шукурова Д.	86, 95	Яковлев С.П.	24
Шуман В.Б.	37, 96	Ян Д.Т.	189
Шустов В.А.	38	Ярыкин Н.А.	40

Список докладчиков конференции «Кремний_2014»

Hiroshi Nagayoshi

Tokyo National College of Technology;
Tokyo
nagayosi@tokyo-ct.ac.jp

Абросимов Николай Валентинович

Leibniz Institute of Crystal Growth; Берлин
nikolay.abrosimov@ikz-berlin.de

Алимов Нодир Эсоналиевич

Ферганский государственный
университет; Фергана
allnod@mail.ru

Андреев Всеволод Владимирович

ФГБОУ ВПО Чувашский
государственный университет имени
И.Н. Ульянова; Чебоксары
andreev_vsevolod@mail.ru

Анисимов Антон Витальевич

Воронежский государственный
университет; Воронеж
xvoronegx@gmail.com

Аношин Константин Евгеньевич

ОАО Гиредмет; Москва

Арзуманян Грайр Вагаршакович

Южный Федеральный Университет;
Таганрог
arzumanyan31@mail.ru

Аскараров Шаикрам Иноятович

Ташкентский государственный
технический университет; Ташкент
bashirulla@mail.ru

Астров Юрий Александрович

Физико-технический институт им. А. Ф.
Иоффе РАН; Санкт Петербург
yuri.astrov@mail.ioffe.ru

Астрова Екатерина Владимировна

Физико-технический институт им. А. Ф.
Иоффе РАН; Санкт Петербург
east@mail.ioffe.ru

Атакулов Шухрат Баннапович

Ферганский государственный
университет; Фергана
Atakulovsh@mail.ru

Ашуров Хатам Бахронович

Институт ионно-плазменных и лазерных
технологий Академии Наук Республики
Узбекистан; Ташкент
ashurov@aie.uz

Байдакова Наталия Алексеевна

Федеральное государственное
бюджетное учреждение науки Институт
физики микроструктур Российской
академии наук; Нижний Новгород
banatale@ipmras.ru

Баталина Алла Васильевна

ОАО Ангстрем; Москва
batalina@angstrem.ru

Баталов Рафаэль Ильясович

Казанский физико-технический институт
им. Е. К. Завойского; Казань
batalov@kfti.knc.ru

Безродный Дмитрий Алексеевич

Томский государственный университет;
Томск
kocmoc1155@sibmail.com

Бейсенханов Нуржан Бейсенханович

Казахстанско-Британский технический
университет; Алматы
beisen@mail.ru

Бердников Владимир Степанович

Институт теплофизики им. С.С.
Кутателадзе СО РАН; Новосибирск
berdnikov@itp.nsc.ru

Божко Сергей Иванович

Институт физики твердого тела РАН;
Черноголовка
bozhko@issp.ac.ru

Болдырев Николай

ООО Брукер; Новосибирск
nboldyrev@bruker.ru

Бондаренко Антон Сергеевич

НИИ физики им. В.А. Фока, Санкт-
Петербургский государственный
университет; Санкт Петербург
bondarenko@nano.spbu.ru

Борисов Валерий Константинович
Всероссийский научно-исследовательский институт электрификации сельского хозяйства; Москва
vforest41@mail.ru

Бузикова Татьяна Андреевна
Национальный исследовательский Иркутский государственный технический университет; Иркутск
buzik2009@mail.ru

Ваванова Светлана Владимировна
Институт автоматики и процессов управления ДВО РАН; Владивосток
sveta@iacp.dvo.ru

Вдовин Владимир Ильич
Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН; Новосибирск
vivdov@gmail.com

Велиханов Артур Рауфович
Институт физики ДагНЦ РАН им. Амирханова; Махачкала
art677@mail.ru

Верезуб Наталия Анатольевна
Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем механики им. А.Ю. Ишлинского Российской академии наук; Москва
verezub@ipmnet.ru

Викулов Виктор Алексеевич
Институт автоматики и процессов управления ДВО РАН; Владивосток
vikulov@iacp.dvo.ru

Винокуров Владислав Викторович
Институт теплофизики им. С.С. Кутателадзе СО РАН; Новосибирск
jetset@ngs.ru

Галкин Константин Николаевич
Институт автоматики и процессов управления ДВО РАН; Владивосток
galkinkn@iacp.dvo.ru

Галкин Николай Геннадьевич
Институт автоматики и процессов управления ДВО РАН; Владивосток
galkin@iacp.dvo.ru

Гаранин Виктор Геннадьевич
ООО ВМК-Оптоэлектроника; Новосибирск
vs@vmk.ru

Герасименко Николай Николаевич
И-Глобалэдж Корпорейшн; Москва
gerasimenko@e-globaledge.ru

Герасименко Николай Николаевич
Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего профессионального образования Национальный исследовательский университет МИЭТ; Зеленоград
rmta@miee.ru

Голишников Александр Анатольевич
Научно-производственный комплекс Технологический центр МИЭТ; Зеленоград
Golishnikov1960@mail.ru

Голубовская Наталия Олеговна
Сибирский федеральный университет; Красноярск
NOGolubovskaya@gmail.com

Гоник Михаил Александрович
Центр материаловедения Фотон; Александров
michael.a.gonik@gmail.com

Горбачук Николай Иванович
Белорусский государственный университет; Минск
gorbachuk@bsu.by

Горошко Дмитрий Львович
Институт автоматики и процессов управления ДВО РАН; Владивосток
goroshko@iacp.dvo.ru

Гостева Екатерина Александровна
Национальный исследовательский технологический университет МИСиС; Москва
Gos-3@mail.ru

Грачев Денис Александрович
Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского; Нижний Новгород
grachov@phys.unn.ru denzubb@gmail.com

Грибов Борис Георгиевич
ОАО Научно-исследовательский
институт особо чистых материалов;
Зеленоград
gribovbg@yandex.ru

Гурьянов Александр Михайлович
Самарский государственный
архитектурно-строительный
университет; Самара
gurjanovam@mail.ru

Дашевский Михаил Яковлевич
Национальный исследовательский
технологический университет МИСиС;
Москва
m_dashevsky@mail.ru

Двуреченский Анатолий Васильевич
Институт физики полупроводников им.
А.В. Ржанова СО РАН; Новосибирск
dvurech@isp.nsc.ru

Демин Виктор Николаевич
Институт неорганической химии
им. А.В. Николаева СО РАН;
Новосибирск
demin@niic.nsc.ru

Денисов Сергей Александрович
Нижегородский государственный
университет им. Н.И. Лобачевского;
Нижний Новгород
denisov@nifti.unn.ru

**Дмитриевский Александр
Александрович**
Тамбовский государственный
университет имени Г.Р. Державина;
Тамбов
dmitr2002@tsu.tmb.ru

Ежевский Александр Александрович
Нижегородский государственный
университет им. Н.И. Лобачевского;
Нижний Новгород
ezhevski@phys.unn.ru

Елисеев Игорь Алексеевич
Федеральное государственное
бюджетное учреждение науки Институт
геохимии им. А.П. Виноградова
Сибирского отделения РАН; Иркутск
elia@igc.irk.ru

Ёлкин Константин Сергеевич
ООО РУСАЛ Инженерно-
технологический центр; Красноярск
Konstantin.Elkin@rusal.com

Еремеев Валентин Сергеевич
Братский государственный университет;
Братск
volandis@mail.ru

Жураев Жахангир Утабович
Худжандский государственный
университет имени академика Б.
Гафурова; Худжанд
dotcent_85@mail.ru

Закиров Роман Альфритович
Институт химии и химической
технологии СО РАН; Красноярск
zakirow.roman@gmail.com

Захваев Сергей Геннадьевич
ООО Брукер; Новосибирск
zsg@bruker.ru

Захрабекова Заура Мовсум кызы
Институт Физики НАН Азербайджана;
Баку
zauras@rambler.ru

Зюльков Иван Юрьевич
ОАО Научно-исследовательский
институт молекулярной электроники;
Москва
ivan.zulkov@phystech.edu

Иванова Мария Михайловна
ФГУП ФНПЦ НИИИС им. Ю.Е.
Седакова; Нижний Новгород
MMNayanova@gmail.com

Ионов Андрей Михайлович
Институт физики твердого тела РАН;
Черноголовка
ionov@issp.ac.ru

Исамов Собиржон Болтаевич
Ташкентский государственный
технический университет; Ташкент
sobir-i@mail.ru

Камаев Геннадий Николаевич
Институт физики полупроводников им.
А.В. Ржанова СО РАН; Новосибирск
kamaev@isp.nsc.ru

Карасев Платон Александрович
Санкт-Петербургский государственный
политехнический университет; Санкт
Петербург
platon.karaseov@spbstu.ru ;
plakat56@mail.ru

Кириенко Виктор Владимирович
Институт физики полупроводников им.
А.В. Ржанова СО РАН; Новосибирск
victor@isp.nsc.ru

Кобелева Светлана Петровна
Национальный исследовательский
технологический университет МИСиС;
Москва
kob@misis.ru

Козлов Антон
Федеральное государственное
автономное образовательное учреждение
высшего профессионального
образования Национальный
исследовательский университет МИЭТ;
Зеленоград
anton@dtd.miee.ru

Колесников Алексей Викторович
Институт физики полупроводников им.
А.В. Ржанова СО РАН; Новосибирск
kolesn@isp.nsc.ru

Конаков Антон Алексеевич
Нижегородский государственный
университет им. Н.И. Лобачевского;
Нижний Новгород
konakov_anton@mail.ru

Коробцов Владимир Викторович
Институт автоматизации и процессов
управления ДВО РАН; Владивосток
korobtsov@mail.dvo.ru

Косинова Марина Леонидовна
Институт неорганической химии
им. А.В. Николаева СО РАН;
Новосибирск
marina@niic.nsc.ru

Котерева Татьяна Владимировна
ФГБУН Институт химии высокочистых
веществ им. Г.Г. Десятых Российской
академии наук; Нижний Новгород
kotereva@ihps.nnov.ru

Коханенко Андрей Павлович
Томский государственный университет;
Томск
kokh@elefot.tsu.ru

Коюда Дмитрий Анатольевич
Воронежский государственный
университет; Воронеж
koyuda@phys.vsu.ru

Критская Татьяна Владимировна
Запорожская государственная
инженерная академия; Запорожье
krytskaja@mail.ru

Ксеневиц Виталий Казимирович
Белорусский государственный
университет; Минск
ksenevich@bsu.by

Кудрявцев Константин Евгеньевич
Федеральное государственное
бюджетное учреждение науки Институт
физики микроструктур Российской
академии наук; Нижний Новгород
konstantin@ipmras.ru

Кулубаева Эльза Гайнуллаевна
Институт физики полупроводников им.
А.В. Ржанова СО РАН; Новосибирск
KulubaevaE@yandex.ru

Курбанов Миртемир Шодиевич
Институт ионно-плазменных и лазерных
технологий Академии Наук Республики
Узбекистан; Ташкент
kumir60@yandex.ru

Кутузов Леонид Вячеславович
Федеральное государственное
бюджетное учреждение Национальный
исследовательский центр Курчатовский
институт; Москва
kutuzov@irtm.kiae.ru

Лапатин Леонид Григорьевич
ООО СемиКон; Томск
lapatinl@yandex.ru

Ларюшкин Андрей Сергеевич
ОАО Оптрон; Москва
larushkin@mail.ru

Латухина Наталья Виленовна
Самарский государственный
университет; Самара
natalat@yandex.ru

Латышев Александр Васильевич
Институт физики полупроводников им.
А.В. Ржанова СО РАН; Новосибирск
latyshev@isp.nsc.ru

Леньшин Александр Сергеевич
Воронежский государственный
университет; Воронеж
lenshinas@phys.vsu.ru

Лошаченко Антон Сергеевич
Санкт-Петербургский государственный
университет; Санкт Петербург
loshachenko@nano.spbu.ru

Лысяк Елена Александровна
SiTec GmbH; Burghausen
elena.lysyak@centrotherm-sitec.de

Мавлонов Гиёсиддин Хайдарович
Ташкентский государственный
технический университет; Ташкент
mavlonov_g@mail.ru

Магомедов Махач Насрутдинович
Федеральное государственное
бюджетное учреждение науки Институт
проблем геотермии Дагестанского
научного центра Российской академии
наук; Махачкала
mahmag4@mail.ru

Макаров Владимир Петрович
Кыргызско-Российский Славянский
университет им. Б.Н. Ельцина; Бишкек
makarov44@rambler.ru

Маляренко Николай Федорович
Институт физики полупроводников им.
А.В. Ржанова СО РАН; Новосибирск
malarenko@bk.ru

Матюшкин Игорь Валерьевич
ОАО Научно-исследовательский
институт молекулярной электроники;
Москва
mivmiv@yandex.ru;
imatyushkin@mikron.ru

Махвиладзе Тариэль Михайлович
Физико-технологический институт РАН;
Москва
tarielmakh@mail.ru

Меженный Михаил Валерьевич
ОАО Оптрон; Москва
mvmezh@gmail.com

Миловзоров Дмитрий Евгеньевич
РГРУ; Москва
dmilovzorov2002@yahoo.com

Митин Дмитрий
Саратовский государственный
университет им.Н.Г.Чернышевского;
Саратов
mitindm@mail.ru

Митин Константин Александрович
Институт теплофизики им. С.С.
Кутателадзе СО РАН; Новосибирск
mitin@ngs.ru

Нагорных Сергей Николаевич
Нижегородский государственный
технический университет им. Р.Е.
Алексеева; Нижний Новгород
algoritm@sandy.ru

Найда Галина Акимовна
Федеральное государственное
автономное образовательное учреждение
высшего профессионального
образования Национальный
образовательный исследовательский университет МИЭТ;
Зеленоград
gan@miee.ru

Наумов Аркадий Валерьевич
ОАО Научно-Производственное
Предприятие КВАНТ; Москва
naumov_arkadii@mail.ru

Нежданов Алексей Владимирович
Нижегородский государственный
университет им. Н.И. Лобачевского;
Нижний Новгород
nezhdanov@phys.unn.ru

Немчинова Нина Владимировна
Национальный исследовательский
Иркутский государственный
технический университет; Иркутск
ninavn@yandex.ru

Непомнящих Александр Иосифович
Федеральное государственное
бюджетное учреждение науки Институт
геохимии им. А.П. Виноградова
Сибирского отделения РАН; Иркутск
ainep@igc.irk.ru

Нехамин Сергей Маркович
ООО НПФ КОМТЕРМ; Москва
nehamin@comterm.ru

Никифоров Александр Иванович
Институт физики полупроводников им.
А.В. Ржанова СО РАН; Новосибирск
nikif@isp.nsc.ru

Новиков Вадим Александрович
Томский государственный университет;
Томск
novikovvadim@mail.ru

Нусупов Каир Хамзаевич
Казахстанско-Британский технический
университет; Алматы
rich-famouskair@mail.ru

Орлов Лев Константинович
Федеральное государственное
бюджетное учреждение науки Институт
физики микроструктур Российской
академии наук; Нижний Новгород
orlov@ipm.sci-nnov.ru

Орлов Олег Михайлович
ОАО Научно-исследовательский
институт молекулярной электроники;
Москва
oorlov@mikron.ru

Орлов Сергей Николаевич
ОАО Научно-исследовательский
институт молекулярной электроники;
Москва
sorlov@mikron.ru

Павлов Сергей
Deutsches Zentrum für Luft und Raumfahrt;
Берлин
sergeij.pavlov@dlr.de

Павловская Надежда Тарасовна
Институт ядерных исследований НАН
Украины; Киев
pavlovskyy@mail.ru

Павлык Богдан Васильевич
Львовский национальный университет
имени Ивана Франко; Львов
pavlyk@electronics.lnu.edu.ua

Паращенко Максим Александрович
Институт физики полупроводников им.
А.В. Ржанова СО РАН; Новосибирск
m_paraschenko@mail.ru

Паринова Елена Владимировна
Воронежский государственный
университет; Воронеж
parinova@phys.vsu.ru

Пашаев Ислам Герай
Бакинский Государственный
Университет; Баку
islampashayev@rambler.ru

Песков Шандор Григорьевич
ОАО Научно-исследовательский
институт молекулярной электроники;
Москва
sandor-p@mail.ru

Пещерова Светлана Михайловна
Федеральное государственное
бюджетное учреждение науки Институт
геохимии им. А.П. Виноградова
Сибирского отделения РАН; Иркутск
spescherova@mail.ru

Пименов Владимир Георгиевич
ФГБУН Институт химии высокочистых
веществ им. Г.Г. Девятовых Российской
академии наук; Нижний Новгород
pim@ihps.nnov.ru

Плюснин Николай Инокентьевич
Институт автоматизации и процессов
управления ДВО РАН; Владивосток
plusnin@iacp.dvo.ru

Потапов Алексей Алексеевич
пенсионер; Иркутск
aleksey.potapov.icc@gmail.com

Пресняков Роман Валерьевич
Федеральное государственное
бюджетное учреждение науки Институт
геохимии им. А.П. Виноградова
Сибирского отделения РАН; Иркутск
ropr@igc.irk.ru

Простомолотов Анатолий Иванович
Федеральное государственное
бюджетное учреждение науки Институт
проблем механики им. А.Ю.
Ишлинского Российской академии наук;
Москва
prosto@ipmnet.ru

Пчеляков Олег Петрович
Институт физики полупроводников им.
А.В. Ржанова СО РАН; Новосибирск
pchome@mail.ru

Резванов Аскар Анварович
ОАО НИИ молекулярной электроники;
Зеленоград
arezvanov@mikron.ru

Рогожина Галина Андреевна
Самарский государственный
университет; Самара
galina_pisarenko@mail.ru

Рысбаев Абдурашид Сарбаевич
Ташкентский государственный
технический университет; Ташкент
rysbaev@mail.ru

Сарычев Михаил Евгеньевич
Физико-технологический институт РАН;
Москва
sarych@yandex.ru

Семенова Ольга Ивановна
Институт физики полупроводников им.
А.В. Ржанова СО РАН; Новосибирск
oisem@isp.nsc.ru

Сивков Виктор Николаевич
Коми научный центр Уральского
отделения РАН; Сыктывкар
svn@dm.komisc.ru

Скупов Антон Владимирович
ФГУП ФНПЦ НИИИС им. Ю.Е.
Седакова; Нижний Новгород
skav10@mail.ru

Смагина Жанна Викторовна
Институт физики полупроводников им.
А.В. Ржанова СО РАН; Новосибирск
smagina@isp.nsc.ru

Смирнов Дмитрий Игоревич
Федеральное государственное
автономное образовательное учреждение
высшего профессионального
образования Национальный
исследовательский университет МИЭТ;
Зеленоград
smirnovdim@gmail.com

Смирнов Роман Викторович
Федеральное государственное
бюджетное учреждение Национальный
исследовательский центр Курчатовский
институт; Москва
rsmirnov@pisem.net

Смирнова Ирина Анатольевна
Физико-технический институт им. А. Ф.
Иоффе РАН; Санкт Петербург
irina.smirnova@mail.ioffe.ru

Соболев Николай Алексеевич
Физико-технический институт им. А. Ф.
Иоффе РАН; Санкт Петербург
nick@sobolev.ioffe.rssi.ru

Соболев Николай Андреевич
Universidade de Aveiro; Aveiro
sobolev@ua.pt

Соколов Леонид Валентинович
Институт физики полупроводников им.
А.В. Ржанова СО РАН; Новосибирск
sokolov@isp.nsc.ru

Сорокин Лев Михайлович
Физико-технический институт им. А. Ф.
Иоффе РАН; Санкт Петербург
lev.sorokin@mail.ioffe.ru

Стенин Василий Васильевич
Всероссийский научно-
исследовательский институт
электрификации сельского хозяйства;
Москва
steninvv@mail.ru

Суворов Эрнест Витальевич
Институт физики твердого тела РАН;
Черноголовка
suorov@issp.ac.ru

Суздальцев Евгений Иванович
ОАО ОНПП Технология; Обнинск
Ermolaevas@mail.ru

Терещенко Алексей Николаевич
Институт физики твердого тела РАН;
Черноголовка
tan@issp.ac.ru

Тимофеев Андрей Константинович
Национальный исследовательский
Иркутский государственный
технический университет; Иркутск
ak.timofeev@inbox.ru

Тусупова Айнур Утепбергеновна
Химико-металлургический институт им.
Ж. Абишева; Karaganda
tusupova86@mail.ru

**Тыныштыкбаев Курбангали
Байназарович**
Физико-технический институт; Алматы
kt011@mail.ru

Тютрин Андрей Александрович
Национальный исследовательский
Иркутский государственный
технический университет; Иркутск
an.tu@inbox.ru

Усольцева Дарья Сергеевна
Воронежский государственный
университет; Воронеж
usolceva_ds@mail.ru

Федина Людмила Ивановна
Институт физики полупроводников им.
А.В. Ржанова СО РАН; Новосибирск
fedina@thermo.isp.nsc.ru

Федоров Александр Михайлович
Федеральное государственное
бюджетное учреждение науки Институт
геохимии им. А.П. Виноградова
Сибирского отделения РАН; Иркутск
sashaf@igc.irk.ru

Федоров Сергей Николаевич
Национальный исследовательский
Иркутский государственный
технический университет; Иркутск
fedorov.sn29@gmail.com

Федотов Александр Кириллович
Белорусский государственный
университет; Минск
fedotov@bsu.by

Феклисова Ольга Владимировна
Институт проблем технологии
микроэлектроники и особочистых
материалов РАН; Черноголовка
feklisov@iptm.ru

Филимонов Сергей Николаевич
Томский государственный университет;
Томск
filimon@phys.tsu.ru

Фрицлер Константин Бернгардович
Институт физики полупроводников им.
А.В. Ржанова СО РАН; Новосибирск
kbf@isp.nsc.ru

Хорошева Мария Анатольевна
Институт физики твердого тела РАН;
Черноголовка
khor@issp.ac.ru

Черняховский Леонид Владимирович
ОАО Солнечный кремний Сибири;
Иркутск
chernyakh@mail.ru

Чусовитин Евгений Анатольевич
Институт автоматики и процессов
управления ДВО РАН; Владивосток
niksard@yandex.ru

Шабельникова Яна Леонидовна
Институт проблем технологии
микроэлектроники и особочистых
материалов РАН; Черноголовка
janeshabeln@yandex.ru

Шагаров Борис Анатольевич
Общество с ограниченной
ответственностью ГЕЛИОЛАБ;
Красноярск
5178775@gmail.com

Шамирзаев Тимур Сезгирович
Институт физики полупроводников им.
А.В. Ржанова СО РАН; Новосибирск
sha_tim@mail.ru

Шарафеева Ирина
Национальный исследовательский
Иркутский государственный
технический университет; Иркутск
ira4340@yandex.ru

Шевяков Василий Иванович
Федеральное государственное
автономное образовательное учреждение
высшего профессионального
образования Национальный
исследовательский университет МИЭТ;
Зеленоград
Shev@dsd.miee.ru

Шепов Владимир Николаевич
Научно-производственная фирма
Электрон; Красноярск
shepov@ksc.krasn.ru

Штейнман Эдуард Александрович
Институт физики твердого тела РАН;
Черноголовка
steinman@issp.ac.ru

Шуварин Иван Александрович
НОЦ Нанотехнологии и наноматериалы
ТГУ имени Г.Р.Державина; Тамбов
shuvarinivan@rambler.ru

Эрвье Юрий Юрьевич
Томский государственный университет;
Томск
ervye@mail.tsu.ru

Юрасов Дмитрий Владимирович
Федеральное государственное
бюджетное учреждение науки Институт
физики микроструктур Российской
академии наук; Нижний Новгород
Inquisitor@ipm.sci-nnov.ru

Якимов Евгений Борисович
Институт проблем технологии
микроэлектроники и особочистых
материалов РАН; Черноголовка
yakimov@iptm.ru

Яковкина Любовь Владимировна
Институт неорганической химии
им. А.В. Николаева СО РАН;
Новосибирск
Yakovk@niic.nsc.ru

Ярыкин Николай Алексеевич
Институт проблем технологии
микроэлектроники и особочистых
материалов РАН; Черноголовка
nay@iptm.ru

СОДЕРЖАНИЕ

Пленарные доклады

МОНОИЗОТОПНЫЙ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЙ КРЕМНИЙ: ПОЛУЧЕНИЕ И ПЕРСПЕКТИВЫ ПРИМЕНЕНИЯ Н.В. Абросимов	6
НЕСТАЦИОНАРНЫЕ РЕЖИМЫ СВОБОДНОЙ И СМЕШАННОЙ КОНВЕКЦИИ В МЕТОДЕ ЧОХРАЛЬСКОГО В.С. Бердников, В.А. Винокуров, В.В. Винокуров, В.А. Гапонов, В.А. Марков	7
ПРОБЛЕМЫ ПОЛУЧЕНИЯ И ОБЛАСТИ ПРИМЕНЕНИЯ ВЫСОКООМНОГО КРЕМНИЯ И НАНОЧАСТИЦ КРЕМНИЯ Б.Г. Грибов, А.П. Котков	8
КРЕМНИЕВЫЕ НАНОГЕТЕРОСТРУКТУРЫ С КВАНТОВЫМИ ТОЧКАМИ ДЛЯ НАНО- И ОПТОЭЛЕКТРОНИКИ А.В. Двуреченский	9
ПОВЕРХНОСТИ Si(hhm): ПОЛИГОН ДЛЯ СОЗДАНИЯ НАНОСТРУКТУР С.И. Божко, А.М. Ионов, А.Н. Чайка	10
НОВЫЕ ПРЕКУРСОРЫ И ПРОЦЕССЫ МО CVD В ТЕХНОЛОГИИ НАНОМАТЕРИАЛОВ НАУЧНАЯ ШКОЛА АКАДЕМИКА Ф.А. КУЗНЕЦОВА. М.Л. Косинова	11
АТОМНЫЕ ПРОЦЕССЫ И ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ КРЕМНИЕВЫХ НАНОСТРУКТУР А.В. Латышев	12
РЫНОК ПОЛИКРЕМНИЯ В ПЕРИОД ДО 2018 г. А.В. Наумов, А.В. Некрасов	13
МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ МЕТОДЫ И ОБОРУДОВАНИЕ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ И ОЧИСТКИ КРЕМНИЯ С.М. Нехамин	14
СТРУКТУРА ПОВЕРХНОСТИ ТОНКИХ ПСЕВДОМОРФНЫХ GeSi СЛОЕВ А.И. Никифоров, В.А. Тимофеев, С.А. Тийс, О.П. Пчеляков	15
МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ НАНОМУЛЬТИСЛОИ НА КРЕМНИИ: РОСТ, СВОЙСТВА И ПРИМЕНЕНИЕ Н.И. Плюснин	16
МОЛЕКУЛЯРНАЯ ЭПИТАКСИЯ ГЕТЕРОСТРУКТУР GaAs НА Si ДЛЯ ФОТОВОЛЬТАИКИ О.П. Пчеляков, В.В. Преображенский, М.А. Пулято, Ю.Б. Болховитянов, А.С. Дерябин, Л.В. Соколов, А.И. Никифоров, А.К. Гутаковский, Е.М. Труханов, Н.А. Паханов, А.П. Василенко, И.Д. Лошкарёв, Д.И. Феклин	17
ВЛИЯНИЕ ОБЛУЧЕНИЯ ЭЛЕКТРОНАМИ НА p-n ПЕРЕХОДЫ В СВЕРХРЕШЕТКАХ Si-Ge А.И. Сягло, Н.А. Поклонский, С.Б. Ластовский, Н. Presting, Н.А. Соболев	18
КРЕМНИЙ - ПЕРСПЕКТИВНЫЙ МАТЕРИАЛ III -НИТРИДНОЙ ЭЛЕКТРОНИКИ Л.М. Сорокин, А.Е. Калмыков, А.В. Мясоедов, В.Н. Бессолов, С.А. Кукушкин	19

НИЗКОТЕМПЕРАТУРНАЯ ПРОВОДИМОСТЬ И МАГНИТОСОПРОТИВЛЕНИЕ ЛЕГИРОВАННОГО СУРЬМОЙ КРЕМНИЯ	20
<u>А.К. Федотов</u> , И.А. Свито, А.Г. Графименко, А.Л. Данилюк, С.Л. Прищепа	
СВЕТОДИОДНЫЕ 1,5 МКМ ЭЛЕКТРОЛЮМИНЕСЦЕНТНЫЕ ИЗЛУЧАТЕЛИ НА ОСНОВЕ СТРУКТУР p+-Si/НК β -FeSi ₂ /n-Si	21
<u>Т.С. Шамирзаев</u> , Н.Г. Галкин, Е.А. Чусовитин, Д.Л. Горошко, А.В. Шевлягин, А.А. Саранин, А.В. Латышев	
ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ И ЭЛЕКТРОННЫЕ СВОЙСТВА ГЕТЕРОКОМПОЗИЦИЙ 3С-SiC/SiGeC/Si(100)	22
<u>Штейнман Э.А.</u> , Орлов Л.К.	
ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ ПРОТЯЖЕННЫХ ДЕФЕКТОВ В ПЛАСТИЧЕСКИ ДЕФОРМИРОВАННОМ КРЕМНИИ МЕТОДАМИ EBC И LBIC	23
В.И. Орлов, О.В. Феклисова, <u>Е.Б. Якимов</u>	
Устные доклады	
<i>Методы получения и очистки металлургического кремния</i>	
ОБ ЭФФЕКТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЯХ ПЕРЕДЕЛА ТЕХНИЧЕСКОГО КРЕМНИЯ	24
<u>К.С. Ёлкин</u> , С.П. Яковлев, Д.К. Ёлкин, А.А. Молявко	
ОБРАБОТКА РЕЗУЛЬТАТОВ ИСПЫТАНИЙ ПО ОКОМКОВАНИЮ ШИХТЫ МЕТОДОМ ПЛАНИРОВАНИЯ ЭКСПЕРИМЕНТА	25
<u>Н.В. Немчинова</u> , М.С. Леонова	
МИНЕРАЛЬНЫЕ РЕСУРСЫ КВАРЦА РОССИИ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ КРЕМНИЯ	26
<u>А.М. Федоров</u> , А.И. Непомнящих	
МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЙ КРЕМНИЙ - ИЗ ШИХТОВЫХ БРИКЕТОВ	27
Черняховский Л.В .,	
ПРИМЕНЕНИЕ ЭЛЕКТРОДУГОВЫХ ПЛАЗМОТРОНОВ В НОВЫХ ТЕХНОЛОГИЯХ ПОЛУЧЕНИЯ ПОЛИКРЕМНИЯ	28
<u>В.Н. Демин</u> , С.П. Ващенко	
ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВТОРИЧНОГО ЛИТОГО ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО КРЕМНИЯ	29
<u>Ж.У. Жураев</u> , А.Л. Кадыров	
СОЛНЕЧНАЯ ЭНЕРГЕТИКА И КАРБОТЕРМИЧЕСКИЙ СПОСОБ ПОЛУЧЕНИЯ КРЕМНИЯ.	30
Д.С. Стребков, <u>В.В. Стенин</u> , Курбатов С.М.	
АЛГОРИТМ РАБОТЫ СОЛНЕЧНОЙ БАТАРЕИ В ТОЧКЕ ОПТИМАЛЬНОЙ МОЩНОСТИ	31
<u>Б.А. Шагаров</u> , Ю.В. Краснобаев	
<i>Получение кремния солнечного качества и проблемы солнечной энергетики</i>	
ГИДРОДИНАМИКА РАСПЛАВОВ И ТЕПЛООБМЕН В МЕТОДЕ ЧОХРАЛЬСКОГО В РЕЖИМАХ ТЕПЛОВОЙ ГРАВИТАЦИОННО-КАПИЛЛЯРНОЙ КОНВЕКЦИИ	32
В.С. Бердников, В.А. Винокуров, <u>В.В. Винокуров</u>	

НАПРАВЛЕННАЯ КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ МУЛЬТИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО КРЕМНИЯ В УСЛОВИЯХ ПОНИЖЕННОГО ГАЗОБМЕНА М.А. Гоник	33
ВЛИЯНИЕ ГЕОМЕТРИИ НА ПОЛЯ ТЕМПЕРАТУРЫ В КРИСТАЛЛАХ КРЕМНИЯ В РЕЖИМАХ РАДИАЦИОННО-КОНВЕКТИВНОЙ ТЕПЛОТДАЧИ В.С. Бердников, <u>К.А. Митин</u> , М.С. Клещенок	34
ВЫРАЩИВАНИЕ МУЛЬТИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО КРЕМНИЯ НА ОСНОВЕ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО КРЕМНИЯ ВЫСОКОЙ ЧИСТОТЫ А.И. Непомнящих, <u>Р.В. Пресняков</u> , П.В. Антонов, В.С. Бердников	35
ДЕФОРМАЦИОННО-КИНЕТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ПРОЦЕССА КОАЛЕСЦЕНЦИИ КИСЛОРОДНЫХ ПРЕЦИПИТАТОВ В КРЕМНИИ Т.М. Махвиладзе, <u>М.Е. Сарычев</u>	36
<i>Процессы роста из расплава</i>	
ЛЕГИРОВАНИЕ КРЕМНИЯ ДОНОРНЫМИ ЦЕНТРАМИ МАГНИЯ <u>Ю.А. Астров</u> , В.Б. Шуман, А.Н. Лодыгин, Л.М. Порцель, В.Н. Шастин, С.Г. Павлов, N. Deßmann, H.-W. Hübers, N.V. Abrosimov, В.А. Козлов	37
ИМПУЛЬСНАЯ МОДИФИКАЦИЯ ПЛЕНОК ГЕРМАНИЯ НА ПОДЛОЖКАХ КРЕМНИЯ, САПФИРА И КВАРЦА: СТРУКТУРА И ОПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА Г.А. Новиков, <u>Р.И. Баталов</u> , Р.М. Баязитов, И.А. Файзрахманов, Н.М. Лядов,	38
О ПРИРОДЕ ТЕРМОАКЦЕПТОРНОГО ЭФФЕКТА В ОБЛУЧЕННОМ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧНЫМИ ЭЛЕКТРОНАМИ ВЫСОКООМНОМ КРЕМНИИ С.П. Кобелева,	39
МЕДЬ В КРЕМНИИ: КОМПЛЕКСООБРАЗОВАНИЕ И ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ С РАДИАЦИОННЫМИ ДЕФЕКТАМИ Н.А. Ярыкин	40
<i>Производство полупроводникового поликремния и структур на его основе</i>	
СРЕДСТВО ИЗМЕРЕНИЯ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА НА ОСНОВЕ КРЕМНИЕВЫХ ЛИНЕЕК ФОТОДИОДОВ <u>В.Г. Гаранин</u> , В.А. Лабусов, А.Н. Путьмаков	41
ВОССТАНОВЛЕНИЕ ТЕТРАХЛОРИДА КРЕМНИЯ СУБХЛОРИДОМ АЛЮМИНИЯ <u>Р.А. Закиров</u> , О.Г. Парфенов	42
НЕКОТОРЫЕ АСПЕКТЫ СОВРЕМЕННОЙ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУПРОВОДНИКОВОГО КРЕМНИЯ <u>Т.В.Критская</u> , Л.Я.Шварцман	43
SiТес - ПЕРЕДОВОЙ ОПЫТ В ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА КРЕМНИЯ <u>Е.А.Лысяк</u>	44
МЕТОДЫ ЭЛЕМЕНТНОГО АНАЛИЗА ВЫСОКОЧИСТОГО КРЕМНИЯ И ЕГО ПРЕКУРСОРОВ В.Г. Пименов	45

Рост и материаловедение тонких (в том числе эпитаксиальных) пленок на кремнии, включая кремний-на-изоляторе и напряженные структуры

- ПЕРЕХОД ОТ ПОСЛОЙНОГО К МНОГОУРОВНЕВОМУ РОСТУ ГРАНИ 3D-ОСТРОВКА: КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ
Д.А. Безродный, С.Н. Филимонов, Ю.Ю. Эрвье 46
- ЭЛЕКТРОННЫЙ РОСТ НАНООСТРОВКОВ РВ НА ПОВЕРХНОСТИ Si(7 7 10)
С.И. Божко, А.С. Ксенз, А.М.Ионов 47
- ФОРМИРОВАНИЕ, ОПТИЧЕСКИЕ И ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ ПЛЕНОК СТАННИДА МАГНИЯ НА Si(111)
Галкин К.Н., Чернев И.М., А.В. Шевлягин, Д.Л. Горошко, Н.Г. Галкин 48
- ЭПИТАКСИАЛЬНЫЙ РОСТ НАПРЯЖЕННОГО SIGE В АТМОСФЕРЕ ДИСИЛАНА И ДИГЕРМАНА
И.Ю. Зюльков, А.Я. Гикавый 49
- ФОРМИРОВАНИЕ МАЛОУГЛОВЫХ ГРАНИЦ В ГЕТЕРОСИСТЕМАХ GeSi/Si И GaAs/Si С ВИЦИНАЛЬНЫМИ (001) ГРАНИЦАМИ РАЗДЕЛА
А.В. Колесников, Е.М. Труханов, А.С. Ильин, И.Д. Лошкарев 50
- ИССЛЕДОВАНИЕ ПОВРЕЖДЕНИЙ МЕЖСЛОЙНОГО LOW-k ДИЭЛЕКТРИКА ПРИ ЕГО ТРАВЛЕНИИ В ПЛАЗМЕ
А.А. Резванов, Е.С. Горнев, О.П. Гущин, И.В. Матюшкин 51
- КРАЕВЫЕ ДИСЛОКАЦИИ НЕСООТВЕТСТВИЯ В ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ НАПРЯЖЕННЫХ ПЛЕНКАХ ПОЛУПРОВОДНИКОВ С РЕШЕТКОЙ СФАЛЕРИТА И АЛМАЗА: ОБРАЗОВАНИЕ И УЧАСТИЕ В ПЛАСТИЧЕСКОЙ РЕЛАКСАЦИИ
Ю.Б.Болховитянов, А.И.Дерябин, А.К.Гутаковский, Л.В.Соколов 52
- АНИЗОТРОПИЯ ПОВЕРХНОСТНОЙ ЭНЕРГИИ КУБИЧЕСКОГО КАРБИДА КРЕМНИЯ И МЕХАНИЗМЫ ФОРМИРОВАНИЯ ГЕТЕРОЭПИТАКСИАЛЬНЫХ ПЛЕНОК 3C-SiC/Si(110)
С. Н. Филимонов, Ю. Ю. Эрвье, S. Sambonsuge, M. Suemitsu 53
- ДИНАМИКА ЭЛЕМЕНТАРНЫХ СТУПЕНЕЙ НА БОКОВЫХ ГРАНЯХ НИТЕВИДНЫХ НАНОКРИСТАЛЛОВ
С. Н. Филимонов, Ю. Ю. Эрвье 54
- ФОРМИРОВАНИЕ SIGE ГЕТЕРОСТРУКТУР С ВЫСОКОЙ ДОЛЕЙ GE И ИХ СЕЛЕКТИВНОЕ ЛЕГИРОВАНИЕ СЕГРЕГИРУЮЩИМИ ПРИМЕСЯМИ
Д.В. Юрасов, М.Н. Дроздов, А.В.Новиков, М.В. Шалеев, П.А. Юнин 55
- Физика кремниевых квантово-размерных структур твердотельной электроники, в том числе нано- и оптоэлектроники, спинтроники и фотоники***
- КРЕМНИЕВЫЕ ВЫСОКОАСПЕКТНЫЕ МИКРОСТРУКТУРЫ ДЛЯ АНОДОВ ЛИТИЙ - ИОННЫХ АККУМУЛЯТОРОВ
Е.В.Астрова, А.В.Парфеньева, Г.В.Ли, А.М.Румянцев 56
- ОПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА GE(SI) НАНООСТРОВКОВ, ЗАКЛЮЧЕННЫХ МЕЖДУ НАПРЯЖЕННЫМИ СЛОЯМИ Si, СФОРМИРОВАННЫХ НА ПОДЛОЖКАХ SSOI И РЕЛАКСИРОВАННЫХ SIGE БУФЕРАХ
Н.А. Байдакова, А.В. Новиков, М.В. Шалеев, Д.В. Юрасов 57

ОСОБЕННОСТИ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТРАНСПОРТА В ГИБРИДНЫХ СТРУКТУРАХ $Fe_3O_4/SiO_2/Si$ С РАЗНЫМ ТИПОМ ПРОВОДИМОСТИ ПОДЛОЖКИ <u>В.А. Викулов</u> , В.В. Балашев, Т.А. Писаренко, А.А. Димитриев, В.В. Коробцов	58
ЭФФЕКТЫ ПРИМЕСНОГО СПИН-ЗАВИСИМОГО РАССЕЯНИЯ И СПИНОВОЙ РЕЛАКСАЦИИ ЭЛЕКТРОНОВ ПРОВОДИМОСТИ В КРЕМНИИ, ЛЕГИРОВАННОМ ВИСМУТОМ <u>А.А. Ежевский</u> , Д.В. Гусейнов, А.В. Сухоруков, С.А. Попков, А.А. Конаков Н.В. Абросимов ² , Н. Riemann ²	59
ВНУТРИЗОННЫЕ ОПТИЧЕСКИЕ ПЕРЕХОДЫ ДЫРОК В НАПРЯЖЕННЫХ КВАНТОВЫХ ЯМАХ SiGe А.И. Якимов, <u>В.В. Кириенко</u> , В.А. Армбристер, А.А. Блошкин	60
ЭФФЕКТ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОГО ПЕРЕКЛЮЧЕНИЯ КАНАЛА ПРОВОДИМОСТИ В ГИБРИДНЫХ СТРУКТУРАХ $Fe_3O_4/SiO_2/N-Si$ А.А. Димитриев, В.А. Викулов, <u>В.В. Коробцов</u> , В.В. Балашев, Т.А. Писаренко	61
ПОДВИЖНОСТЬ ЭЛЕКТРОНОВ В ОБОГАЩЕНИИ В СЛОЯХ КНИ ПРИ РАЗЛИЧНОМ СОСТОЯНИИ ПОВЕРХНОСТИ <u>Э. Г. Кулубаева</u> , О. В. Наумова, Б. И. Фомин, В. П. Попов	62
ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ПОРИСТОГО КРЕМНИЯ С РАЗЛИЧНЫМ РАЗМЕРОМ ПОР И ЕГО ИССЛЕДОВАНИЯ МЕТОДАМИ РЕНТГЕНОВСКОЙ И ОПТИЧЕСКОЙ СПЕКТРОСКОПИИ <u>Леньшин А.С.</u> , Анисимов А. В., Кашкаров В.М., Домашевская Э.П. Бельтюков А.Н., Гильмутдинов Ф.З.	63
ОПРЕДЕЛЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОГО ЗАРЯДА И ПЛОТНОСТИ СОСТОЯНИЙ НА ПОВЕРХНОСТИ КНИ-НАНОПРОВОЛОЧНЫХ СЕНСОРОВ ПРИ АДСОРБЦИИ БЕЛКА <u>Маляренко Н.Ф.</u> , Наумова О.В., Фомин Б.И., Попов В.П.	64
INTERPLAY OF INVERSION-LESS AND INVERSION-BASED TERAHERTZ STIMULATED INTRACENTER EMISSION IN ISOTOPICALLY ENRICHED SILICON DOPED BY BISMUTH <u>S.G. Pavlov</u> , N.V. Abrosimov, N. Deßmann, U. Böttger, B. Redlich, A.F.G. van der Meer, R.Kh. Zhukavin, V.N. Shastin, K. Irmscher, H. Riemann and H.-W. Hübers	65
РЕКОМБИНАЦИОННАЯ АКТИВНОСТЬ ГРАНИЦ РАЗДЕЛА В МУЛЬТИКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ КРЕМНИИ <u>С.М. Пещерова</u> , А.И. Непомнящих, Л.А. Павлова	66
STRAINED SILICON IN ELECTRONICS AND PHOTONICS <u>O.I.Semenova</u> , Yude Yu	67
СТРУКТУРА И ЭЛЕКТРОННЫЕ СВОЙСТВА ДЕФЕКТОВ НА ГРАНИЦЕ СОЕДИНЕННЫХ ПЛАСТИН Si (001) <u>А.Н. Терещенко</u> , Э.А. Штейнман, А.А. Мазилкин, М.А. Хорошева, О.В. Конончук	68
ВЫСОКОЭФФЕКТИВНЫЕ ПОРИСТЫЕ КРЕМНИЕВЫЕ ФОТОЭЛЕКТРОДЫ С СИЛИЦИДОВЫМИ ПОКРЫТИЯМИ <u>К.Б. Тыныштыкбаев</u> , Т. Айтмуқан, В.Б. Глазман, А. Исова, В.Клименов, В.А.Мамонов, Д.Муратов, Б.Рахметов, М.Елеуов, Н.С.Токмолдин, С.Ж.Токмолдин	69

ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОСТРУКТУР ПОРИСТЫЙ КРЕМНИЙ/КРЕМНИЙ И ПОРИСТЫЙ КРЕМНИЙ/НИКЕЛЬ/КРЕМНИЙ <u>А.К.Федотов</u> , С.Л. Прищепа, С.В. Редько, А.Л. Долгий, В.В. Федотова, И.А. Свито	70
<i>Нанотехнологии кремниевой электроники, включая ионную имплантацию, литографию, технологии создания квантовых точек и скрытых слоев</i>	
ULTRA FINE SILICON NANOWIRE FORMATION USING HYDROGEN RADICAL ETCHING REACTION <u>Н. Nagayoshi</u> , S. Diplas, J. C. Walmsley, N. H. Andersen, A. Karlsson, J. S. Graff, V. Chirvony, J. M. Pastor, and A.G. Ulyashin	71
РАДИАЦИОННЫЕ ЭФФЕКТЫ В КРЕМНИЕВЫХ НАНОСТРУКТУРАХ <u>Н.Н. Герасименко</u> , Д.И. Смирнов,, О.А. Запорожан	72
ВЛИЯНИЕ ПЛОТНОСТИ КАСКАДОВ СМЕЩЕНИЙ НА ЭФФЕКТИВНОСТЬ ГЕНЕРАЦИИ ПЕРВИЧНЫХ НАРУШЕНИЙ В КРЕМНИИ А.И. Титов, К.В. Карабешкин, <u>П.А. Карасев</u>	73
ФИЗИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОКЛАСТЕРОВ ПРИМЕСНЫХ АТОМОВ В ПОЛУПРОВОДНИКАХ М.К. Бахадырханов, Х.М. Илиев, Б.А. Абдурахманов, Э.Б. Саитов, О.Э. Сатторов, <u>Г.Х. Мавлонов</u> , А.Ш. Мавлянов, У.Х. Содиков	74
ADVANCED MODEL OF THE COPPER CMP PROCESS FOR SILICON NANOTRANSISTOR TECHNOLOGY <u>Т. Makhviladze</u> , A. Minushev, M. Sarychev	75
ОСОБЕННОСТИ РАДИАЦИОННО-СТИМУЛИРОВАННОЙ ДИФФУЗИИ As В СТРУКТУРЕ SiO ₂ /Si Г.В. Баранов, А.Г. Итальянцев, О.М Орлов, <u>Ш. Г. Песков</u>	76
ЛИНЕЙНЫЕ ЦЕПОЧКИ КВАНТОВЫХ ТОЧЕК, ПОЛУЧЕННЫЕ С ПОМОЩЬЮ ИОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ <u>Ж.В. Смагина</u> , А.В. Двуреченский, А.Ф. Зиновьева, Н.П. Степина, П.Л. Новиков, П.А. Кучинская	77
ВЫХОД НАНОКРИСТАЛЛИТОВ β -FeSi ₂ НА ПОВЕРХНОСТЬ В ПРОЦЕССЕ ФОРМИРОВАНИЯ ГЕТЕРОСТРУКТУРЫ n -Si/НК β -FeSi ₂ / p -Si <u>Е.А. Чусовитин</u> , А.В. Шевлягин, Д.Л. Горошко, Н.Г. Галкин, А.К. Гутаковский	78
ОСОБЕННОСТИ НАНОПРОФИЛИРОВАНИЯ КРЕМНИЯ ПЛАЗМЕННЫМ Белов А.Н., Голишников А.А., Демидов Ю.А., Чаплыгин Ю.А., <u>Шевяков В.И.</u>	79
ОКСИДЫ РЕДКИХ И РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫХ МЕТАЛЛОВ – НОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ НАНОЭЛЕКТРОНИКИ И ОПТОЭЛЕКТРОНИКИ. Т.П. Смирнова, <u>Л.В. Яковкина</u> , В.О. Борисов, В.Н. Кичай	80

Диагностика кремния и приборных структур на его основе

ЛЮМИНЕСЦЕНЦИЯ ДИСЛОКАЦИОННЫХ СЕТОК В СРАЩЕННЫХ ПЛАСТИНАХ КРЕМНИЯ, СТИМУЛИРОВАННАЯ ЭЛЕКТРИЧЕСКИМ ЗАПОЛНЕНИЕМ УРОВНЕЙ ЛОВУШЕК НОСИТЕЛЕЙ ЗАРЯДА <u>А.С. Бондаренко</u> , О.Ф. Вывенко, О.В. Конончук	81
ДЕФЕКТООБРАЗОВАНИЕ В ПЛАСТИНАХ Si, ПОДВЕРГНУТЫХ ОБЛУЧЕНИЮ НИЗКОЭНЕРГЕТИЧЕСКИМ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ <u>В.И. Вдовин</u> , Л.И. Федина, А.К. Гутаковский, Е.И. Шек, Н.А. Соболев	82
ИСКАЖЕНИЯ РЕНТГЕН ТОПОГРАФИЧЕСКИХ ИЗОБРАЖЕНИЙ ДИСЛОКАЦИЙ В РЕЗУЛЬТАТЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ ПРОСТРАНСТВЕННО ПРОТЯЖЕННЫХ ДЕФОРМАЦИЙ В МОНОКРИСТАЛЛАХ КРЕМНИЯ <u>Э.В. Суворов</u> , И.А. Смирнова	83
ВЛИЯНИЕ МЕДИ НА РЕКОМБИНАЦИОННУЮ АКТИВНОСТЬ ПРОТЯЖЕННЫХ ДЕФЕКТОВ В КРЕМНИИ В.И. Орлов, <u>О.В. Феклисова</u> , Е.Б. Якимов	84
О ПРИРОДЕ ДЕФЕКТОВ, ВОЗНИКАЮЩИХ В ПРОЦЕССЕ ДВИЖЕНИЯ ДИСЛОКАЦИЙ В КРЕМНИИ В.В. Кведер, <u>М.А. Хорошева</u>	85
ВЫСОКОЧУВСТВИТЕЛЬНЫЕ ФОТОПРИЁМНИКИ НА БАЗЕ КРЕМНИЯ, СОДЕРЖАЩИЕ НАНОРАЗМЕРНЫЕ МНОГОЗАРЯДНЫЕ ПРИМЕСНЫЕ КЛАСТЕРЫ МАРГАНЦА <u>Ш.И. Аскарлов</u> , Б.З. Шарипов, Ш.К. Салиева, Д. Шукурова	86
ОЦЕНКА СЕЧЕНИЯ УСИЛЕНИЯ ИОНОВ Er ³⁺ В ВОЛНОВОДНЫХ СТРУКТУРАХ Si:Er/SOI <u>К.Е. Кудрявцев</u> , Д.И. Крыжков, Л.В. Красильникова, Д.В. Шенгуров, В.Б. Шмагин ¹ , Б.А. Андреев ¹ , З.Ф. Красильник ¹	87
ЭЛЕКТРООСМОТИЧЕСКИЙ НАСОС НА ОСНОВЕ АСММЕТРИЧНОЙ КРЕМНИЕВОЙ МИКРОКАНАЛЬНОЙ МЕМБРАНЫ <u>М.А. Парашенко</u> , Н.С. Филиппов, В.В. Кириенко, С.И. Романов	88
ВЛИЯНИЕ МЕТОДА ВЫРАЩИВАНИЯ КРЕМНИЯ И ТИПА p-n ПЕРЕХОДА НА ХАРАКТЕРИСТИКИ СУБНАНОСЕКУНДНОГО ЛАВИННОГО ПЕРЕКЛЮЧЕНИЯ ВЫСОКОВОЛЬТНЫХ КРЕМНИЕВЫХ ДИОДОВ <u>И.А. Смирнова</u> , В.И. Брылевский, П.Н. Брунков, П.Б. Родин, И.В. Грехов	89
ВЛИЯНИЕ НАНОМОЛЕКУЛ СЕЛЕНА НА ЭФФЕКТИВНОСТЬ ПРЕОБРАЗОВАНИЯ СОЛНЕЧНОЙ ЭНЕРГИИ В КРЕМНИЕВЫХ СОЛНЕЧНЫХ ЭЛЕМЕНТАХ (СЭ) С p-n ПЕРЕХОДОМ <u>Ш.И. Аскарлов</u> , Б.З. Шарипов, М.М. Мирбабаев	90
Стеновые доклады ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ НА КРЕМНИЙСОДЕРЖАЩУЮ ПЛЁНКУ ДИЭЛЕКТРИЧЕСКОГО БАРЬЕРНОГО РАЗРЯДА В.В. Андреев	91

АТОМНОЕ И ЭЛЕКТРОННОЕ СТРОЕНИЕ ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ НАНОСЛОЕВ КРЕМНИЙ-ОЛОВО НА КРЕМНИИ ПО ДАННЫМ СИНХРОТРОННЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ	
С.Ю. Турищев, В.А. Терехов, А.В. <u>Анисимов</u> , О.А. Чувенкова, Ю.А. Юраков, Д.Е. Спирин, Е.В. Паринава, Д.А. Коюда, А. Тонких	92
ВЫРАЩИВАНИЕ НИЗКОДИСЛОКАЦИОННЫХ КРИСТАЛЛОВ Ge МЕТОДОМ ЧОХРАЛЬСКОГО.	
А.В. Наумов, <u>К.А. Аношин</u> , С.К. Семенов, А.П. Шубин	93
ЭНЕРГЕТИЧЕСКИЕ СОСТОЯНИЯ В ЗАПРЕЩЕННОЙ ЗОНЕ КРИСТАЛЛИЧЕСКОГО КРЕМНИЯ, ОБУСЛОВЛЕННЫЕ АТОМАМИ ЗАМЕЩЕНИЯ ТИТАНА И УГЛЕРОДА	
<u>Г.В. Арзуманян</u> , А.Б. Колпачёв	94
ВЫСОКОЧУВСТВИТЕЛЬНЫЕ ФОТОПРИЁМНИКИ НА БАЗЕ КРЕМНИЯ, СОДЕРЖАЩИЕ НАНОРАЗМЕРНЫЕ МНОГОЗАРЯДНЫЕ ПРИМЕСНЫЕ КЛАСТЕРЫ МАРГАНЦА	
<u>Ш.И.Аскарлов</u> , Б.З.Шарипов, Ш.К.Салиева, Д.Шукурова	95
ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ НЕРАВНОВЕСНЫХ МЕЖДОУЗЕЛЬНЫХ АТОМОВ КРЕМНИЯ С ПРИМЕСЬЮ СЕРЫ ПРИ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ	
В.Б. Шуман, Л.М. Порцель, А.Н. Лодыгин, <u>Ю.А. Астров</u>	96
ПОЛУПРОВОДНИКОВЫЕ КРЕМНИЕВЫЕ ДИОДЫ С ОТРИЦАТЕЛЬНЫМ СОПРОТИВЛЕНИЕМ КОМПЕНСИРОВАННОЕ ЗОЛОТОЙ	
<u>Ш.Б.Атакулов</u> <u>Б.А.Атакулов</u> , <u>Ў.А.Исроилова</u> , Г.Б.Абдуллаева	97
ОСОБЕННОСТИ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ ТЕХНИЧЕСКОГО КРЕМНИЯ С УЧЕТОМ СЫРЬЕВОЙ БАЗЫ РЕСПУБЛИКИ УЗБЕКИСТАН	
М.Ш. Курбанов, <u>Х.Б. Ашуров</u> , Б.М. Абдурахманов, У.М Нуралиев.	98
РОЛЬ РЕЗОНАНСНОГО ТУННЕЛИРОВАНИЯ В УСИЛЕНИИ ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ГРАНУЛИРОВАННОГО КРЕМНИЯ	
Б.М. Абдурахманов, <u>Х.Б. Ашуров</u> , М.М. Адилов, Ш.К. Кучканов, С.Е. Максимов, Б.Л. Оксенгендлер	99
ЭФФЕКТ ПЕРЕКЛЮЧЕНИЯ НАПРАВЛЕНИЯ ТОКА И НАПРЯЖЕНИЯ ПРИ НАГРЕВЕ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ КРЕМНИЕВЫХ СТРУКТУР, ЛЕГИРОВАННЫХ ГЛУБОКИМИ ПРИМЕСЯМИ	
<u>Ашуров Х.Б.</u> , Л.О. Олимов, М.Ш. Курбонов, Б.М. Абдурахманов	100
ПРАКТИЧЕСКОЕ ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА ФОТО-ЭДС ДЛЯ ОЦЕНКИ КАЧЕСТВА КНС-СТРУКТУР	
<u>А.В. Баталина</u> , В.А. Метлов, А.А. Романов, В.Д.Чумак	101

<p>СИНТЕЗ ПОРИСТОГО КРЕМНИЯ С НАНОЧАСТИЦАМИ СЕРЕБРА МЕТОДОМ НИЗКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОЙ ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ А.Л. Степанов, <u>Р.И. Баталов</u>, В.Ф. Валеев, В.И. Нуждин, Ю.Н. Осин</p>	102
<p>ФОРМИРОВАНИЕ НАНОПЛЕНOK АЛЮМИНИЯ И ОКСИДА АЛЮМИНИЯ МЕТОДОМ МАГНЕТРОННОГО РАСПЫЛЕНИЯ К.Х.Нусупов, <u>Н.Б.Бейсенханов</u>, С.К.Жариков, И.К.Бейсембетов, Б.К.Кенжалиев, Д.И.Бакранова, Н.Б.Бакранов</p>	103
<p>СОПРЯЖЕННЫЙ КОНВЕКТИВНЫЙ ТЕПЛООБМЕН В МЕТОДЕ БРИДЖМЕНА В РЕЖИМАХ РАВНОМЕРНОГО И РЕВЕРСИВНОГО ВРАЩЕНИЯ ТИГЛЯ П.В.Антонов, <u>В.С. Бердников</u></p>	104
<p>ПОЛЕ ТЕМПЕРАТУРЫ В U-ОБРАЗНОМ КРЕМНИЕВОМ СТЕРЖНЕ, РАЗОГРЕВАЕМОМ ЭЛЕКТРИЧЕСКИМ ТОКОМ, В РЕЖИМЕ КОНВЕКТИВНОЙ ТЕПЛООТДАЧИ <u>В.С. Бердников</u>, А.В. Митина, К.А. Митин</p>	105
<p>СОЛНЕЧНЫЕ КРЕМНИЕВЫЕ МОДУЛИ НА БАЗЕ МАТРИЧНЫХ СОЛНЕЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ Стребков Д.С, <u>Борисов В.К.</u></p>	106
<p>ФОРМИРОВАНИЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ ПРИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ КРЕМНИЕВОГО РАСПЛАВА <u>Т.А. Бузикова</u>, Н.В. Немчинова</p>	107
<p>ФОРМИРОВАНИЕ, МОРФОЛОГИЯ И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА СТРУКТУРЫ $Fe_3Si/\epsilon-FeSi/Fe_3Si/Si(111)$ А.С. Гуральник, <u>С.В. Ваванова</u>, С.А. Доценко, Н.Г. Галкин, Ko-Wei Lin</p>	108
<p>АНАЛИЗ ПРИМЕНИМОСТИ АНАЛИТИЧЕСКИХ МОДЕЛЕЙ ДЛЯ РАСЧЕТА ЭФФЕКТИВНОГО КОЭФФИЦИЕНТА РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ПРИМЕСИ <u>Н.А. Верезуб</u>, А.Э. Волошин, А.И. Простомолотов</p>	109
<p>ФИТОЛИТЫ КАК ИСТОЧНИК МИКРОРАЗМЕРНОГО КРЕМНЕЗЕМА ДЛЯ МИКРОЭЛЕКТРОНИКИ <u>Галкин К.Н.</u>, К.С. Голохваст, И.Э. Памирский</p>	110
<p>СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ ПЛЕНOK СИЛИЦИДОВ КАЛЬЦИЯ И ДВОЙНЫХ ГЕТЕРОСТРУКТУР НА ИХ ОСНОВЕ НА Si(111) <u>Галкин Н.Г.</u>, Доценко С.А., Галкин К.Н., Безбабный Д.А., Чернев И.М., P. Nemes-Incze, L. Dosza, В. Pecz, Шамирзаев Т.С., Гутаковский А.К., R. Kudrawiec</p>	111
<p>ФОРМИРОВАНИЕ И СВОЙСТВА ОБЪЕМНЫХ КРЕМНИЕВЫХ СТРУКТУР С ВНЕДРЕННЫМИ КРИСТАЛЛИТАМИ ДИСИЛИЦИДОВ Fe и Cr. <u>К.Н.Галкин</u>, Н.Г. Галкин, В.В. Ховайло, А.А. Усенко, А.И. Воронин</p>	112

ПЛЕНКИ $MnSi_{1.75-x}$ НА $Si(111)$ И ДВОЙНЫЕ ГЕТЕРОСТРУКТУРЫ $Si/MnSi_{1.75-x}/Si(111)$: ФОРМИРОВАНИЕ, СТРУКТУРА И СВОЙСТВА <u>Доценко С.А.</u> , Галкин Н.Г., Галкин К.Н., Чернев И.М., Шевлягин А.В., Гутаковский А.К.	113
МЕТОД ФОРМИРОВАНИЯ КРЕМНИЕВЫХ НАНОПРОВОЛОЧНЫХ ИОННО-ЧУВСТВИТЕЛЬНЫХ ТРАНЗИСТОРНЫХ СТРУКТУР <u>А.А. Голишников</u> , М.Г. Путря, Е.Н. Рыбачек, О.В. Панкратов	114
РАСПРЕДЕЛЕНИЕ Ge В СЛИТКЕ СПЛАВА $Si_{0.9}Ge_{0.1}$ ПРИ ВЫРАЩИВАНИИ ИЗ ТОНКОГО СЛОЯ РАСПЛАВА <u>М.А. Гоник</u> , А. Кролль, А. Вагнер	115
КОМБИНАЦИОННОЕ РАССЕЙЯНИЕ СВЕТА В КРЕМНИИ p-ТИПА, ОБЛУЧЕННОМ ИОНАМИ МАРГАНЦА С ЭНЕРГИЕЙ 100 keV Н.А. Поклонский, <u>Н.И. Горбачук</u> , С.В. Шпаковский, А. Melnikov, А. Wiecek	116
ФОРМИРОВАНИЕ И ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КРЕМНИЕВЫХ НАНОКОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ДИСИЛИЦИДА ХРОМА И МАГНИЯ <u>Д.Л. Горошко</u> , Е.А. Чусовитин, К.Н. Галкин, L. Dózsá, Н.Г. Галкин	117
ИССЛЕДОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ ТОНКИХ ПОРИСТЫХ ПЛЕНОК НА ОСНОВЕ КРЕМНИЯ ДЛЯ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ В СОЛНЕЧНЫХ ЭЛЕМЕНТАХ В КАЧЕСТВЕ АНТИБЛИКОВОГО ПОКРЫТИЯ <u>Е.А. Гостева</u> , Н.Н. Герасименко, В.В. Старков, Ю.Н. Пархоменко	118
НАНОКРИСТАЛЛЫ Si И Ge В ШИРОКОЗОННЫХ ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИХ МАТРИЦАХ, ПОЛУЧЕННЫХ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫМ ОТЖИГОМ МНОГОСЛОЙНЫХ НАНОПЕРИОДИЧЕСКИХ СТРУКТУР <u>Д.А. Грачев</u> , И.А. Карабанова, А.В. Ершов, А.В. Пирогов, Д.А. Павлов	119
ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ НАБЛЮДЕНИЕ ФОТОЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ АВТОЛОКАЛИЗОВАННЫХ ЭКСИТОНОВ НА ПОВЕРХНОСТНЫХ Si-Si ДИМЕРАХ НАНОКРИСТАЛЛОВ Si В МАТРИЦЕ SiO_2 О.Б. Гусев, Б.А. Андреев, А.В. Ершов, <u>Д.А. Грачев</u> , А.Н. Яблонский	120
ГЕНЕРАЦИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ В КРЕМНИЕВЫХ МДП-СТРУКТУРАХ С НАНОРАЗМЕРНЫМИ ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИМИ СЛОЯМИ ОКСИДОВ РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ А.М. Гурьянов	121
СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ПРОЦЕССА ПОЛУЧЕНИЯ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО КРЕМНИЯ <u>К.С. Ёлкин</u> , О.И. Дошлов, Б.И. Зельберг, Яковлев, С.В. Балакирев, В.В. Кондратьев	122
РАЗРАБОТКА ТЕХНИЧЕСКИХ РЕШЕНИЙ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ЭФФЕКТИВНОСТИ ГЕЛИОЭЛЕКТРОСТАНЦИЙ <u>В.С. Еремеев</u> , А.В. Струмяк, Ю.Н. Булатов, В.А. Шакиров, А.А. Кирилин, М.А. Шевченко, С.П. Шувалов	123

ОПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МНОГОСЛОЙНЫХ НАНОГЕТЕРОСТРУКТУР Si/SiO ₂ Г.Н. Камаев, В.А. Володин, А.А. Гисматулин, В. С. Ефанов , С.Г. Черкова	124
ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОСТРУКТУР Si/SiO ₂ , ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ПРЯМОГО СРАЩИВАНИЯ А.А. Гисматулин, Г.Н. Камаев	125
ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ ИЗЛУЧАТЕЛЬНОЙ РЕКОМБИНАЦИИ В СЛОЯХ КВАНТОВЫХ ТОЧЕК Ge/Si ПОСЛЕ ОБРАБОТОК В ВОДОРОДНОЙ ПЛАЗМЕ А.И. Якимов, <u>В.В. Кириенко</u> , В.А. Армбристер, А.В. Двуреченский	126
О ПРИМЕНИМОСТИ СВЧ МЕТОДА ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ВРЕМЕНИ ЖИЗНИ НЕРАВНОВЕСНЫХ НОСИТЕЛЕЙ ЗАРЯДА НА НЕПАССИВИРОВАННЫХ ОБРАЗЦАХ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО КРЕМНИЯ И.М. Анфимов, <u>С.П. Кобелева</u> , Ю.С. Соловьева, И.В. Щемеров	127
СПИНОВАЯ РЕЛАКСАЦИЯ ЭЛЕКТРОНОВ ПРОВОДИМОСТИ В КРЕМНИЕВЫХ НАНОКРИСТАЛЛАХ И ИХ АНСАМБЛЯХ <u>А.А. Конаков</u> , В.А. Беляков, Н.В. Курова, К.В. Сидоренко, В.А. Бурдов	128
ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНЫХ ОСОБЕННОСТЕЙ КРЕМНИЙ- И БОРОРГАНИЧЕСКИХ СОЕДИНЕНИЙ НА ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПРЕКУРСОРОВ ДЛЯ СИНТЕЗА ПЛЕНОК SiC _x N _y И SiV _x C _y N _z Л.Д. Никулина, С.В. Сысоев, И.П. Цырендоржиева, Б.А. Гостевский, В.И. Рахлин, <u>М.Л. Косинова</u> , <u>Ф.А. Кузнецов</u>	129
ПОЛУЧЕНИЕ СЛОЕВ Fe-Si-C-N С ПОМОЩЬЮ ТЕРМИЧЕСКОГО РАЗЛОЖЕНИЯ ПАРОВ КРЕМНИЙОРГАНИЧЕСКИХ СОЕДИНЕНИЙ И ФЕРРОЦЕНА <u>Р.В. Пушкарев</u> , Н.И. Файнер, Ю.М. Румянцев, Е.А. Максимовский	130
ПЛЕНКИ ГИДРОГЕНИЗИРОВАННОГО ОКСИКАРБОНИТРИДА КРЕМНИЯ – ПЕРСПЕКТИВНЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ОПТО – И НАНОЭЛЕКТРОНИКИ Н.И. Файнер, А.Г. Плеханов, Ю.М. Румянцев, Е.А. Максимовский, В.Р. Шаяпов, И.В. Юшина, <u>М.Л. Косинова</u>	131
ОПТИЧЕСКИЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПЛЕНОК SiC _x N _y , ОСАЖДЕННЫХ ИЗ ТРИМЕТИЛФЕНИЛСИЛАНА Е.Н. Ермакова, Ю.М. Румянцев, <u>М.Л. Косинова</u>	132
ОПТИЧЕСКИЕ ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ ФАЗ СИСТЕМЫ Si-N-C-H <u>М.Л.Косинова</u> , Е.Н. Ермакова, О.И.Семенова	133
ДИАГНОСТИКА ПРИМЕСНОГО СОСТАВА ВЫСОКОЧИСТОГО МОНОСИЛАНА ПО РЕЗУЛЬТАТАМ АНАЛИЗА КОНТРОЛЬНОГО МОНОКРИСТАЛЛА КРЕМНИЯ. <u>Т.В. Котерева</u> , В.А. Гавва, А.В. Гусев	134

ЗАВИСИМОСТИ ПАРАМЕТРОВ КВАНТОВЫХ ТОЧЕК Ge НА Si ОТ СООТНОШЕНИЯ СТОРОН ИХ ОСНОВАНИЙ <u>А.П. Коханенко</u> , А.В. Войцеховский, К.А. Лозовой	135
ХАРАКТЕРИЗАЦИЯ СИНХРОТРОННЫМ МЕТОДОМ XANES СВЕТОИЗЛУЧАЮЩИХ МНОГОСЛОЙНЫХ НАНОПЕРИОДИЧЕСКИХ СТРУКТУР, СОДЕРЖАЩИХ НАНОКРИСТАЛЛЫ Si <u>Д.А. Коюда</u> , С.Ю. Турищев, В.А. Терехов, Д.Е. Спирин, Е.В. Парина, Д.Н. Нестеров, Д.А. Грачев, И.А. Карабанова, А.В. Ершов, А.И. Машин, Э.П. Домашевская	136
ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ИМПУЛЬСНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ ВЫСОКОИНТЕНСИВНОГО ПОТОКА ЭНЕРГИИ ДЛЯ ДРОБЛЕНИЯ КРИСТАЛЛИЧЕСКОГО КРЕМНИЯ <u>Т.В. Критская</u> , Т.Н.Литвиненко , Л.Я.Шварцман	137
УГЛЕРОДНЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ В ПРОЦЕССЕ ВЫРАЩИВАНИЯ МОНОКРИСТАЛЛОВ КРЕМНИЯ ПО МЕТОДУ ЧОХРАЛЬСКОГО <u>Т.В. Критская</u> , А.В. Карпенко	138
ТЕПЛОВОЛЬТАИЧЕСКИЕ ПРЕОБРАЗОВАТЕЛИ ЭНЕРГИИ НА ОСНОВЕ КРЕМНИЕВЫХ P-N СТРУКТУР, А ТАКЖЕ ПЛЁНОК ТВЁРДЫХ РАСТВОРОВ Si- Ge-Ti НА КРЕМНИИ <u>М.Ш. Курбанов</u> , Б.М. Абдурахманов, Х.Б. Ашуров, Ш.К. Кучканов, С.Е. Максимов, С.Ж. Ниматов	139
ПРИМЕНЕНИЕ ТЕХНИЧЕСКОГО КРЕМНИЯ ДЛЯ СОЗДАНИЯ ТЕПЛОВОЛЬТАИЧЕСКИХ ПРЕОБРАЗОВАТЕЛЕЙ Б.М. Абдурахманов, Х.Б. Ашуров, М.М. Адиллов, <u>М.Ш. Курбанов</u>	140
СТРУКТУРА И ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ МЕТАЛЛОСОДЕРЖАЩИХ КРЕМНИЙ-УГЛЕРОДНЫХ НАНОКОМПОЗИТОВ <u>Л.В. Кутузов</u> , А.И. Попов, М.Ю. Пресняков	141
МЕТОДИКА БЕСКОНТАКТНОГО ОПРЕДЕЛЕНИЯ КОНЦЕНТРАЦИИ МЕЛКОЙ И ГЛУБОКОЙ ПРИМЕСЕЙ В ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ КРЕМНИИ НА СВЧ. Л.Г. Лапатин	142
МЕТОДИКА ОТБОРА ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО КРЕМНИЯ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ МОНОКРИСТАЛЛОВ ОСОБОЙ ЧИСТОТЫ. <u>Л.Г. Лапатин</u> С.В. Толмачев	143
ОСОБЕННОСТИ БЕСКОНТАКТНОГО ИЗМЕРЕНИЯ ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО КРЕМНИЯ НА СВЧ . Л.Г. Лапатин	144
РАЗРАБОТКА СЕРИИ КРЕМНИЕВЫХ УЛЬТРАСТАБИЛЬНЫХ ПРЕЦИЗИОННЫХ СТАБИЛИТРОНОВ С ПОВЫШЕННОЙ ВРЕМЕННОЙ И ТЕМПЕРАТУРНОЙ СТАБИЛЬНОСТЬЮ	145

А.С.Ларюшкин, В.А.Антонов, М.Ю.Филатов

ОСОБЕННОСТИ РАМАНОВСКОЙ СПЕКТРОВ И ФОТОЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ
РАЗЛИЧНЫХ ВИДОВ ПОРИСТОГО КРЕМНИЯ ДЛЯ ПРИМЕНЕНИЯ В
ЭНЕРГОСБЕРЕГАЮЩИХ ТЕХНОЛОГИЯХ

В.С. Левицкий, А.С. Леньшин, П.В. Середин, Е.И. Теруков 146

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ОБРАБОТКИ ПОРИСТОГО КРЕМНИЯ
ПОЛИАКРИЛОВОЙ КИСЛОТОЙ НА СОСТАВ ПОВЕРХНОСТИ И
ФОТОЛЮМИНЕСЦЕНЦИЮ.

Леньшин А.С., Кашкаров В.М., Середин П.В. Налимова С.С., Мошников В.А., Мякин С.В. 147

ЭЛЕКТРИЧЕСКИ АКТИВНЫЕ ЦЕНТРЫ В КРЕМНИИ N-ТИПА,
ИМПЛАНТИРОВАННОМ ИОНАМИ КИСЛОРОДА.

Лошаченко А.С., Данилов Д.В., Е.И.Вывенко О.Ф., Н.А 148

БОРОСИЛИКАТНЫЕ СТЕКЛА, ДОПИРОВАННЫЕ ПЕРЕХОДНЫМИ
И РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫМИ ЭЛЕМЕНТАМИ, КАК ЗАЩИТНЫЕ ПОКРЫТИЯ
СОЛНЕЧНЫХ БАТАРЕЙ

Е.В. Мальчукова, А.И. Непомнящих, Е.И. Теруков 149

КЛЕТОЧНО-АВТОМАТНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ВТОРИЧНОГО
ДЕФЕКТООБРАЗОВАНИЯ ПРИ ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ

И.В. Матюшкин, С.В. Коробов, А.Н. Михайлов, Д.И. Тетельбаум 150

ПРЕИМУЩЕСТВО ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ВЫСОКООМНЫХ ПОДЛОЖЕК БЗП
КРЕМНИЯ P-ТИПА ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ PIN-ДИОДОВ

М.В. Меженный, М.Ю. Филатов, Е.С. Роговский, С.П. Кобелева, И.В. Щемеров, Ю.С. Соловьева) 151

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ СОЗДАНИЯ ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ СТРУКТУР
НИТРИДА ГАЛЛИЯ НА КРЕМНИИ ДЛЯ МОЩНЫХ СВЧ PIN ДИОДОВ

О.Р. Абдуллаев, М.В. Меженный, М.Ю. Филатов, Е.С. Роговский, В.А. Курешов, А.В. Мазалов, Д.Р. Сабитов, А.А. Падалица, А.А. Мармалюк, Р.Х. Акчурин 152

ВЛИЯНИЕ ФТОРИДОВ КРЕМНИЯ НА ФОТОЛЮМИНЕСЦЕНЦИЮ
ПЛЕНОК НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО КРЕМНИЯ (111)

Д.Е.Миловзоров 153

ИССЛЕДОВАНИЯ ОТНОСИТЕЛЬНОЙ РОЛИ МЕХАНИЗМОВ ТЕПЛООТДАЧИ НА
ПОЛЯ ТЕМПЕРАТУРЫ В КРИСТАЛЛАХ В МЕТОДЕ ЧОХРАЛЬСКОГО

В.С. Бердников, К.А. Митин 154

ПОЛЯ ТЕМПЕРАТУРЫ В КРИСТАЛЛАХ РАЗЛИЧНОЙ ТЕПЛОПРОВОДНОСТИ И
РАЗМЕРОВ В МЕТОДЕ ЧОХРАЛЬСКОГО ПРИ ТЕПЛООТДАЧЕ С ИХ
ПОВЕРХНОСТИ В РЕЖИМАХ СВОБОДНОЙ КОНВЕКЦИИ

В.С. Бердников, А.М. Григорьева , М.С. Клещенок, К.А. Митин 155

<p>РАСПРЕДЕЛЕНИЕ СТРУКТУРНЫХ НАРУШЕНИЙ И ЦЕНТРОВ ДИСЛОКАЦИОННОЙ ФОТОЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ В КРЕМНИИ, ПОДВЕРГНУТОМ ИМПЛАНТАЦИИ ИОНОВ Si</p> <p><u>С.Н. Нагорных</u>, В.И. Павленков, А.Н. Михайлов, А.И. Белов, Д.С. Королев, А.И. Бобров, Д.А. Павлов, Д.И. Тетельбаум, Е.И. Шек</p>	156
<p>ОПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СИСТЕМ $\text{SiO}_x:\text{SiO}_2$ НА ПОВЕРХНОСТИ ВОПГ</p> <p>А.И. Машин, <u>А.В. Нежданов</u>, А.В. Ершов, Е.А. Чевелева</p>	157
<p>ФОРМИРОВАНИЕ ТОНКИХ ПЛЕНОК SiC НА ПОДЛОЖКАХ Si МЕТОДОМ ИОННО-ЛУЧЕВОГО РАСПЫЛЕНИЯ</p> <p><u>К.Х.Нусупов</u>, Н.Б.Бейсенханов, С.К.Жариков, И.К.Бейсембетов, Б.К.Кенжалиев, Т.К.Ахметов, Б.Ж.Сеитов</p>	158
<p>ГЕТЕРОСТРУКТУРЫ Si/SiGe С Si ДВУМЕРНЫМ ЭЛЕКТРОННЫМ КАНАЛОМ</p> <p><u>Л.К. Орлов</u>, М.Л. Орлов, В.И Вдовин</p>	159
<p>ИССЛЕДОВАНИЕ КОНСТРУКТИВНО – ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ОСОБЕННОСТЕЙ ЭЛЕМЕНТОВ ВСТРОЕННОЙ ЭНЕРГОНЕЗАВИСИМОЙ ПАМЯТИ, ОСНОВАННОЙ НА ХРАНЕНИИ ЗАРЯДА</p> <p><u>О.М. Орлов</u></p>	160
<p>РАЗРАБОТКА ЭНЕРГОНЕЗАВИСИМОГО МЭМС-КОММУТАТОРА</p> <p><u>С.Н. Орлов</u>, С.П. Тимошенко, А.И. Виноградов, И.А. Хомяков, А.А. Пушкина.</p>	161
<p>МАГНЕТСОПРОТИВЛЕНИЕ ОБЛУЧЕННЫХ НЕЙТРОНАМИ НИТЕВИДНЫХ КРИСТАЛЛОВ $\text{Si}_{0,97}\text{Ge}_{0,03}$</p> <p><u>Н.Т. Павловская</u>, П.Г. Литовченко, Ю.В. Павловский, Ю.О. Угрин</p>	162
<p>ВЛИЯНИЕ РЕНТГЕНОВСКОГО ИЗЛУЧЕНИЯ НА ПАРАМЕТРЫ СЕНСОРОВ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ОСНОВЕ КРЕМНИЕВЫХ ТРАНЗИСТОРНЫХ P-N- ПЕРЕХОДОВ</p> <p><u>Б.В. Павлык</u>, О.В. Осадчук, А.С. Грыпа</p>	163
<p>ОПРЕДЕЛЕНИЕ СТЕПЕНИ ОКИСЛЕНИЯ КРЕМНИЯ И СОДЕРЖАНИЯ КЛАСТЕ- РОВ КРЕМНИЯ В ПЛЕНКАХ SiO_x МЕТОДОМ УЛЬТРАМЯГКОЙ РЕНТГЕНОВ- СКОЙ ЭМИССИОННОЙ СПЕКТРОСКОПИИ</p> <p>В.А. Терехов, <u>Е.В. Паринова</u>, Ю.К. Ундалов, И.Н. Трапезникова, Е.И. Теруков</p>	164
<p>ПОЛУЧЕНИЕ МНОГОСЛОЙНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ НА ПОВЕРХНОСТИ КРЕМНИЯ, ИХ СВОЙСТВА И ПРИМЕНЕНИЕ</p> <p>И.Г. Пашаев</p>	165
<p>ФОРМЫ НАХОЖДЕНИЯ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ В КРЕМНИИ (АНАЛИЗ ЭФФЕКТОВ КОНЦЕНТРИРОВАНИЯ МИКРОПРИМЕСЕЙ СТРУКТУРНЫМИ ДЕФЕКТАМИ)</p> <p>В.В. Акимов, <u>С.М. Пещерова</u></p>	166

АНАЛИЗ ВЫСОКОЧИСТОГО КРЕМНИЯ АТОМНО-ЭМИССИОННЫМ И АТОМНО-АБСОРБЦИОННЫМ МЕТОДАМИ С КОНЦЕНТРИРОВАНИЕМ ПРИМЕСЕЙ ОТГОНКОЙ МАТРИЦЫ ПРИ ФТОРИРОВАНИИ ПРОБЫ В АВТОКЛАВЕ И.И. Евдокимов, <u>В.Г. Пименов</u>	167
ФОРМИРОВАНИЕ И ЭЛЕКТРОННО-СПЕКТРОСКОПИЧЕСКИЙ КОНТРОЛЬ АТОМНО-ТОНКИХ ПЛЕНОК <u>Н.И. Плюснин</u>	168
ПРИРОДА И МЕХАНИЗМ ПРОВОДИМОСТИ ПОЛУПРОВОДНИКОВ А.А. Потапов	169
ФИЗИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ В ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ ПРИБОРАХ А.А. Потапов	170
СПОСОБ СНИЖЕНИЯ НАПРЯЖЕНИЙ В БОЛЬШЕГРУЗНЫХ МОНОКРИСТАЛЛАХ КРЕМНИЯ ПРИ ВЫРАЩИВАНИИ МЕТОДОМ ЧОХРАЛЬСКОГО Н.А. Вerezуб, <u>А.И. Простомолотов</u>	171
ФОТОЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТРУКТУР НА БАЗЕ ПОРИСТОГО КРЕМНИЯ Латухина Н.В., <u>Рогожина Г.А.</u> , Рогожин А.С., Лизункова Д.А., Гаршин А.А.	172
ОСОБЕННОСТИ СПЕКТРОВ ХАРАКТЕРИСТИЧЕСКИХ ПОТЕРЬ ЭНЕРГИИ ЭЛЕКТРОНОВ В ИОННО ИМПЛАНТИРОВАННЫХ СЛОЯХ КРЕМНИЯ <u>А.С. Рысбаев</u> , Ж.Б. Хужаниёзов, А.М.Рахимов, Р.Ф. Файзуллаев, И.Р.Бекпулатов	173
ФОРМИРОВАНИЕ ТОНКИХ НАНОРАЗМЕРНЫХ ПЛЁНОК СИЛИЦИДОВ НА ПОВЕРХНОСТИ МОНОКРИСТАЛЛА Si <u>А.С. Рысбаев</u> , Ж.Б. Хужаниёзов, И.Р. Бекпулатов, З.А. Рысбаева, Р.Ф. Файзуллаев	174
ВЛИЯНИЕ ТОЧЕЧНЫХ ДЕФЕКТОВ НА СКОРОСТЬ КОАЛЕСЦЕНЦИИ КИСЛОРОДСОДЕРЖАЩИХ ПРЕЦИПИТАТОВ В КРЕМНИИ Т.М. Махвиладзе <u>М.Е. Сарычев</u>	175
МЕХАНИЧЕСКИЕ НАПРЯЖЕНИЯ В ПЛАЗМОХИМИЧЕСКОМ SiN _x :H. <u>О.И.Семенова</u> , А.И.Козельская, Е.В.Спесивцев	176
NEXAFS И XPS ИССЛЕДОВАНИЯ ПОРИСТОГО КРЕМНИЯ <u>Сивков В.Н.</u> , Ломов А.А., Некипелов С.В., Сивков Д.В., Петрова О.В	177
ВЛИЯНИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ПОЛЕЙ УПРУГИХ ДЕФОРМАЦИЙ НА ПРОСТРАНСТВЕННУЮ ОРГАНИЗАЦИЮ SIGE КВАНТОВЫХ ТОЧЕК <u>Смагина Ж.В.</u> , П.А. Кучинская, В.А. Зиновьев, А.В. Двуреченский, Т.Н.Векшенкова, С.А. Рудин	178

МИКРОСТРУКТУРА КРИСТАЛЛОВ SiGe БОЛЬШОГО ДИАМЕТРА <u>Л. М. Сорокин</u> , Т. С. Аргунова, Н. В. Абросимов	179
НОВЫЙ ПОДХОД К ИЗУЧЕНИЮ ПРОЦЕССА ВЫПЛАВКИ КРЕМНИЯ <u>А.К. Тимофеев</u> , Н.В. Немчинова	180
РИСОВАЯ ШЕЛУХА – ИСХОДНОЕ КРЕМНЕУГЛЕРОДНОЕ СЫРЬЕ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ТЕХНИЧЕСКОГО КРЕМНИЯ Ким В.А., Требухова Т.А., Кударинов С.Х., <u>Тусупова А.У.</u>	181
КИСЛОТНО-УЛЬТРАЗВУКОВОЕ РАФИНИРОВАНИЕ КРЕМНИЯ ПРИ КАРБОТЕРМИЧЕСКОЙ ТЕХНОЛОГИИ А.А. Тютрин	182
ПРОТЯЖЕННЫЕ ТОПОЛОГИЧЕСКИЕ ДЕФЕКТЫ В КРЕМНИИ, ВОЗНИКАЮЩИЕ ПРИ СОВМЕСТНОЙ КЛАСТЕРИЗАЦИИ СОБСТВЕННЫХ МЕЖДОУЗЕЛЬНЫХ АТОМОВ И ВАКАНСИЙ Л.И. Федина	183
АНАЛИЗ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИХ МОДЕЛЕЙ ПОЛУЧЕНИЯ КРЕМНИЯ В РУДНОТЕРМИЧЕСКИХ ПЕЧАХ <u>С.Н. Федоров</u> , С.С.Бельский	184
СТРУКТУРА ПРОГРАММЫ ДЛЯ РАСЧЕТА МАТЕРИАЛЬНОГО БАЛАНСА ВЫПЛАВКИ КРЕМНИЯ В РУДНОТЕРМИЧЕСКИХ ПЕЧАХ <u>С.Н. Федоров</u> , Н.В. Немчинова	185
ЭЛЕКТРОННЫЙ ТРАНСПОРТ В НАНОСТРУКТУРАХ Si/SiO ₂ /Ni и Ni/Si, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОГО ОСАЖДЕНИЯ <u>А.К.Федотов</u> , С.Ю. Турищев, Парина Е.В., Ю.А. Федотова, Е.А. Стрельцов, Д. Иванов, А.В. Мазаник, И.А. Свито	186
ЭФФЕКТ ГЕТТЕРИРОВАНИЯ ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ PIN ФОТОДИОДОВ НА ВЫСОКООМНОМ КРЕМНИИ <u>К.Б. Фрицлер</u> , И.Б. Чистохин, Б.И. Фомин, В.В.Калинин, О.П. Пчеляков	187
ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ МОНОКРИСТАЛЛОВ БЗП КРЕМНИЯ НА РАЗЛИЧНЫХ ЭТАПАХ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ <u>К.Б. Фрицлер</u> , Е.М. Труханов, В.В. Калинин	188
ФОТОЛЮМИНЕСЦЕНТНЫЕ СВОЙСТВА ПОРИСТОГО КРЕМНИЯ, СФОРМИРОВАННОГО НА ОБРАБОТАННЫХ ПЛАЗМОЙ КРЕМНИЕВЫХ ПОДЛОЖКАХ <u>Чусовитин Е.А.</u> , Боженко М.В., Галкин К.Н., Расин А.Б., Галкин Н.Г., Ян Д.Т., Асташинский В.М., Кузьмицкий А.М.	189

КОЛИЧЕСТВЕННОЕ ОПИСАНИЕ СВОЙСТВ ПРОТЯЖЕННЫХ ДЕФЕКТОВ В КРЕМНИИ С ПОМОЩЬЮ ТОКА, НАВЕДЕННОГО ЭЛЕКТРОННЫМ, ЛАЗЕРНЫМ И РЕНТГЕНОВСКИМ ПУЧКАМИ <u>Я.Л. Шабельникова</u> , Е.Б. Якимов , Д.П. Николаев , М.В. Чукалина	190
ИННОВАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ СОЛНЕЧНОЙ ЭНЕРГЕТИКИ <u>Б.А. Шагаров</u> , Ю.Ю. Логинов	191
ЭКСПРЕСС ДИАГНОСТИКА КРЕМНИЕВЫХ СОЛНЕЧНЫХ БАТАРЕЙ <u>Б.А. Шагаров</u> , ВА. Шелепов	192
ЭКСПРЕСС КОНТРОЛЬ ФЭП ДЛЯ КОСМОСА <u>Б.А. Шагаров</u> , ВА. Шелепов	193
ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ОБРАЗОВАНИЯ ПРИМЕСНЫХ ВКЛЮЧЕНИЙ ПРИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ КРЕМНИЕВОГО РАСПЛАВА А.А. Тютрин, <u>И.С. Шарафеева</u>	194
«РОМЕТР» И «ТАУМЕТР-2М» - АВТОМАТИЗИРОВАННЫЕ ИЗМЕРИТЕЛИ УДЕЛЬНОГО СОПРОТИВЛЕНИЯ И ВРЕМЕНИ ЖИЗНИ НЕРАВНОВЕСНЫХ НОСИТЕЛЕЙ ЗАРЯДА В ПОЛУПРОВОДНИКАХ В.М. Владимиров, В.В. Марков, <u>В.Н. Шепов</u>	195
УСЛОВИЯ ВЯЗКО-ХРУПКОГО РАЗРУШЕНИЯ КРЕМНИЯ И ГЕРМАНИЯ ПРИ МИКРО- И НАНОИДЕНТИРОВАНИИ А.И. Тюрин, <u>И.А. Шуварин</u> , Т.С. Пирожкова	196
ВЛИЯНИЕ ЗНАКА ДЕФОРМАЦИИ НА РОСТ SIGE НАПРЯЖЕННЫХ СТРУКТУР <u>Д.В. Юрасов</u> , А.В.Новиков, М.В. Шалеев, П.А. Юнин	197
ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ ПРЕОБРАЗОВАТЕЛЕЙ НА ОСНОВЕ КРЕМНИЯ ДЛЯ БЕТА-ВОЛЬТАИЧЕСКОГО ЭЛЕМЕНТА М.А. Поликарпов, <u>Е.Б. Якимов</u>	198
АВТОРСКИЙ УКАЗАТЕЛЬ	199
СПИСОК ДОКЛАДЧИКОВ КОНФЕРЕНЦИИ КРЕМНИЙ - 2014	205



Фото В. Петухин