

Российская Академия наук

Министерство образования и науки РФ

Федеральное агентство научных организаций РФ

Научный Совет РАН по физике конденсированных сред.

Межгосударственный координационный совет
по физике прочности и пластичности материалов

Институт физики твердого тела РАН

XII Международная конференция КРЕМНИЙ-2018

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

Под редакцией д.ф.-м.н. Б.Б.Страумала

Черноголовка, 22 - 26 октября 2018 года

СБОРНИК ТЕЗИСОВ

**Черноголовка
2018**

Кремний -2018 / Тезисы докладов XII Конференции по актуальным проблемам физики, материаловедения, технологии и диагностики кремния, нанометровых структур и приборов на его основе. (Черноголовка 22-26 октября 2018 г.), / под ред. Б.Б. Страумала. Черноголовка, 130 с. ISBN 978-5-6040418-1-9

ISBN 978-5-6040418-1-9



9 785604 041819

© Российская Академия наук, 2018

© Страумал Б.Б. (редактор), 2018

Конференция «Кремний-2018» является продолжением серии научных конференций посвященных кремнию, которые проводятся каждые два года начиная с 2000 года. Свою историю она ведет с общероссийского совещания по кремнию, проведенного в МИСиС в 1999 году. С 2000 года параллельно с конференцией проводится еще и Школа для молодых ученых и специалистов.

За эти годы Конференция превратилась в основной форум, где ученые, представляющие академическое сообщество, ВУЗы и промышленность России и стран СНГ, обсуждают 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.

За прошедшие 20 лет, актуальность этой конференции несколько не уменьшилась. Кремний, по-прежнему, остается основным материалом микроэлектроники. Помимо этого, кремний является основным материалом для солнечных элементов, производство которых в мире растет экспоненциально, удваиваясь каждые два года. Обе эти тенденции, несомненно, сохранятся еще несколько десятилетий. Помимо этого, кремний имеет большие перспективы и в новых, только еще нарождающихся областях, таких как нанофотоника и оптические метаматериалы, квантовые компьютеры и квантовые симуляторы, и т.д.

В рамках Школы для молодых ученых и студентов представлены лекции, призванные ознакомить молодых ученых с наиболее важными и интересными проблемами в области получения кремния и создания современных приборов на его основе.

Традиционно, на конференции «Кремний-2018» представлены следующие направления:

- ♦ Материаловедение кристаллического кремния: получение и очистка металлургического кремния, процессы роста из расплавов, химического осаждения из газовой фазы, аппаратура для роста; моделирование процессов роста.
- ♦ Получение кремния солнечного качества и проблемы солнечной энергетики.
- ♦ Атомные процессы на поверхности, границах раздела и в объеме кремния: дефекты, примесные атомы, тонкие пленки.
- ♦ Тонкие пленки в кремниевой микроэлектронике: эпитаксиальные слои, кремний-на-изоляторе, напряженные структуры и low и high-k диэлектрики.
- ♦ Нанотехнологии кремниевой электроники, включая, ионную имплантацию, литографию, технологии создания квантовых структур, диагностику.
- ♦ Кремниевая электронная компонентная база для наноэлектроники, оптоэлектроники, силовой электроники, светоизлучающих структур, фотоприемников, микромеханики и сенсорики.

*Кведер В.В.
чл.корр. РАН*

МИКРОЭЛЕКТРОНИКА В РОССИИ: ПРОБЛЕМЫ И ПУТИ РЕШЕНИЯ

Горнев Е. С.

АО «НИИМЭ»

Микроэлектроника неудовлетворительно развивалась в России потому что она была пренебрегаема политикой не будучи прикладной для экономики, которая будет способной генерировать внутренние силы самостоятельного роста. Как результат, эта экономика в текущем состоянии имеет широкое многообразие соответствующих усиливающих барьеров или преград для роста.

В России исчезла критическая масса, необходимая для производства интегральных микросхем, что означает отсутствие необходимой инфраструктуры поддержки и обеспечения микроэлектронной промышленности. Для производства микросхем требуются:

- высококачественные и высокочистые химикаты и резисты;
- специальные газы;
- специальные металлы и керамика, изготовленные по высоким требованиям.

Утеряны многие виды производства отечественных изделий электронной техники, особенно идущих на комплектацию спецтехники, а также появился дефицит необходимых материалов, например, бескислородной меди, поликора, бериллиевой керамики, малотоннажной химии, особо чистых материалов, почти полностью исчезло производство спецтехнологического и контрольно-измерительного оборудования. Очень большие проблемы с получением базовых материалов электроники высокой чистоты - кремния и арсенида галлия.

Сегодня в своем большинстве российские изготовители импортируют эти продукты по относительно высокой стоимости, так как поддержка обслуживания и сбытовая система этих продуктов в России неразвита, особенно в условиях санкций. Но необходимо, тем не менее, наращивать дорогостоящие запасы. В частности, по спецгазам, которые не могут доставляться авиацией.

Важным является понимание места машиностроения и технологических процессов в микроэлектронике и последствия их развития для других отраслей промышленности. Микроэлектроника опирается полностью на промышленность электронного и научного оборудования.

В современной микроэлектронике масса исследовательских и научно-технических расходов для достижения технологических результатов производятся не компаниями - производителями «чипов», а совершаются машиностроительными компаниями. Научно-техническое развитие, поддерживаемое компаниями, конструирующими оборудование и заводы, концентрируются на проектировании микросхем, интеграции процессов и улучшении выхода годных. Для перехода на пластины диаметром 300 мм текущие расходы машиностроения для микроэлектроники на научно-техническое развитие составляет 4 млрд. \$ в год.

Стоимость производственного и контрольно-измерительного оборудования очень высока. Потому что отсутствует важное прецизионное производство в России, а иностранные компании, изготавливающие оборудование, практически ушли. Сегодня нет центров или пунктов обслуживания и даже торговых представительств в России. Для обслуживания и в случае механических неисправностей заграничные специалисты обходятся в тысячи долларов на командировку, но практически это почти неосуществимо.

Машиностроение управляет инновациями технологических процессов в микроэлектронике и оно делает для этого всё возможное. В этом контексте необходимо отметить, что разрушение и отсутствие этого весомого обрабатывающего промышленного комплекса, кроме того, что сдерживает и удорожает развитие российской микроэлектроники, но и лишает Россию канала передачи технологических знаний и требований ключевых технологических процессных инноваций микроэлектроники, которые могут быть реализованы в других отраслях промышленности свыше 20 лет.

Многие крупные мировые электронные компании имеют полную вертикаль разработки и производства в своей структуре, хотя в последнее время преобладает тенденция использования специальных кремниевых фабрик массового производства (фаундри), выпускающих СБИС по контрактам и на основе топологий, разработанных заказчиками, также как и использования по контрактам сборочных производств.

Обеспечение конкурентоспособности электронной индустрии без интенсивного взаимодействия с прикладной наукой в принципе невозможно. Отечественные исследовательские мощности в основном очень малы для эффективного решения сложных исследовательских и проектных задач. По данным АРПЭ (Ассоциация предприятий российского рынка электроники), с 2008 г. средний годовой объем государственных вложений в НИОКР по созданию микросхем и систем на кристалле составил более 10 млрд руб. При этом, «финансирование «тонким слоем» размазывается примерно по 150 проектам, ни одному из которых в результате не хватает денег, чтобы выйти на конкурентоспособный уровень» [1]. В то же время ежегодный объем НИОКР, осуществляемых одной только корпорацией Intel, достигает 10 млрд., причем часть из них обеспечивается госзаказами.

Малые мощности исследований и их распыленность означает, что отечественные предприятия даже не имеют доступа к качественному проектному и испытательному оборудованию или не могут подступиться к нему по приемлемым ценам. Аренда такого оборудования практически исключена, продавцы типичного инструмента САПР требуют на него 12-месячную аренду (через лицензию). Небольшие компании могут же частично использовать этот инструмент в течение 2-3 месяцев. Это означает, что стоимость затрат на лицензии инструмента САПР зависят в большей мере от возможностей компании (или её оборота) по распределению эти издержек на проектирование кристалла и доходы в бизнесе.

Микроэлектроника как наука имеет прикладное назначение. И дорогая, но очень эффективная. Дорогая, так как заключительный эксперимент очень дорог по вложениям. Ни одному отечественному институту РАН или университету это практически «не по зубам». Но прибыль от этой науки будет через 10–12, а то и 15 лет.

Изготовители микросхем имеют небольшой стимул для производства прототипа или пилотного производства партий по небольшим заказам, особенно при отсутствии или неясности перспектив по этим изделиям. Развитие качественного проектирования кристаллов и развитие промышленного сектора микроэлектроники и сильной радиоэлектронной промышленности России сдерживается небольшими основаниями развития исследовательских предприятий до уровня высокоразвитых микроэлектронных предприятий и барьеры их качественного развития для поддержки электронной промышленности. Низкий уровень мощностей исследовательского сектора не формируют никаких стимулов для вовлечения этой важной научной деятельности в общий успех в области разработок и внедрения новых технологий и изделий.

Восстановление отечественной микроэлектроники сможет поднять только работающая отечественная радиоэлектронная промышленность. Но российский рынок электронного оборудования мал, и отсутствует рост массового производства электронных продуктов, в том числе и на экспорт. Потребности оборонных предприятий, даже если они вдруг полностью перейдут на отечественную ЭКБ, малы, и не способны загрузить серьезное производство. Это ограничивает отечественный рынок микросхем в отличие от Китая, где развивающаяся полупроводниковая промышленность продает

интегральные схемы местным потребителям, массово экспортирующим дешевую электронную бытовую технику.

Кадровый потенциал предприятий находится в критическом состоянии. При создании центров проектирования на или при этих предприятиях возникает проблема с поиском квалифицированного персонала, все местные резервы в крупных городах исчерпаны, а ввоз инженеров из других регионов или их перекупка на месте влечёт за собой серьезные затраты.

Основная болевая точка, которая не позволяет российской микроэлектронике активно развиваться - это отсутствие кадров, умеющих работать с современными технологиями. Уничтожена система подготовки рабочего персонала. Помимо этого, существуют такие проблемы, как отсутствие у российских компаний опыта в проектировании и оторванность российских производителей от мировых рынков. При громадной массе «эффективных менеджеров», в России отсутствует опыт современного управления эффективным и развивающегося предприятия микроэлектроники с высокими инвестиционными потребностями. Казалось бы, что в сложившейся ситуации российской микроэлектронике нужны руководители разного уровня и специалисты с опытом работы в мировых полупроводниковых компаниях. Но у нас продолжается штамповка «универсальных» бизнес менеджеров, которым абсолютно всё равно чем управлять – хоть бутиком, хоть высоко технологичным сложным производством.

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

Качество современного высшего инженерного образования в основе своей крайне низкое. Технология по курсу микроэлектроники преподаётся на примитивном давно устаревшем уровне. Она сохранилась в крайне незначительных масштабах, совершенно недостаточных для будущих нужд кремниевых фабрик. Не даются базовые научные основы технологии. Слабое знание английского языка, препятствует интеграции специалистов в мировое инженерное и академическое сообщество. А без этого человек с дипломом не специалист и поэтому немногие из выпускников идут на работу по специальности. Такая же история с современными учебными пособиями по технологии производства, за редким исключением, они отсутствуют. Безусловно здесь также необходимо развертывание подготовки, только в отличие от других иерархий электронной инженерии, это можно сделать в ограниченном числе вузов, обладающих необходимым оборудованием и условиями.

Традиционный в последние годы спрос на системных администраторов и сетевых инженеров перекошил структуру подготовки в пользу последних, а учебные курсы с разработкой СБИС по современным технологиям существуют лишь в крайне ограниченном числе вузов (в основном московских). Анализ рынка российской литературы, посвященной данной теме, показал катастрофическую нехватку современных учебников по современным технологиям разработки и производства электронной техники. Быстрый перевод и издание в России последних зарубежных учебных пособий в области электронной инженерии сильно помог бы подъему процесса подготовки и переподготовки на необходимый уровень. Так же необходимы средства на установку современных средств САПР в профильных вузах для наработки практических навыков в проектировании реальных систем.

Не способствует развитию внутреннего производства технологическая незащищенность отечественного рынка. Нужен рынок. Рынок защищенный. Или же государством, что в условиях коррупции совершенно не реально, или же защищенный естественным образом. Например, созданным своевременно новым продуктом с новой

функциональностью. Это могут быть интернет вещей, отечественная система формирования, хранения и обмена данными.

Некоторые развивающиеся страны, которые отставали в технологическом развитии, для защиты своих производителей на новых рынках вводили особые региональные стандарты (например, телевидения, сотовой связи, цифрового телевидения). И не только развивающиеся - Франция, например. Гиганты промышленности были вынуждены либо участвовать в развитии стандарта, либо отказаться от этого регионального рынка. В любом случае в выигрыше оставались местные производители микроэлектроники и оборудования. У нас же технологии перенимаются полностью. Например, установленные считыватели в Московском метрополитене работают по частному стандарту NXP Semiconductors; нет инициативы по защите рынка цифрового телевидения (емкость – 58 млн. приемников) и т.п.

Как результат российская промышленность микроэлектроники слаба и не имеет сил продвигаться уверенно на рынок. Микроэлектроника сегодня - системообразующая отрасль. Это проявляется особенно в эпоху санкций... Также это связано с обеспечением информационной безопасности. И дело не только в "закладках". Это и отечественные ПО, протоколы и т.д. т.п.

В условиях новой экономики неконкурентный российский комплекс микроэлектроники развиваться не сможет. Без него останутся неконкурентными и все другие отрасли промышленности, а российская экономика будет по-прежнему неэффективной, сырьевой. Поэтому на данном этапе развитие всего комплекса должно проходить под руководством, соответствующих государственных органов.

В настоящее время имеется большая степень пессимизма по отношению к созданию в России большого числа изготовителей интегральных микросхем. Основа этого пессимизма произрастает из того заключения, что российская правящая элита через своих политических представителей никогда не согласится с уровнем субсидирования поддержки, которая необходима для России, чтобы быть конкурентно способной в привлечении миллиардных инвестиций для фабрики современного уровня.

Что касается предприятий такого типа, то пессимизм оправдан. Ключевой проблемой является, тем не менее, «если политических барьеров не будет, будет ли свойственно России следовать такой стратегии?». Ответ на этот вопрос заключается в том, что некоторое время назад была потеряна перспектива, а сейчас время подошло.

Для такого заключения есть две причины. Во-первых, технологическая эпоха сегодняшнего передового уровня, возможно, близится к завершению. Потому что высокие капитальные затраты и их увеличение, сильно фокусируют исследования и разработки на создание новых и более дешевых технологий изготовления кристаллов. То есть технологический риск на передовых предприятиях также сегодня высок, а стратегический риск неблагоприятен для России.

Вторая причина в том, что для не приверженцев широкого ряда производственных опций рынок меньше, чем для быстрорастущих передовых кристаллов, при том, что специализация продукции увеличивается в промышленности обработки данных и важность микроэлектроники увеличивается в других отраслях электронной промышленности.

Как альтернатива или дополнение и увеличивающаяся практическая стратегия имеется в создании группы (кластера) институтов РАН, университетов и изготовителей полного цикла микросхем с полной комплексной программой своего развития для решения задач научно-технологического развития России.

1. http://www.cnews.ru/news/top/2018-09-07_otrasl_elektroniki_predlagaet_gosudarstvu_uvelichit

НОВАЯ ПРОМЫШЛЕННАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО КРЕМНИЯ «КРЕМНИЙ ИЗ ПЕСКА»

Критская Т.В.¹, Шварцман Л.Я.²

¹Запорожская государственная инженерная академия, г. Запорожье, Украина

²Компания SILIDO Alliance LLP г. Запорожье, Украина

krytskaja2017@gmail.com, schv1941@gmail.com

Традиционная технология получения поликристаллического кремния полупроводниковой чистоты предполагает использование в качестве исходного сырья кварцитов, что ограничивает возможности использования других видов сырья, не позволяет уменьшить энергопотребление (~ 15...17 кВт·час/кг), исключить применение громоздких и энергоёмких рециклов хлористого водорода и др.

Предлагаемая новая технология, сохраняя преимущества очистки и сепарации хлоридов кремния, позволяет расширить сырьевую базу (отказаться от дефицитных кварцитов и древесного угля), использовать в шихтовке специально подготовленный, повсеместно распространённый кварцевый песок, а также техногенные отходы (отходы абразивной и электродной промышленности, «сростки» на основе различных комбинаций SiC и др.). В новой технологии используется процедура активации реагентов в твёрдой фазе, что исключает необходимость проведения карботермического восстановления шихты в руднотермических печах (~2000⁰C) и производить низкотемпературное хлорирование в шахтном хлораторе. Отказ от процедуры гидрохлорирования позволяет исключить высокотемпературные операции: получение хлористого водорода (~2300⁰C в факеле), высокотемпературное гидрохлорирование SiCl₄ – за счет введения низкотемпературного каталитического гидрохлорирования (~500⁰C, 4 МПа). Специальная процедура улавливания хлористого водорода после реакторов водородного восстановления (соединение с водой с получением соляной кислоты) позволяет вывести из технологической схемы высокзатратные операции конденсационного разделения хлоридов и использовать автоматизированный автономный модуль разложения соляной кислоты на хлор и водород. В новой технологической схеме сохраняется принцип замкнутости по хлору, водороду, воде, хлористому водороду, а также предусмотрены возможности использования получаемых хлорсиланов и рецикла хлора. Например, трихлорсилан (SiHCl₃) может быть направлен либо на водородное восстановление и производство стрежней поликремния, либо на диспропорционирование для получения моносилана (SiH₄) с последующим его пиролизом и получением поликремния высокой чистоты как в виде стрежней, так и гранул. Предложенные технические решения обеспечивают перспективы для логики развития, предоставляя вариативность выбора технологий по получению различных видов поликристаллического кремния, его соединений, учесть актуальные требования к качеству монокристаллического кремния для приборов электроники и солнечной энергетики.

Новая технология в значительной степени позволяет решить экологические проблемы, за счет снижения суммарных энергозатрат, уменьшения выбросов в атмосферу окислов углерода, кремниевой пыли, хлоридов (отказ от карботермии, использование замкнутого технологического цикла хлорсодержащих соединений).

Количественные оценки экономической эффективности новой технологии определяются возможностью снижения себестоимости поликристаллического кремния более, чем в 2 раза (до 12...10 \$/кг) и снижением капитальных затрат при промышленной реализации в 1,7 раз, по сравнению с традиционной технологией производства поликристаллического кремния.

ВЛИЯНИЕ АТОМОВ ХРОМА НА ЭЛЕКТРОННЫЕ СВОЙСТВА КРЕМНИЯ С ДИСЛОКАЦИЯМИ И РОСТОВЫМИ ВАКАНСИОННЫМИ ДЕФЕКТАМИ

Кведер В.В., Хорошева М.А.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики твердого тела Российской академии наук, г. Черноголовка, Московская обл., Россия
khor@issp.ac.ru

Методом нестационарной емкостной спектроскопии глубоких уровней (DLTS) и измерения тока, наведенного лазерным излучением (LBIC), были исследованы электронные свойства атомов хрома на дислокациях и взаимодействие атомов хрома с ростовыми дефектами в кремнии. Установлено, что электрически неактивные ростовые вакансионные дефекты в образцах Fz-Si вступают в реакцию с атомами хрома, в результате чего значительно увеличивается скорость электрон-дырочной рекомбинации в полосах роста, содержащих эти дефекты. В спектрах DLTS, измеренных в областях, содержащих ростовые вакансионные дефекты, после диффузии хрома обнаружены некоторые новые пики, амплитуда которых коррелирует со скоростью электрон-дырочной рекомбинации. Результаты объясняются в предположении, что ростовые вакансионные дефекты служат центрами зарождения преципитатов хрома. Размер и плотность преципитатов сильно зависит от скорости охлаждения образца после диффузии хрома (см. рис.1).

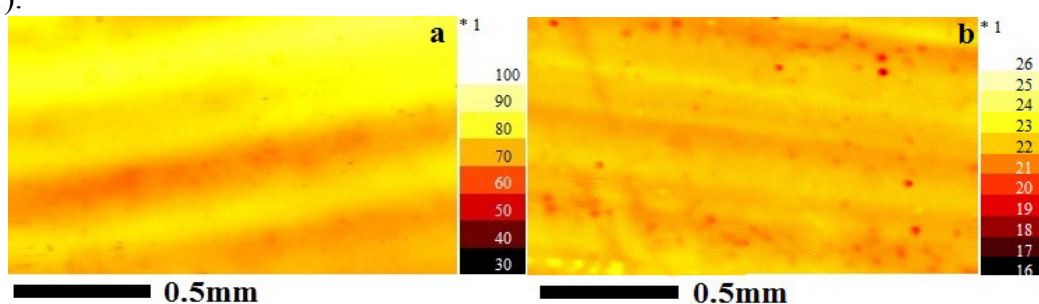


Рис.1. Карты диффузионной длины дырок, рассчитанные из карт тока, наведенного лазером с длиной волны 980нм, измеренные на образце n-Si, не содержащем дислокаций, после диффузии хрома при 850°C: (a) образец охлаждался медленно, (b) образец закалён в жидкий азот

Методом LBIC показано, что до диффузии хрома чистые дислокации не активны в электрон-дырочной рекомбинации. После диффузии хрома независимо от способа охлаждения образца активность дислокаций в рекомбинации резко увеличивается (см. рис.2).

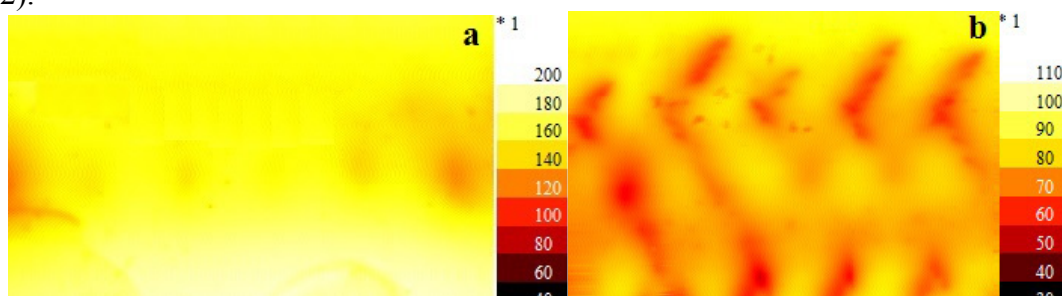


Рис.2. Карты диффузионной длины дырок, измеренные на образце n-Si с дислокациями: (a) до диффузии хрома, (b) после диффузии хрома при 850°C

ЭЛЕКТРОННЫЕ СВОЙСТВА АТОМОВ ЖЕЛЕЗА НА ДИСЛОКАЦИЯХ В КРЕМНИИ

Хорошева М. А., Кведер В. В., Терещенко А. Н.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики твердого тела Российской академии наук, г. Черноголовка, Московская обл., Россия
khor@issp.ac.ru

Применение дешевого мульти-кристаллического кремния, содержащего значительное количество протяженных и точечных дефектов, стимулирует интерес к исследованию взаимодействия примесей с дислокациями [1-2]. В [3-4] нами были проведены исследования взаимодействия атомов никеля и золота с дислокациями и показано, что атомы никеля, собранные на дислокации, значительно увеличивают рекомбинационную активность дислокаций, тогда как атомы золота на дислокациях электрически неактивны.

В данной работе мы исследовали взаимодействие атомов железа с дислокациями, используя емкостную спектроскопию глубоких уровней (DLTS) и измерения тока, наведенного лазерным излучением (LBIC) для контроля электрической активности дефектов и дислокаций до и после диффузии железа. Установлено, что до диффузии железа дислокации неактивны в рекомбинации (рис.1). После диффузии атомов железа в образцах, охлажденных медленно, дислокации также не активны в рекомбинации. В образцах, закаленных в 10% раствор NaOH, электрон-дырочная рекомбинация на дислокациях значительно увеличивается. Кроме того, в незакаленных образцах атомы железа, по-видимому, взаимодействуют с вакансионными дефектами, образующимися при движении дислокаций при $T=600^{\circ}\text{C}$, что проявляется в увеличении электрон-дырочной рекомбинации в плоскостях скольжения дислокаций (см. рис.1b).

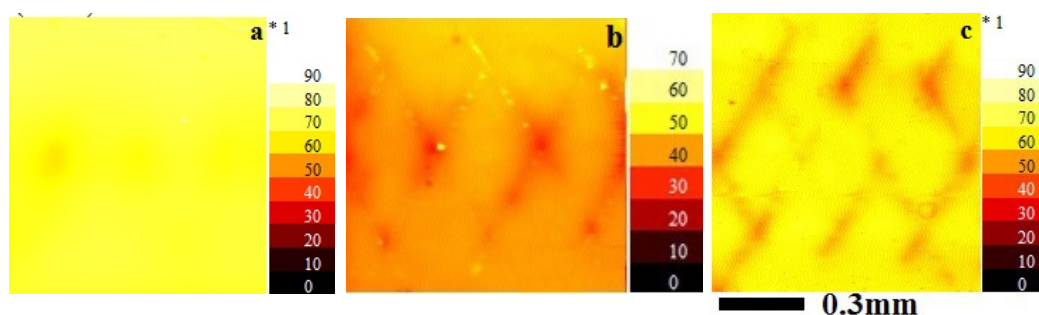


Рис.1. Карты диффузионной длины неосновных носителей, рассчитанные из карт тока, наведенного лазером с длиной волны 980нм, измеренные на образцах с дислокациями до и после диффузии железа при 900°C : (a) образец до диффузии Fe, (b) образец, охлажденный медленно, (c) образец, закаленный в 10% NaOH.

Работа выполнена при частичной поддержке гранта РФФИ №18-32-00032 мол_а.

1. M. Kittler, W. Seifert, K. Knobloch / Microelectronic Engineering. Vol. 66, 281-288 (2003).
2. A. R. Peaker, V. P. Markevich and al. / Phys. Status Solidi A. Vol.209, No. 10, 1884–1893 (2012).
3. M. A. Khorosheva, V. V. Kveder, M. Seibt / Phys. Status Solidi A. Vol. 212, No. 8, 1695–1703 (2015).
4. V. Kveder, M. Khorosheva, M. Seibt / Solid State Phenomena. Vol. 242, 147-154 (2016)

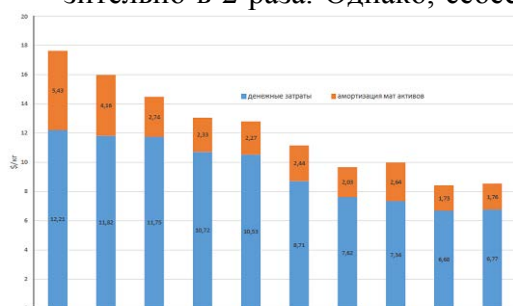
«НОВАЯ РЕАЛЬНОСТЬ» РЫНКА ПОЛИКРЕМНИЯ

Пархоменко Ю.Н., Наумов А.В.

Государственный научно-исследовательский и проектный институт
редкометаллической промышленности «Гиредмет», Москва, Россия

pyn@giredmet.ru

Сегодня существует избыток предложения поликремния на рынке, которому сопутствуют низкие цены [1]. В [2,3] анализировалось, при каких ценах на поликремний отрасль вновь станет привлекательной для инвестиций. Было показано, что чтобы привлечь инвестиции цена на поликремний должна вырасти против сегодняшней приблизительно в 2 раза. Однако, себестоимость производства поликремния продолжает снижаться (рис.1) настолько, что к проведенной оценке надо вернуться [4]. Нами проведены расчеты зависимости внутренней нормы доходности (ВНД) от возможных цен на поликремний при новых уровнях себестоимости производства. ВНД рассчитывалась по формуле:



КРЕМНИЙ – ПЕРСПЕКТИВНЫЙ МАТЕРИАЛ ДЛЯ ПРАКТИЧЕСКОЙ РЕАЛИЗАЦИИ КВАНТОВОГО КОМПЬЮТЕРА

Сенников П.Г., Буланов А.Д.

*Институт химии высокочистых веществ им. Г.Г.Девярых РАН,
г.Нижний Новгород, Россия
sen@ihps.nnov.ru*

В принципиально новых устройствах для квантовых вычислений для хранения информации можно использовать отдельные электроны и атомы. Носителем этой квантовой информации служат кубиты с большим временем декогерентности (до нескольких секунд), достаточным для выполнения всех логических операций, предписанных алгоритмом решения поставленной задачи. В качестве кубитов рассматриваются различные микрообъекты, в том числе спин электрона.

При поиске материалов для реализации этого подхода кремний рассматривается как потенциально перспективный материал по нескольким причинам. Атом кремния характеризуется небольшим спин-орбитальным взаимодействием. Концентрация изотопа ^{29}Si с ненулевым значением ядерного спина составляет менее 5% и может быть снижена до 0,000658326 ат.%. (6,6 ppm) в моноизотопном кремнии-28 с содержанием основного изотопа 99,9993039 ат.%. Оба эти фактора способствуют значительному увеличению времени декогерентности.

В докладе рассматриваются основные результаты работ последнего времени по формированию и исследованию кубитов в природном и изотопно-обогащенном кремнии. Основное внимание уделяется анализу величин времени декогерентности спинов электронов и ядер атомов фосфора в массивных образцах кремния различного изотопного состава, в том числе с предельно малой (менее 60 ppm) концентрацией изотопа ^{29}Si с полуцелым значением ядерного спина. Эти образцы ^{28}Si были получены при участии ИХВВ РАН в рамках проекта «Авогадро» [2]. Обсуждаются литературные данные о формировании кубитов на основе квантовых точек и донорных атомов фосфора в эпитаксиальных слоях природного кремния и ^{28}Si . Ранее в этом году коллаборацией Intel Corporation-TU Delft сообщалось об измерении времени жизни спина единичного электрона в 100 нм слое ^{28}Si на 300 мм пластине с концентрацией ^{29}Si 800 ppm. В рамках коллаборации ИХВВ РАН с научными организациями французского Комиссариата по атомной и альтернативным видам энергии в Гренобле была продемонстрирована возможность применения общепринятой в настоящее время 300 мм CMOS технологии для формирования квантовых битов в эпитаксиальном слое ^{28}Si , полученном из силана с обогащением 99,99748% и с содержанием ^{29}Si 25 ppm и ^{30}Si 2 ppm.

Указанные работы закладывают научные основы для создания в ближайшем будущем квантового процессора с использованием стандартных кремниевых микроэлектронных технологий.

Работа выполнялась в рамках темы госзадания № АААА-А17-117030910056-1

ИЗОТОПНО ЧИСТЫЙ КРЕМНИЙ – ОСОБЕННОСТИ ТЕХНОЛОГИЙ ВЫРАЩИВАНИЯ, СВОЙСТВА И ВОЗМОЖНЫЕ ПРИМЕНЕНИЯ

Абросимов Н.В.

Leibniz-Institut für Kristallzüchtung (IKZ), Berlin, Germany

nikolay.abrosimov@ikz-berlin.de

Интерес к моноизотопному кремнию обусловлен его уникальными свойствами. Например, отсутствие изотопного уширения спектральных линий позволяет более детально изучать электронную структуру отдельных легирующих примесей и дефектов в кремнии, а изменение фононного спектра за счет более совершенной кристаллической решетки приводит к существенному возрастанию теплопроводности кристаллов [1]. 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 открывает путь к использованию изотопно-обогащенного кремния для создания квантового компьютера [2].

Масштабное получение моноизотопного кремния было инициировано проектами «Авогадро», „Kg-2“ и „Kg-3“ Немецкого Института метрологии (PTB), в ходе выполнения которых было произведено около 40 кг ^{28}Si , обогащенного до 99.995 ат% и выше. Результатом проекта стало уточнение числа Авогадра почти на порядок величины по сравнению со значением, используемым в настоящее время.

Все стадии получения моноизотопного кремния от обогащения до роста конечного бездислокационного кристалла методом бестигельной зонной плавки (БЗП) описаны в [3]. Первым этапом получения моноизотопного кремния является разделение изотопов 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 затравочного стержня из ^{28}Si , полученного ранее. Моносилан может быть также использован для получения слоев кремния методом осаждения из газовой фазы. Перед получением конечного бездислокационного кристалла методом БЗП проводится несколько проходов расплавленной зоны, в том числе в вакууме, с целью удаления летучих примесей и дополнительной очистки материала. Среди прочего, такой материал может быть использован для изготовления мишеней для молекулярно-лучевой эпитаксии. Аналогичным образом можно получить и другие стабильные изотопы кремния - ^{29}Si и ^{30}Si .

1. A.V. Inyushkin et al., Ultrahigh thermal conductivity of isotopically enriched silicon // JApplPhys 123, 095112 (2018)
2. Kamyar Saeedi et al., Room-temperature quantum bit storage exceeding 39 minutes using ionized donors in Silicon-28. //Science, 342 (2013) pp. 830-833
3. N.V. Abrosimov et al., A new generation of 99.999% enriched ^{28}Si single crystals for the determination of Avogadro's constant. //Metrologia 54 (2017) pp.599–609

ОПТИЧЕСКИЕ И СПИНОВЫЕ ЯВЛЕНИЯ В НАНОГЕТЕРОСТРУКТУРАХ НА ОСНОВЕ КРЕМНИЯ

Двуреченский А.В., Якимов А.И., Зиновьева А.Ф., Ненашев А.В.,
Зиновьев В.А., Блошкин А.А., Кириенко В.В.

С уменьшением характерного размера элемента кремниевой наноэлектроники остро встала проблема ограничения быстродействия микросхем из-за сопротивления металлической связи входящих в нее элементов, проблема отвода тепла и устранения взаимного влияния электрических полей в плотных массивах элементов в микросхемах. Решение возникшей проблемы межсоединений связывается с использованием оптической связи, и соответствующее направление формулируется как «Интегральная кремниевая фотоника». Слабой стороной кремния являются ограничения в оптических свойствах, связанные с непрямозонной энергетического спектра материала. Для расширения спектра нужных свойств проводятся работы по интеграции кремния с другими материалами с последующим использованием достижений кремниевой технологии. Одновременно проводятся работы по применению новых физических явлений для повышения функциональных характеристик электроники. В числе таких явлений активно изучаются спин-зависимые эффекты в кремниевых структурах, являющиеся основой спинтроники.

В представляемом докладе приводятся результаты по исследованию оптических явлений в гетероструктурах Ge/Si с квантовыми точками. Эффекты усиления люминесценции/поглощения излучения обнаружены в ансамбле квантовых точек при управлении полем упругих деформаций, связанных с различием постоянных решеток Si и Ge и приводящих к изменению энергетического спектра электронных состояний. Усиление поглощения излучения обнаружено также при уменьшении размеров квантовых точек, увеличении их заполнения носителями заряда. Особенно яркий эффект усиления поглощения излучения был установлен при использовании явления плазмонного резонанса. В гибридных гетероструктурах Ge/Si, содержащих слои квантовых точек Ge и двумерные регулярные решетки субволновых отверстий в золотой пленке на поверхности полупроводника, наблюдается многократное (до 40 раз) усиление поглощения ИК-излучения в узких областях длин волн фотонов.

Одной из ключевых характеристик для спиновой динамики является время спиновой релаксации/декогеренции. Установлено, что в квантовых точках Ge в Si электрон локализован на границе Ge/Si со стороны кремния, что является основой ожиданий достаточно длительного времени спиновой релаксации/декогеренции вследствие слабого спин-орбитального взаимодействия в Si. Предсказан и экспериментально подтвержден механизм спиновой релаксации при туннелировании по массиву квантовых точек, обусловленный их пространственной асимметрией (механизм Дьяконова-Переля). Показано, что в упорядоченном массиве квантовых точек в виде линейных цепочек происходит подавление механизма Дьяконова – Переля и возрастание времени спиновой релаксации/декогеренции. Найдены условия локализации нескольких электронов с различными g-факторами на одной квантовой точке. Предложен метод проведения однокубитовых и двухкубитовых операций в системе двух обменно-связанных электронов с малым различием g-факторов в условиях наложения дополнительного слабого переменного магнитного поля, обеспечивающего как адресное обращение к выбранному кубиту, так и управление обменным взаимодействием. Определены параметры системы для выполнения логических операций с минимальной погрешностью.

Работа выполнена за счет средств РНФ, грант № 14-12-00931п.

ЯДЕРНОЕ ЛЕГИРОВАНИЕ КРЕМНИЯ: СОСТОЯНИЕ И ПЕРСПЕКТИВЫ. ОПЫТ ОРГАНИЗАЦИИ ПРОИЗВОДСТВА ЯЛК НА ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКОМ РЕАКТОРЕ ВВР-Ц

Стук А.А., Стукова И.А., Стужнев Ю.А., Степанов В.И., Кочнов О.Ю.

*АО «Научно-исследовательский физико-химический институт им. Л. Я. Карпова»,
г. Обнинск, РФ
stuk@karpovipc.ru*

Наиболее перспективным и востребованным в мировой практике методом получения высококачественного полупроводникового кремния для силовой электроники остается метод ядерного (нейтронно-трансмутационного) легирования.

Технология ядерного легирования позволяет получать кремний с экстремально однородным объемным распределением легирующей примеси (фосфора), что является необходимым условием создания мощных силовых полупроводниковых приборов (СПП), работающих при высоких значениях обратного напряжения (до 10 кВ). К преимуществам ядерного легирования кремния относятся также высокая точность «введения» заданной концентрации фосфора и отсутствие полосчатой микронеоднородности его распределения. Поэтому ядерно-легированный кремний (ЯЛК) остается безальтернативным полупроводниковым материалом для создания мощных СПП и энергосберегающей преобразовательной техники.

Основные тенденции в развитии технологии и применении ЯЛК:

- наращивание мощностей по выпуску ЯЛК (по некоторым оценкам ожидается годовой рост рынка от 150 тонн до 500 тонн);
- увеличение диаметра заготовок б.з.п. кремния до 200 мм;
- расширение диапазона требуемых номиналов удельного электрического сопротивления (у.э.с.) до 500–600 Ом*см для СПП нового поколения и до 6 Ом*см для солнечных элементов с высоким КПД и гибридных автомобильных двигателей;
- получение ЯЛК с предельными электрофизическими параметрами (радиальная неоднородность у.э.с. не более 2–3%, отклонение от заданного номинала легирования у.э.с. не более 5–7%, время жизни н.н.з. не менее 300 мкс);
- получение детекторного ЯЛК (3–5 кОм*см, п-типа электропроводности) и кремния для фотоприемников (10–40 кОм*см, р-типа электропроводности);
- получение ЯЛК, выращенного методом Чохральского (4,5–15 Ом*см, п-типа).

В докладе обсуждаются результаты дальнейшего совершенствования всех стадий процесса технологии ядерного легирования кремния с учетом новых требований к параметрам ЯЛК отечественных и зарубежных заказчиков. Проведен анализ состояния отечественного производства ЯЛК и обозначены основные проблемы дальнейшего его развития. Также представлены основные результаты многолетней работы в области ядерного легирования кремния на исследовательском ядерном реакторе ВВР-ц, на котором действует с 1983 года технологическая линия производства ЯЛК с установкой облучения «Топаз-2». Получено более 30 тонн ЯЛК марок КОФ по ТУ 48-4-443-83 с индексами а,б,е для нужд отечественной силовой электроники и более 10 тонн марок NTD-кремния по ASTM и SEMI для зарубежных фирм Германии, Чехии, Швейцарии и Китая на коммерческой основе. В настоящее время на реакторе ВВР-ц создается установка облучения «Алмаз-2М» для прецизионного облучения монокристаллов и пластин кремния диаметром до 105 мм с целью получения высокоомных марок КОФ, а также получения ЯЛК для фотоприемников и детекторов излучений.

АТОМНЫЕ ОСОБЕННОСТИ ДИСЛОКАЦИОННОГО МЕХАНИЗМА ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРЕМНИЯ

Еременко В., Rabier J.

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

eremenko@iptm.ru

² *Pprime Institute, UPR 3346 - CNRS - Université de Poitiers – ENSMA, Département de
Physique et Mécanique des Matériaux,
BP 30179 - 86962 Chasseneuil-Futuroscope Cedex, France*

В течение нескольких десятилетий кремний является важным модельным объектом для изучения свойств всего спектра дефектов, возникающих при пластической деформации, с использованием практически всех физических методов микроскопии и спектроскопии. Наличие двух различных режимов пластичности Si-пластичность (>800C) и ниже – хрупкость, а также скользящего (glide) и перетасованного (shuffle) типа дислокаций показало, что атомная структура и свойства ядра дислокации, ее подвижность, полностью определяются особенностями ковалентной связи [1], ответственными за появление богатого спектра вторичных дефектов в ядре.

Однако, несмотря на многочисленные исследования, полное понимание атомных процессов в ядре зарождающейся и движущейся дислокации отсутствует.

Прямые экспериментальные наблюдения методами ТЕМ возможны, однако основной проблемой является выбор и поиск объекта наблюдения в наномасштабе.

В этой связи представляют интерес экспериментальные данные, косвенно указывающие на существование необычных процессов в ядре дислокации. К таким явлениям можно отнести недавние наблюдения необычных протяженных дефектов, генерируемых при движении дислокаций в пластически деформированных кристаллах Si и SiGe [2,3]. Дефекты электрически активны и содержат упругие напряжения в ядре, имеют ориентацию <110>, все дефекты оканчиваются на линии дислокации. Это указывает, что именно ядро движущейся дислокации является источником дефектов. Отсутствие дифракционного контраста в ТЕМ противоречит выявленной электрической активности, существование которой требует наличия оборванных связей в решетке. Данный результат может быть объяснен, видимо, возникновением в алмазной решетке особого типа теоретически предсказанного типа дефектов – fourfold coordinated defect (FFCD) дефектов, свойства которых позволяют объяснить наблюдаемые явления [4]. Дополнительные исследования особенностей формирования протяженных дефектов в широком интервале температур и напряжений выявили ряд новых закономерностей морфологии и изменения плотности дефектов. Показано образование протяженных дефекты в области температур вблизи перехода пластичность - хрупкость. Рассматривается возможность объяснения природы данного явления за счет атомных структурных реконструкций ядра зарождающейся дислокации и генерируемых FFCD дефектов.

1. Pizzagalli L., Godet J., Guenole J. and Brochard S., Journal of Physics: Conference Series **281** (2011) 012002.
2. Eremenko V., Yakimov E., Abrosimov N., PSS(C) **4**, 3100 (2007).
3. Eremenko V., Demenet J-J., and Rabier J., Phys. Stat. Sol.C **6**, No. 8, 1801–1806 (2009).
4. Goedecker S., Deutsch Th., and Billard L., Phys. Rev. Lett. **88**, 235501 (2002).

HOW TO REACH A UNIFORM LONGITUDINAL IMPURITY DISTRIBUTION IN THE MC-Si INGOT

Gonik M. A.¹, Florin Baltaretu²

¹Centre for Material Researches 'PHOTON', Alexandrov, Russia,

michael.a.gonik@gmail.com

²Technical University of Civil Engineering, Bucharest, Romania,

florin.baltaretu@instal.utcb

In conventional directionally solidified silicon it is impossible to obtain uniform longitudinal distribution of such impurities as P, B and Al. Detailed analysis [1] has shown that the concentration, which is being very satisfactory described by modified Scheil's equation, first slightly grows along the crystal and then in the very end portion of ingot drastically arises. Usually it may take about 15-20% of the ingot length that means about at least 30-50 mm of a low quality silicon material.

Meanwhile, application of the submerged heater, which is located very close to the melt-crystal interface resulting in a process of solidification from a thin melt layer h with a thickness usually about one-seventh of the crucible diameter. Such a configuration for a vertical Bridgman technique [2], as well as for Float-Zone one[3] was shown to drastically reduce the level of melt convection, with segregation is being described in accordance with a diffusion controlled regime. With those assumptions, M. Marchenko [4] has suggested the following equation for the longitudinal distribution of impurity with coordinate z :

$$C(z) = C_s + (C_2 - k \cdot C_1) \times \left[1 - \exp\left(-\frac{k}{h} \cdot z\right) \right],$$

where C_s is the initial impurity concentration in a solidified phase, $C_{1,2}$ are its concentrations in the melt under and above the submerged heater, k – segregation coefficient. Obviously, in order to establish $k_{eff} = 1$ and thus reach the constant longitudinal distribution, it is necessary to provide the following condition: $C_2 = k \times C_1$. Unfortunately, in the very end of the growth run, when there is no more a fresh portion of the melt, one can say nothing about the value of C_2 , and the above discussed equation is no longer can be applied.

In this work we discuss our new approach to perform numerical modeling of the impurity concentration at the final stage of the process of solidification having further in mind to find optimal thermal conditions resulting in more uniform its distribution. For this purpose, the finite volume method and SIMPLE algorithm are used to solve the partial derivative equations describing the physical phenomena of crystal growth, in the framework of the ANSYS Fluent package.

At the first stage of the study, we have chosen germanium as a model material. However, the preliminary results for silicon are presented, too. It is reasonable to note, if one use another material for the crucible (for example, graphite coated by SiC of special a special structure) instead of the conventional fused silica, which rather negative influences the quality of the crystal at least near the bottom, it is possible to gain the yield of a appropriate multi-crystalline Si up to 90- 95% of the entire ingot.

1. M. Di Sabatino, E. J. Øvrelid, E. Olsen. PV Solar Energy Conf., 2006 .
2. N.G. Burago, V.D. Golyshev, M.A. Gonik, V.I. Polezhaev, V.B. Tsvetovskiy, , Proc. of IV Int. Conf. 'Cryst. growth, prop and,real structure, Alexandrov, 20-24 October 1997, v.1 p. 239-259.
3. M.A. Gonik and A. Cröll. CrystEngComm, 2013, 15 (12), 2287 – 2293.
4. M.P. Marchenko, I.V.Frjazinov et. al., Proc. of the 3rd Int. Conf. Obninsk, 2000, 125–134.

ДИСЛОКАЦИОННЫЕ ДИПОЛИ В ПРОЦЕССАХ ПЛАСТИЧЕСКОЙ РЕЛАКСАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ В Si

Вдовин В.И.

*Институт физики полупроводников,
Новосибирск, Россия,
vivdovin@isp.nsc.ru*

Решение множества прикладных задач по созданию полупроводниковых приборов требуют глубокого знания фундаментальных закономерностей дефектообразования. Значительные достижения в изучении свойств дислокаций были получены при исследовании процессов пластической релаксации напряжений в кремнии при таких воздействиях как механическая деформация, термический отжиг, имплантация и др. Современные проблемы, связанные с использованием объектов нанометровых размеров, а также новые подходы к использованию дефектов кристаллической решетки зачастую требуют уточнения накопленных знаний и получения новых данных на атомном уровне. Одной из таких задач является создание светоизлучающих приборов на основе Si с использованием дислокационной люминесценции [1]. Решение этой задачи зависит от точного знания природы оптически активных центров и структуры ядра дислокаций, контролируемо вводимых в материал. При изучении процессов образования, движения и размножения дислокаций достаточно сложной задачей является установление источников зарождения дислокаций.

К настоящему времени надежно установлено, что в имплантированных материалах в процессе термического отжига при повышенных температурах (113)-дефекты трансформируются в дислокационные диполи [2], наряду с образованием частичных петель Франка. В пластически деформированных кристаллах, как отмечалось во всех ранних работах, преобладают дислокационные диполи, образующиеся в результате поперечного скольжения неконсервативного порога на скользящей дислокации или захвата дислокаций, скользящих в параллельных плоскостях [3]. Но первичное образование дислокационных диполей как источников для дальнейшего развития дислокаций в таких материалах не рассматривалось. Однако присутствие среди массива «бесконечно» длинных диполей коротких диполей в форме узких дислокационных петель, которые могут рассматриваться как первичные дефекты, наблюдалось нами методом просвечивающей электронной микроскопии как в пластически деформированных кристаллах, так и в кристаллах претерпевших термический удар в процессе облучения электронным пучком, сопровождающегося плавлением приповерхностного слоя.

В работе представлен экспериментальный материал изучения дислокационных диполей в имплантированных, пластически деформированных и облученных кристаллах Si. Обсуждаются вопросы первичного зарождения диполей, последующего их развития в процессе релаксации напряжений и роли расщепления дислокаций в развитии дислокационной структуры.

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

1. V. Kveder and M. Kittler Materials Science Forum, **590** (2008) 29.
2. A.L. Aseev, L.I. Fedina, D. Hoehl, and H. Bartsch, Clusters of Interstitial Atoms in Silicon and Germanium, Akademie Verlag, Berlin, 1994, 152 p.
3. Aseev A.L., Golobokov Yu.N., Stenin S.I. Phys. Stat. Sol. (a), 1975, v. 28, No. 1, 355.

О ПРИРОДЕ ДИСЛОКАЦИОННОЙ ЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ В Si: СТРУКТУРА ЯДРА И ТОЧЕЧНЫЕ ДЕФЕКТЫ

Федина Л.И.

*Институт физики полупроводников, Новосибирск, Россия,
fedina@isp.nsc.ru*

Представлен сравнительный анализ структуры и фотолюминесценции (ФЛ) кристаллов Si, содержащих набор скользящих и краевого типа дислокаций, введенных термическим ударом и ионной имплантацией (Si⁺, O⁺, B⁺), соответственно. Структура дислокационных ядер и их взаимодействие с точечными дефектами исследованы в высокоразрешающей моде при *in situ* облучении электронами в микроскопе JEM4000EX с ускоряющим напряжением 400 кВ. Исследования поддержаны моделированием структуры дислокационных ядер в больших ячейках (27000 атомов, Mm+ оптимизация, HyperChem-8.0), с последующим расчетом ВРЭМ изображений. Спектры ФЛ были получены на аналогичных образцах Si после облучения внешней электронной пушкой при энергии 350 кВ, что приводило лишь к увеличению интенсивности линии D2 и коррелировало с образованием междоузельных кластеров в плоскостях {111}, {001} и {113} вблизи ядра различных дислокаций при *in situ* облучении электронами в микроскопе.

Показано, что трансформация дислокации Франка в полную сидячую дислокацию, которая происходит с ростом дозы и температуры отжига имплантированных образцов, сопровождается образованием компактной дислокации Ломера (ДЛ), ядро которой состоит из 5/7-звенных колец, не содержащих атомов с оборванными связями. Это сопровождается появлением линии D1 в спектрах ФЛ, в то время как сами дислокации Франка оптически неактивны. В Si, подвергнутом термоудару, скольжение определяется дислокациями перетасованного набора со структурой ядра S1, предсказанной Хорнстра еще в 1958 году [1], которые, как показано расчетами из первых принципов, являются единственным скользящим типом дислокаций в Si [2,3]. Спектр ФЛ данных образцов содержит все D1-D4 линии, хотя S1 дислокации должны быть оптически неактивны [4] из-за наличия оборванных связей в их ядре. Это указывает на то, что появление линии D1 в пластически деформированном Si, как и в случае трансформации дислокации Франка, также связано с 5/7 ядром ДЛ, которая может формироваться при слиянии двух S1 дислокаций, скользящих в пересекающихся плоскостях {111}. При этом оборванные связи S1 дислокаций замыкаются с образованием 5-звенного кольца в ядре ДЛ. Однако при пластической деформации, из-за возможности различных трансформаций S1 дислокаций в другие типы (S2, S3, G) [2] и их взаимодействия с точечными дефектами, может формироваться сложная структура ядра ДЛ с оборванными связями [5], не дающая вклад в ФЛ. В рамках предложенной концепции, недиссоциированная 600 дислокация (G тип), обладающая ядром со структурой 5/7, может также рассматриваться как источник D1 линии. Однако ее существование пока экспериментально не доказано. На основе полученных данных впервые вскрыта природа D1 и D2 линий в Si.

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

1. J. Hornstra J. Phys. Chem. Solids, **5**, 129 (1958).
2. L. Pizzagalli, J. Godet, and S. Brochard Phys. Rev. Lett. **103**, 065505 (2009).
3. J. Rabier Phil. Mag. A, **93**, 162-173 (2013).
4. S. Pizzini, et al. Appl. Phys. Lett. **88**, 211910 (2006).
5. Yi Wang, et al., J. Appl. Phys. **100**, 262110 (2012).

ЭНЕРГЕТИЧЕСКИЕ ПОТЕНЦИАЛЬНЫЕ БАРЬЕРЫ В КРЕМНИЕВЫХ МДП-СТРУКТУРАХ С ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИМИ СЛОЯМИ ОКСИДА СКАНДИЯ

Гурьянов А.М.

Самарский государственный технический университет, Россия

gurjanovam@mail.ru

Энергетические потенциальные барьеры на межфазных границах диэлектрик-металл (ДМ) и диэлектрик-полупроводник (ДП) являются фундаментальными параметрами МДП-структур и определяют основные их электрофизические и фотоэлектрические характеристики.

В данной работе рассматривались кремниевые МДП-структуры с диэлектрическими пленками оксида скандия толщиной 27–45 нм.

Высоты энергетических барьеров на границах оксидной пленки структур Al/Sc₂O₃/Si определялись методом внутренней фотоэлектронной эмиссии носителей заряда в диэлектрик (методом фотоинжекции). Фотоинжекционный ток является функцией двух независимых параметров: энергии падающего фотона и приложенного напряжения. Поэтому определение высот потенциальных барьеров возможно путем анализа двух зависимостей фотоинжекционного тока: спектральной (при фиксированном напряжении) и вольтатической (при фиксированной энергии падающих фотонов).

На рис. 1 представлены энергетические зонные диаграммы исследованных структур Al/Sc₂O₃/Si.

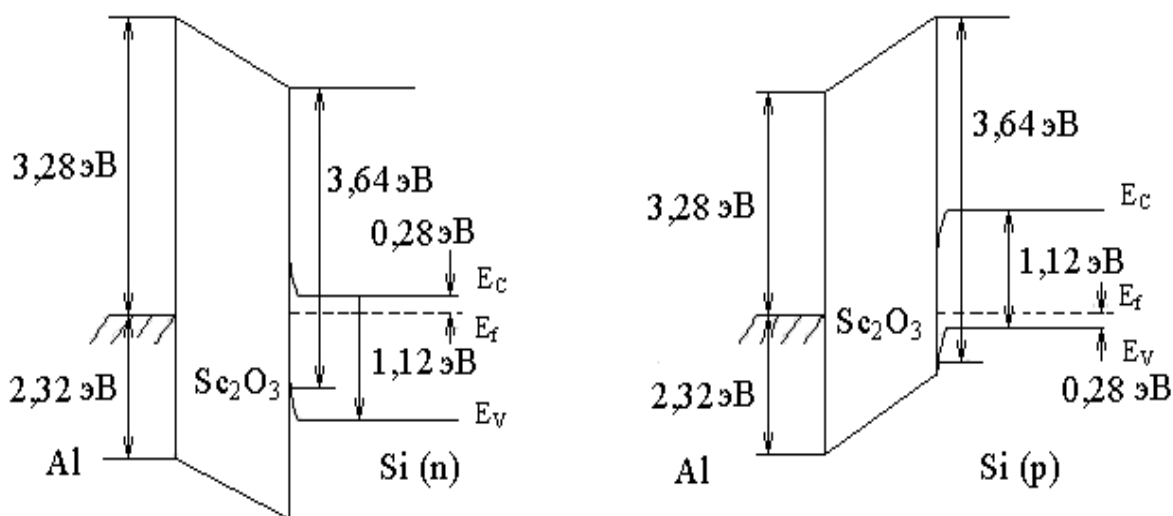


Рис. 1. Энергетические зонные диаграммы структур Al/Sc₂O₃/nSi и Al/Sc₂O₃/pSi.

Высокие потенциальные барьеры на границах Al/Sc₂O₃ и Si/Sc₂O₃ говорят о хороших диэлектрических свойствах пленок оксида скандия в МДП-структурах и перспективности их применения в качестве диэлектрических слоев в пленочных микро- и наноструктурах.

ЕМКОСТНАЯ СПЕТРОСКОПИЯ КРЕМНИЯ, ЛЕГИРОВАННОГО МАГНИЕМ

Ярыкин Н.А.¹, Шуман В.Б.², Порцель Л.М.², Лодыгин А.Н.²,
Астров Ю.А.², Абросимов Н.В.³, Weber J.⁴

¹ *Институт Проблем Технологии Микроэлектроники РАН,
Черноголовка, Россия*

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

³ *Leibniz Institute for Crystal Growth, Berlin, Germany*

⁴ *Technische Universität Dresden, Dresden, Germany*

NAU@iptm.ru

Введение магния в кремний приводит к формированию двойных доноров с достаточно глубокими уровнями, которые интересны для многих практических приложений, включая терагерцовые источники и квантовые технологии. До настоящего времени электронные состояния, связанные с Mg, изучались, в основном, методами эффекта Холла и оптического поглощения. Работы, в которых использовался метод емкостной спектроскопии глубоких уровней (DLTS), немногочисленны и противоречивы. В какой-то мере, разброс результатов предыдущих работ может быть связан с качеством материала и недостаточной чистотой технологии.

В настоящей работе использовались образцы бестигельного кремния высокой чистоты, легированные фосфором или бором. Магний вводился путем высокотемпературной диффузии (sandwich-метод, 1100°C). Отработанная методика обеспечивала однородное по глубине введение межузельного Mg в концентрации до 10^{15} см^{-3} [1]. Измерения параметров электрически активных центров проводились с использованием как стандартной DLTS, так и высокоразрешающей Лаплас-DLTS в диапазоне температур 30–300 К.

В кристаллах *n*-типа было обнаружено два основных уровня с концентрациями, сравнимыми с концентрациями межузельного магния (Mg_i), определенными по эффекту Холла. Эмиссия электронов с обоих уровней проявляет эффект Пула-Френкеля, что указывает на их донорную природу. Энергии активации для этих уровней, вычисленные из температурных зависимостей скоростей эмиссии, экстраполированных к нулевому электрическому полю, составляют 0.22 и 0.10 эВ, что близко к энергиям донорных уровней Mg_i , известным в литературе по измерениям эффекта Холла и оптического поглощения. В докладе обсуждаются количественные особенности эффекта Пула-Френкеля на этих уровнях.

В кристаллах *p*-типа, которые были легированы магнием в аналогичных условиях, максимальная концентрация центров с уровнями в нижней половине запрещенной зоны не превышает $5 \times 10^{12} \text{ см}^{-3}$. Обнаруженные уровни не соответствуют тем, которые связывались в ранних работах [2] с магнием в положении замещения (Mg_s), что указывает на отсутствие изолированных Mg_s атомов в исследованных образцах.

1. Yu.A. Astrov, V.B. Shuman, L.M. Portsel, A.N. Lodygin, S.G. Pavlov, N.V. Abrosimov, V.N. Shastin, and H.-W. Hübers. Phys. Stat. Sol. A 214, 1700192 (2017).
2. N. Baber, L. Montelius, M. Kleverman, K. Bergman, and H.G. Grimmeiss, Phys. Rev. B 38, 10483 (1988).

ВЛИЯНИЕ КОИМПЛАНТАЦИИ ГЕЛИЯ НА ЭФФЕКТИВНОСТЬ ВВЕДЕНИЯ ВОДОРОДНЫХ ДОНОРОВ В КРЕМНИИ

Ярыкин Н.А., Агафонов Ю.А., Зиненко В.И.

Институт Проблем Технологии Микроэлектроники РАН, Черноголовка, Россия

NAU@iptm.ru

Известно, что центры с мелкими донорными уровнями возникают в кристаллах кремния, имплантированных протонами и отожженных при температурах 250–500°C. Эти центры (известные как водородные доноры) являются комплексами водорода с радиационными дефектами. Однако, несмотря на большое количество публикаций, механизмы и закономерности формирования водородных доноров изучены далеко недостаточно. Наряду с академическим интересом, водородные доноры могут иметь и практическую значимость. Имплантация протонов открывает уникальную возможность создания глубоко залегающих скрытых слоев с повышенной проводимостью. Особую актуальность такая возможность имеет для относительно толстых структур силовой кремниевой электроники, где такие слои могут значительно улучшать характеристики приборов.

Одним из важнейших параметров при практическом использовании такого метода легирования является эффективность преобразования имплантированной дозы протонов в концентрацию мелких доноров. Несмотря на то, что работы в этом направлении велись, оптимальное соотношение концентраций водорода и радиационных дефектов остается неизвестным. В настоящей докладе представлены первые результаты по влиянию дополнительных радиационных дефектов, созданных путем коимплантации гелия, на эффективность введения доноров. Отличительной чертой нашей работы является то, что путем вариации энергии имплантируемых ионов создавались относительно широкие слои с постоянной концентрацией дефектов, что делает анализ данных более надежным.

После имплантации протонов и альфа-частиц с энергиями до 180 кэВ и дозами до $4 \times 10^{14} \text{ см}^{-2}$, образцы отжигались в диапазоне температур 250–450°C. Измерения вольт-фарадных характеристик напыленных диодов Шоттки показали, что коимплантация гелия в определенном соотношении с дозой протонов может существенно увеличивать концентрацию водородных доноров (рис. 1). Для выяснения механизмов этого явления параллельно осуществлялись исследования энергетического спектра отожженных пластин методом DLTS.

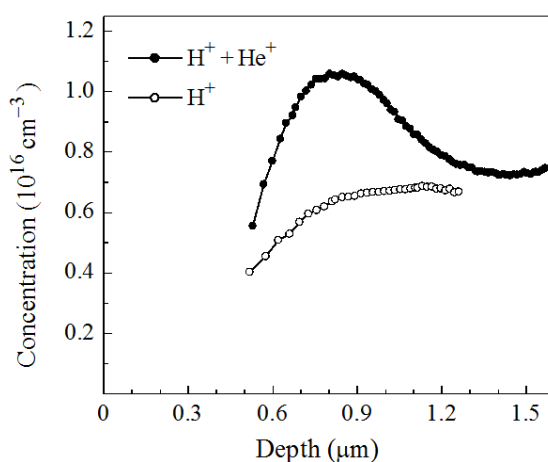


Рис. 1. Концентрационные профили суммарной концентрации доноров, определенные методом вольт-фарадных характеристик, после отжига имплантированных пластин при 450°C. Видно, что формирование дополнительных доноров происходит только на глубинах < 1.2 мкм, соответствующих проекционному пробегу ионов гелия.

EFFECT OF NICKEL IN-DIFFUSION ON THE VACANCY-TYPE DEFECTS IN SILICON

Yarykin N.¹, Lastovskii S.², Weber J.³

¹*Institute of Microelectronics Technology RAS,
Chernogolovka, Russia*

²*Scientific-Practical Materials Research Center of NAS of Belarus,
Minsk, Belarus*

³*Technische Universität Dresden,
Dresden, Germany
NAY@iptm.ru*

Nickel is one of the most technologically important impurities in silicon due to its high diffusivity and solubility as well as the ability to form precipitates which deteriorate the functionality of electronic devices. Therefore, detailed studies of the nickel behavior are required. It has recently been demonstrated that mobile Ni species form a complex with A-centers (vacancy-oxygen complexes) [1,2]. In the present work, we study the Ni interaction with the E-center, another abundant vacancy-type defect (vacancy trapped at the shallow donor atom).

It is observed that the room-temperature nickel in-diffusion results in disappearance of the E-center energy level in the near-surface layer of several micrometer width. Instead, a new acceptor level is detected, presumably due to a NiVP complex. Surprisingly, the DLTS peak of the new center is very close to that of the NiVO complex. Also, the thermal stability of the new center ($\sim 300^\circ\text{C}$) is similar to that of NiVO. A detailed Laplace-DLTS study revealed that the electron emission rates from these two centers differ by a factor of ~ 1.8 only. Finally, the centers can be discriminated by their different response to the electric field (Fig. 1). Possible structures of the nickel-related complexes are discussed.

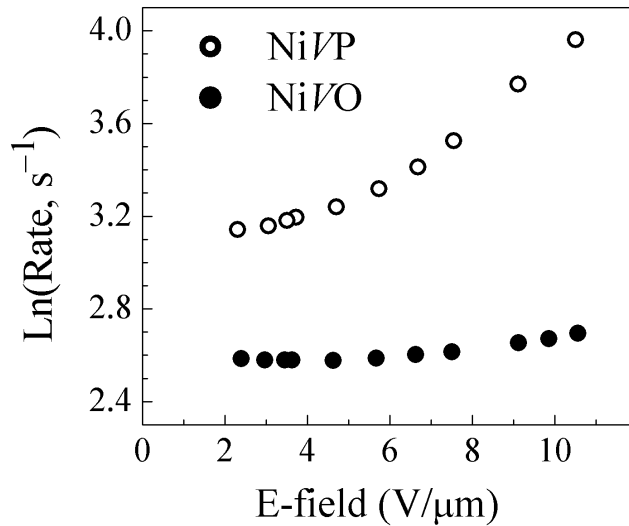


Fig. 1. Electric field dependencies for the electron emission rates from the indicated centers as measured at 173 K

1. N. Yarykin and J. Weber, Appl. Phys. Lett. 109, 102101 (2016).
2. N. Yarykin and J. Weber, Phys. Stat. Sol. C 14, 1700005 (2017).

АТОМНОЕ И ЭЛЕКТРОННОЕ СТРОЕНИЕ КОМПОЗИТНЫХ НАНОСТРУКТУР НИТЕВИДНЫЙ КРЕМНИЙ - МОСVD ПОКРЫТИЕ SnO_2

Паринова Е.В.¹, Сиваков В.², Чувенкова О.А.¹, Коюда Д.А.¹, Шлёйзенер А.²,
Овсянников Р.³, Марченко Д.³, Пислярук А.К.¹, Турищев С.Ю.¹

¹Воронежский государственный университет, Воронеж, Россия,

parinova@phys.vsu.ru

²Лейбниц Институт Фотонных Технологий, Йена, Германия

³Гельмгольц Центр Берлин, Берлин, Германия

Массивы нитевидного нанокристаллического кремния являются перспективными материалами для широкого ряда приложений современной нанoeлектроники. Эти объекты характеризуются чрезвычайно развитой поверхностью, функционализация которой является одним из возможных способов применения нитевидного кремния (НК). Поэтому знания об атомном и электронном строении композитных наноструктур, формируемых при функционализации НК, являются крайне востребованными. Массивы НК были получены методом металл -ассистированного жидкофазного химического травления. Массивы кристаллических нитей формировались равномерно, имели несколько микрометров в длину при сечении около 100 нм. Далее сформированные массивы покрывались оксидом олова методом осаждения из металл-органических соединений в газовой фазе. Сформированные композитные структуры были изучены при помощи комплекса методов рентгеноэлектронной спектроскопии, чувствительных к локальному окружению атомов заданного сорта и физико-химическому состоянию поверхности (фотоэлектронная спектроскопия, фотоэмиссионная спектроскопия и др). Использовался функционал установок класса "мегасайенс" - синхротронных центров BESSY II Гельмгольц Центра Берлин и НИЦ "Курчатовский институт". Показана возможность совмещения покрытий МОСVD оксидов олова с массивами нитевидного кремния.

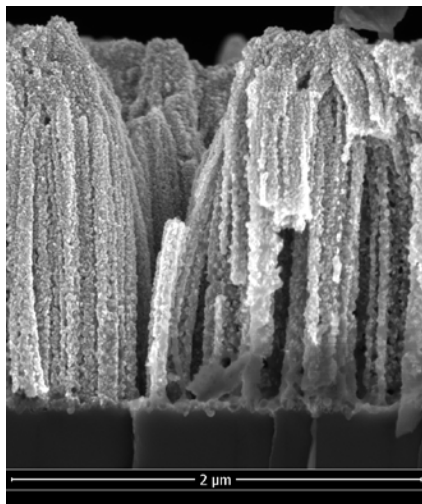


Рис.1. Скол массива нитевидного кремния покрытого МОСVD SnO_2

верхности (фотоэлектронная спектроскопия, фотоэмиссионная спектроскопия и др). Использовался функционал установок класса "мегасайенс" - синхротронных центров BESSY II Гельмгольц Центра Берлин и НИЦ "Курчатовский институт". Показана возможность совмещения покрытий МОСVD оксидов олова с массивами нитевидного кремния.

Это совмещение приводит к образованию сплошных наногранулированных слоев композитного состава системы олово-кислород, покрывающих отдельные кремниевые нанонити. При этом формирование структуры МОСVD оксид олова / НК не сопровождается наполнением пор и изменением в физико-химическом состоянии поверхности нитевидного кремния. Формируемое мультифазное покрытие состоит из нанокристаллов со структурой "ядро-оболочка" и содержит оксиды SnO , SnO_{2-x} и SnO_2 , а также металлическое олово в небольших количествах.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект №17-72-10287). Авторы выражают благодарность директору и администрации Гельмгольц Центра Берлин, а также координаторам российско-германского канала синхротрона BESSY II Гельмгольц Центра Берлин, источника синхротронного излучения НИЦ "Курчатовский институт".

ЭЛЕКТРОННОЕ СТРОЕНИЕ И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ НАНОПОРОШКОВ, СФОРМИРОВАННЫХ ИЗ МАССИВОВ НИТЕВИДНОГО КРЕМНИЯ

Паринова Е.В.¹, Сиваков В.², Пислярук А.К.¹, Коюда Д.А.¹, Шлэйзенер А.²,
Овсянников Р.³, Чувенкова О.А.¹, Турищев С.Ю.¹

¹Воронежский государственный университет, Воронеж, Россия,
parinova@phys.vsu.ru

²Лейбниц Институт Фотонных Технологий, Йена, Германия

³Гельмгольц Центр Берлин, Берлин, Германия

Массивы нанонитевидного кремния, сформированные методом металл-ассистированного жидкофазного химического травления, характеризуются чрезвычайно развитой поверхностью. Эта поверхность доступна для разнообразной функционализации, а одним из способов дальнейшего структурирования массивов нитевидного кремния является формирование нанопорошков на его основе. В данной работе изучается физико-химическое состояние поверхности этих порошков, локальное атомное и электронное строение, состав поверхностных слоев. При помощи последовательной ультразвуковой обработки в специализированном растворе массивы нитевидного кремния нанометрового диапазона сечений измельчались и отделялись от подложек, формируя коллоидальные взвеси. После высушивания раствора без доступа кислорода порошки сразу помещались в запаянные колбы, откачанные и наполненные одной атмосферой аргона с целью предотвращения естественного окисления. Для изучения электронного строения и фазового состава порошков кремния использовался функционал синхротронных методов рентгеновской спектроскопии квантового выхода (КВ) и фотоэлектронной спектроскопии (РФЭС), а также лабораторный метод ультрамягкой рентгеновской эмиссионной спектроскопии (УМРЭС). Метод спектроскопии КВ дает информацию о распределении локальной парциальной плотности состояний в зоне проводимости кремния, в то время как метод УМРЭС - о распределении локальной парциальной плотности состояний в валентной зоне кремния. Метод ФЭС дополняет полученную информацию данными о физико-химическом состоянии развитой поверхности частиц кремния, составляющих порошки. Методы КВ и РФЭС реализованы с использованием излучения ультрамягкого рентгеновского диапазона синхротронного источника BESSY II Гельмгольц Центра Берлин. Методом КВ показано, что развитая поверхность нанопорошков приводит к трансформации электронной структуры, которая характеризуется появлением дополнительных состояний в зоне проводимости, в зависимости от режима формирования. Данные УМРЭС и их компьютерное моделирование показали присутствие в поверхностных слоях частичек нанопорошков, предположительно имеющих структуру "ядро-оболочка", заметного разупорядочения в структурной сетке атомов кремния, что приводит к изменению в распределении плотности состояний. Наконец, данные ФЭС подтвердили присутствие фаз субоксидов кремния, также показанные методами КВ и УМРЭС в изученных слоях поверхности. Таким образом, через вариацию технологических режимов получения представляется возможным управлять электронным строением, составом и структурой, а соответственно, и свойствами порошков Si, сформированных из массивов нанонитевидного кремния.

Авторы выражают благодарность директору и администрации Гельмгольц Центра Берлин, а также координаторам российско-германского канала синхротрона BESSY II Гельмгольц Центра Берлин. Исследования выполнены при поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации в рамках государственного задания ВУЗам в сфере научной деятельности на 2017–2020 гг. – проект № 16.8158.2017/8.9.

ИК-СПЕКТРОСКОПИЯ МНПВО НА ПОВЕРХНОСТИ ПЛАСТИН КРЕМНИЯ ПОСЛЕ ПЛАЗМЕННЫХ ОБРАБОТОК

Попов В.П., Сафронов Л.Н., Жанаев Э.Д., Антонов А.В.

*Институт физики полупроводников им.А.В. Ржанова,
Новосибирск, Россия,
popov@isp.nsc.ru*

Для процессов прямого сращивания (direct bonding – DB) применяют гидрофильные поверхности (100) кремния и термического диоксида кремния, покрытые монослоем гидроксильных радикалов –ОН, поверх которого в зависимости от влажности адсорбируются несколько монослоев молекул H₂O. Недавно предложен и быстро развивается метод плазма-активированного бондинга (РАВ), создающий на соединяемых поверхностях большое количество активных связей и радикалов. Методом контроля гидрофильности по углу смачиваемости невозможно получить информацию о присутствии на поверхности связей Si-O, Si-H, углеводородов и карбидов, определяющих электронное и оптическое качество гетерограницы после изготовления гетероструктур. Спектроскопия многократного нарушенного полного внутреннего отражения (МНПВО), основанная на поглощении эванесцентных мод с экспоненциально затухающим от поверхности волновогода полем служит для измерения поглощения субмолекулярными слоями (рис.1).

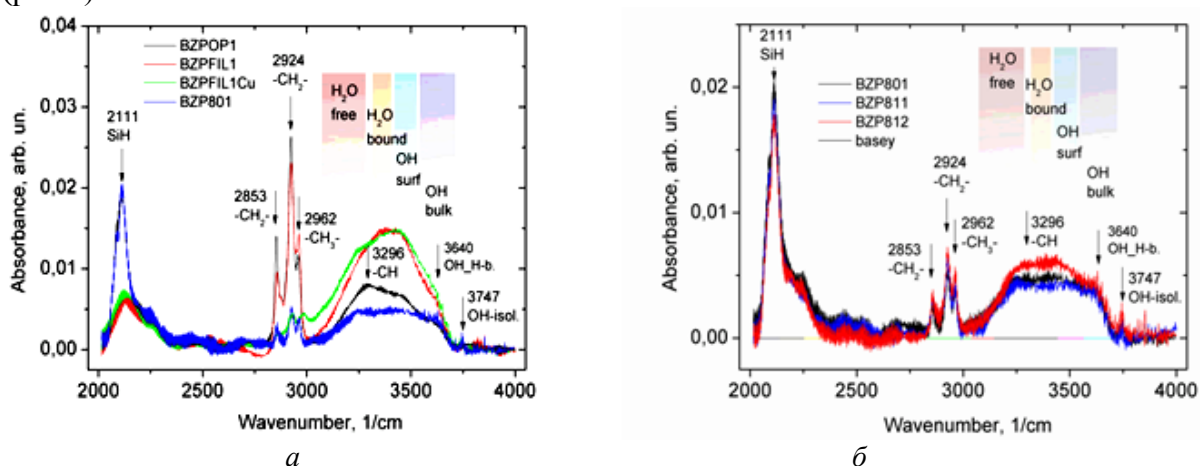


Рис.1. *а* – Спектры МНПВО пластин кремния после обработок: BZPOP1 – гидрофобная поверхность после удаления термического SiO₂ в водном растворе HF; BZPIL1 – гидрофильная поверхность после химобработки в RCA-1; BZPIL1Cu – гидрофильная поверхность после обработки в «Плазма-600»; BZP801 – гидрофобная после обработки в «Suss Microtech BA8»; *б* – то же после выдержки в вакууме в течение 6, 60 и 120 мин

Метод МНПВО был поставлен на Фурье-спектрометре Bruker-66/s для анализа процессов адсорбции молекул на поверхности высокоомных пластин бестигельного кремния (BZP) после химических и плазменных обработках в радиочастотной кислородной плазме (13.5 МГц) низкого давления (10⁻² Па) на установке «Плазма-600» и атмосферной разрядной плазме, ограниченной диэлектрическим барьером, на установке «Suss Microtech BA8». Показано, что кроме описанных в литературе трансформаций связей Si-OH и Si-H, наблюдаются радикалы CH₁, CH₂ и CH₃, суммарная концентрация которых слабо зависит от вида химической обработки, но заметно снижается после плазменной обработке поверхности кремния (рис.1*а*).

КНИ СТРУКТУРЫ С УЛЬТРАТОНКИМИ СЛОЯМИ ДИОКСИДА ГАФНИЯ

Попов В.П., Антонов В.А., Ильницкий М.А., Гисматуллин А.А.

Институт физики полупроводников им.А.В. Ржанова, Новосибирск, Россия,
popov@isp.nsc.ru

Ультратонкие скрытые слои (BOX) являются важным элементом для КНИ КМОП транзисторов с полным обеднением и вторым тыловым затвором (2G FD SOI FET), поскольку позволяют подстраивать режимы работы СБИС от ультранизкого энергопотребления до сверхпроизводительности в зависимости от напряжения на втором затворе. Изолирующий слой SiO_2 в КНИ структурах с ультратонкими слоями кремния и оксида (Ultra-thin body and buried oxide UTBB SOI), где $t_{\text{SOI}} = t_{\text{BOX}} = 10$ нм, по разным причинам не может быть меньше, но для транзисторов с подзатворными диэлектриками с высокими диэлектрическими проницаемостями ($\epsilon_{h-k} > 10$) толщина эквивалентного оксида $EOT = t_{h-k}(\epsilon_{\text{SiO}_2} / (\epsilon_{h-k}))$, где ϵ_{h-k} и ϵ_{SiO_2} – диэлектрические постоянные h-k диэлектрика и оксида кремния, должна быть менее нескольких нм.

Осаждение слоёв диоксида гафния на кремниевую подложку КДБ 10-20 осуществлялось методом PLD (Plasma Layer Deposition). Толщины слоёв HfO_x варьировались от 4 до 20 нм, что соответствовало $EOT = 0.6\text{-}3.0$ нм. Перенос слоя кремния 500 нм КДБ 10-20 проводился прямым сращиванием и водородным переносом по методу DeleCut с последующим утонением пошаговым окислением при 800-1100°C. Электрофизические измерения проводились на мезоструктурах диаметром 100-900 мкм методом CV и псевдо-МОП транзистора (Рис.1).

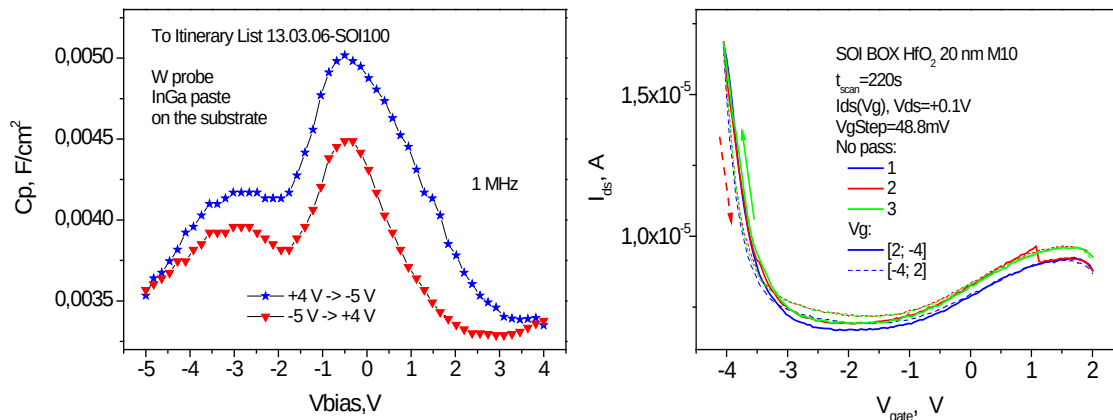


Рис.1. Вольт-фарадные характеристики CV (а) и сток-затворные характеристики псевдо-МОП транзистора (б) на КНИ мезоструктурах с 20 нм слоем скрытого HfO_2

Уменьшение емкости вне интервала ± 2 В связано с токами утечки через HfO_2 согласно данным ВАХ сток-затворных измерений псевдо-МОП транзисторов. В скрытом оксиде гафния имеется заряд $Q = +5 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$, а также утечка между зондами истока-стока через кремниевую подложку. Возможной причиной утечек через BOX является кристаллизация аморфного HfO_2 в ходе отжига при $T > 400^\circ\text{C}$, чего не наблюдается для BOX SiO_2 . Гистерезис CV характеристик может быть связан с формированием сегнетоэлектрической фазы в скрытом оксиде при отжиге. С другой стороны, этот эффект весьма перспективен для функционализации СБИС, например, создания встроенной в процессор энергонезависимой памяти.

НАНОПРОВОЛОЧНЫЕ КНИ МОП ТРАНЗИСТОРЫ С Н-К СТЕКОМ ДЛЯ БИО- И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИХ СЕНСОРОВ

Ильницкий М.А., Попов В.П., Куприянов И.Н., Мяконьких А.А., Руденко К.В.,
Иванов Ю.Д., Мальсагова К.А., Плешакова Т.О., Арчаков А.И.

*Институт физики полупроводников им.А.В. Ржанова, Новосибирск, Россия,
Физико-технологический институт РАН, Москва, Россия,
Институт биомедицинской химии им.В.Н. Ореховича, Москва, Россия,
popov@isp.nsc.ru*

Целью работы было увеличение стабильности, регенерабельности в жидкостях нанопроволочных (NW) Schottky Barrier (SB) МОП-транзисторов (NW SB МОПТ). NW SB МОПТ были сформированы литографически в 40 нм слоях КНИ р-типа. SB контакты Al/Si служили истоками-стоками (s-d). После вжигания Al контактов был нанесен h-k диэлектрический стек толщиной 10 нм $\text{HfO}_2(8\text{нм})/\text{Al}_2\text{O}_3(2\text{нм})$ в установке PEALD FlexAl Oxford. Для осаждения HfO_2 использовались прекурсор ТЕМАН и плазма O_2 при $T = 300^\circ\text{C}$. Для осаждения Al_2O_3 использовались прекурсор ТМА и плазма O_2 при $T = 270^\circ\text{C}$. После процессов PEALD чипы с NW SB МОПТ были отожджены в форминг-газе ($\text{N}_2:\text{H}_2 = 95:5$; давление газа 200 mTorr) при 425°C 30 минут и корпусированы. Отжиг приводил к снижению разброса порогового напряжения V_g с кремниевой подложкой в качестве затвора и увеличивал по данным КРС долю нанокристаллитов в h-k стеке. С помощью микрозондовой станции и микрофлюидных ячеек были исследованы характеристики NW SB МОПТ с естественным окислом и с защитными h-k слоями. Для NW FETs без h-k стека было отмечено, что I_{ds}/V_g характеристика сильно зависит от pH водного раствора соли. Для напряжений затвора V_g от -100 до 100 В почти все они находятся в состоянии $I_{sd} \sim 0$ из-за блокировки тока канала зарядом Q_s , захваченным поверхностными состояниями. В деионизованной воде поверхностная плотность заряда достигала $Q_s \sim 10^{12} \text{ см}^{-2}$. В приборах с защитным h-k стеклом удалось варьировать поверхностную плотность заряда в жидкостях, изменяющих поверхностный потенциал в NW SB МОПТ. Для этих устройств требовалось напряжение -25 В. Поверхностная плотность заряда $Q_s = 6 \times 10^{11} \text{ см}^{-2}$. В результате в деионизованной воде пороговые напряжения V_T NW SB МОПТ со слоями high-k составили от -5 до -3 в. Такие значения V_T приемлемы для работы NW SB МОПТ в системах SoC с сигнальным процессором DSP. Также исследованы возможности использования NW SB МОПТ в качестве биосенсоров для анализа ферментативной активности белков. Для этого поверхность модифицировали белками (использовали очищенный цитохром P450) путем нековалентной иммобилизации белков на поверхности слоя Al_2O_3 из-за физической адсорбции. Для анализа ферментативной активности белков и специфического выявления маркера белкового заболевания крайне важна временная стабильность характеристик биосенсора. Установлено, что ток стока NW SB МОПТ, покрытых пассивирующими h-k слоями, помещенными в 1мм К-фосфатный буфер с pH 7,4 в течение примерно 8 часов, изменяется только на 10%. Таким образом, зависящая от времени стабильность характеристик биосенсоров в экспериментах составляла около 90% за 8 часов. С другой стороны, зависящая от времени стабильность характеристик NW SB МОПТ с естественным окислом была существенно ниже, и обычно ток стока резко снижался в 5-10 раз в первый час.

Таким образом показано, что NW SB МОПТ, покрытые стеклом $\text{HfO}_2/\text{Al}_2\text{O}_3$, гораздо более устойчивы в жидкой среде, чем структуры с естественным окислом.

АНОДНОЕ ОКИСЛЕНИЕ СТРУКТУР КРЕМНИЙ-НА-ИЗОЛЯТОРЕ

Тыщенко И.Е.

*Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН,
Новосибирск, Россия
tys@isp.nsc.ru*

Метод анодного окисления слоев кремния давно зарекомендовал себя как низкотемпературный метод создания пленок оксида кремния толщиной от нескольких единиц до нескольких сотен ангстремов. Преимущества этого метода перед термическим окислением обусловлены тем, что процесс анодного окисления протекает при комнатной температуре и в нем участвует лишь тонкий приповерхностный слой образца. Несмотря на то, что метод анодного окисления уже несколько десятков лет успешно используется экспериментаторами, возможности его использования для утонения слоев кремния-на-изоляторе (КНИ) вплоть до недавнего времени были неизученными. Наличие вакансионных микропор, а также связанного и свободного водорода в КНИ слоях, созданных методом водородного переноса, может препятствовать образованию катионов кремния, поступающих к границе SiO_2 /электролит и снижать скорость окисления. Поскольку до настоящего времени этот вопрос в литературе оставался неизученным, целью настоящей работы было изучение скорости анодного окисления КНИ слоев, созданных методом водородного переноса.

КНИ структуры были изготовлены на линейке КНИ и КНС структур ИФП СО РАН методом водородного переноса. Толщина перенесенной пленки кремния составляла ~540 нм, толщина захороненного слоя SiO_2 – около 320 нм. Анодное окисление проводилось в гальваностатическом режиме при комнатной температуре, плотность тока составляла 8 мА/см². Отжиг образцов проводился в печи при температурах 600-1100 °С, в течение 15 минут, в потоке N_2 . Контроль толщины окисленных слоев осуществлялся методом спектральной эллипсометрии. Изображения поверхности образцов были получены с помощью микроскопа Carl Zeiss Axio Imager.M2m.

Обнаружено, что скорость анодного окисления перенесенных пленок в ~5 раз меньше скорости окисления образцов монокристаллического объемного кремния. С ростом температуры отжига скорость окисления пленок увеличивается и при температуре 1100 °С становится близкой к скорости окисления монокристаллического Si. Скорость окисления пленок КНИ увеличивается и с глубиной, по мере поэтапного удаления анодно-окисленных слоев. Наклон зависимости скорости окисления от толщины удаленного слоя кремния на глубинах больше ~50 нм не зависит от температуры отжига в интервале 700-1000 °С. Полученные результаты объясняются отжигом дефектов и выходом водорода из связанного состояния, что приводит к увеличению эффективности анодного тока и ускоряет взаимодействие атомов кислорода и кремния соответственно. Обнаружен рост водородных пузырей на поверхности пленки кремния за счет диффузии водорода, высвобождающегося в процессе реакции окисления, к вакансионным микропорам в имплантированном слое КНИ.

СТРУКТУРЫ КРЕМНИЙ-НА-ИЗОЛЯТОРЕ С ФТОРИРОВАННЫМ ЗАХОРОНЕННЫМ SiO₂

Тысченко И.Е., Попов В.П.

*Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН,
Новосибирск, Россия
tys@isp.nsc.ru*

Основным ограничением области применения структур кремний-на-изоляторе (КНИ) является накопление "аномально больших положительных зарядов" в диэлектрике. Источником положительных зарядов в SiO₂ как правило являются генерированные излучением в валентной зоне SiO₂ свободные дырки, которые захватываются на дефекты вблизи границы раздела Si/SiO₂ и являются "медленными состояниями". Накопление положительного заряда приводит к изгибу зон и потере изолирующих свойств SiO₂, а также влияет на параметры приборов, сформированных в верхнем слое КНИ, ограничивая их стабильность во времени. В аморфном оксиде кремния ловушками положительных зарядов являются избыточные Si-Si связи. Одним из эффективных способов устранения избыточных Si-Si связей является фторирование оксида кремния. При этом фтор может играть роль окислителя как кремния, так и кислорода. Поэтому он способен не только устранять избыточные Si-Si связи, но и насыщает оборванные связи на границе раздела Si/SiO₂, уменьшая тем самым и эффективный встроенный заряд в диэлектрике, и плотность состояний на границе раздела Si/SiO₂. Однако, поведение фтора и в кремнии, и в оксиде кремния во многом определяется температурой отжига структур. Поэтому целью данной работы было изучение электрофизических свойств КНИ структур с захороненным диэлектриком, имплантированным ионами фтора в зависимости от дозы ионов F⁺ и температуры последующего отжига.

КНИ структуры были сформированы методом водородного переноса в условиях низкотемпературного вакуумного сращивания. В качестве исходного материала использовались пластины кремния n-типа проводимости с ориентацией (100). Сначала проводилась имплантация ионов F⁺ с энергией 20–40 кэВ дозами $3 \times 10^{14} - 1 \times 10^{16} \text{ см}^{-2}$ в пленки SiO₂ толщиной около 370 нм. Затем пластины отжигались при температуре 550 °С в течение 20 минут. Во вторую кремниевую пластину имплантировались ионы H₂⁺ с энергией 120 кэВ дозой $2.7 \times 10^{16} \text{ см}^{-2}$. Затем в условиях водородного переноса слой кремния толщиной около 540 нм переносился со второй пластины на имплантированную фтором пленку SiO₂ на первой пластине. Процесс осуществлялся при температуре 450 °С в вакуумной камере с давлением 10² Па. Заключительный отжиг проводился при температуре 1000 °С. Накопление зарядов в захороненном диэлектрике КНИ структуры и плотность поверхностных состояний на границах Si/(F)SiO₂ исследовались путем измерения вольт-фарадных (C–V) характеристик, зависимости емкостной проводимости от напряжения (G–V) в диапазоне частот 10²–10⁶ Гц, а также методом вольт-амперных характеристик (ВАХ) псевдо-МОП транзистора. Изучена подвижность носителей заряда в слое КНИ в зависимости от дозы ионов F⁺ и температуры последующего отжига. Показано, что имплантация ионов F⁺ дозами $\leq 10^{15} \text{ см}^{-2}$ приводит к генерации в основном ловушек положительных зарядов, а при дозах $> 10^{15} \text{ см}^{-2}$ – ловушек отрицательных зарядов. Оценена глубина залегания уровней ловушек и рекомбинационное время жизни в зависимости от дозы ионов и температуры отжига.

ВЛИЯНИЕ ГЕТТЕРИРОВАНИЯ НА ТЕМПЕРАТУРНУЮ ЗАВИСИМОСТЬ ДИСЛОКАЦИОННОЙ ЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ В ИОННО-ИМПЛАНТИРОВАННОМ КРЕМНИИ

Терещенко А.Н.¹, Королев Д.С.², Никольская А.А.², Михайлов А.Н.²,
Белов А.И.², Тетельбаум Д.И.², Хорошева М.А.¹, Штейнман Э.А.¹

¹ Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики
твёрдого тела Российской академии наук, г. Черноголовка, Московская обл., Россия

² Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего
образования «Национальный исследовательский Нижегородский государственный уни-
верситет им. Н.И. Лобачевского», г. Нижний Новгород, Россия

tan@issp.ac.ru

Использование кремния в качестве излучателя в ближней ИК-области спектра является одной из нерешенных проблем современной оптоэлектроники. Отчасти это связано с непрямой запрещенной зоной и, соответственно, малым квантовым выходом люминесценции в кремнии. Одним из эффективных решений этой проблемы является использование излучательной рекомбинации на глубоких энергетических состояниях, связанных с такими структурными дефектами в кремнии, как дислокации. Ранее было установлено [1-3], что дополнительная имплантация ионов B^+ в дислокационные структуры может существенно улучшать температурную зависимость длинноволновой части дислокационной люминесценции (ДЛ).

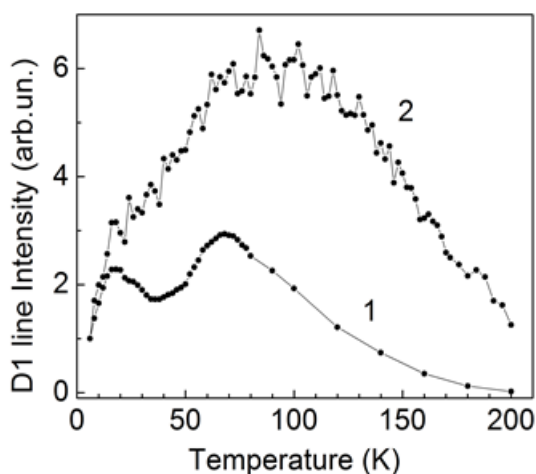


Рис. 1. Зависимости интенсивности полосы D1 от температуры (кривые нормированы) для образца, облученного ионами B^+ с дозой $2 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$. Кривая 1 — до AlG, кривая 2 — после AlG

В данной работе приводятся результаты исследования влияния алюминиевого геттерирования (AlG) на температурную зависимость ДЛ при генерации дислокаций методом имплантации ионов Si^+ в кристалл кремния с последующей термообработкой. Далее образцы подвергались облучению ионами B^+ с дозами от $1 \cdot 10^{15}$ до $3 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$. Показано, что процедура AlG не только существенно улучшает температурную зависимость интенсивности полосы D1, но и изменяет форму этой зависимости (рис.1). Данный эффект геттерирования наблюдается только в образцах, дополнительно облученных ионами B^+ . Обсуждаются возможные механизмы наблюдаемого явления.

Работа выполнена при частичной поддержке гранта РФФИ №17-02-01070.

1. А.Н. Михайлов и др., Физика и техника полупроводников, 48 (2), 212-216, (2014)
2. D.I. Tetelbaum etc., Phys. Status Solidi C, 12, No. 1–2, 84-88, (2015)
3. А.Н. Терещенко и др., Физика и техника полупроводников, 52 (7), 702-707, (2018)

ОСОБЕННОСТИ ДИСЛОКАЦИОННОЙ ЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ В КРЕМНИИ, ОБОГАЩЕННОМ ИЗОТОПОМ ^{29}Si

Терещенко А.Н.¹, Штейнман Э.А.¹, Коплак О.В.², Моргунов Р.Б.²

¹Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики
твёрдого тела Российской академии наук, г. Черноголовка, Московская обл., Россия

²Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем хи-
мической физики Российской академии наук, г. Черноголовка, Московская обл., Россия
tan@issp.ac.ru

В последнее время наблюдается новая волна исследований оптических свойств кремния. С одной стороны, использование кремния в качестве излучателя в ближней ИК-области спектра является одной из нерешенных проблем современной оптоэлектроники. Особенный интерес с этой точки зрения представляют центры, ответственные за длинноволновую линию D1 дислокационной люминесценции (ДЛ), которая обладает наибольшей температурной стабильностью и подходящей спектральной позицией. При этом, несмотря на длительное исследование ДЛ, природа линии D1 до конца не установлена. С другой стороны, недавно была обнаружена корреляция температурных зависимостей интенсивности линии D1 и магнитного момента пластически деформированных кристаллов кремния, обогащенных изотопом ^{29}Si . Установлено, что магнитная восприимчивость деформированных кристаллов, полученная интегрированием спектров электронного парамагнитного резонанса, и интенсивность линии D1 претерпевают схожие немонотонные вариации в определенном температурном диапазоне [1]. Значимость этого результата заключается в потенциальной возможности использования эффекта влияния пластической деформации на магнитные свойства и ДЛ изотопно-обогащенного кремния для построения чисто кремниевых квантовых компьютеров, поскольку ядерные спины в кремнии имеют весьма значительные времена спиновой релаксации, что является одним из главных критериев работоспособности квантовых компьютеров. Кроме того, одной из проблем создания квантового процессора является фиксация и определение геометрического расположения спинов в образце, от которого зависит адресное считывание и запись информации. Такая возможность появляется при введении дефектов методом пластического деформирования, при котором известна пространственная ориентация дефектов.

В данной работе приводятся экспериментальные данные, касающиеся особенностей ДЛ в кремнии, обогащенного изотопом ^{29}Si . Для исследований были использованы монокристаллы кремния зонной плавки с концентрацией бора 10^{13} см^{-3} . Концентрация магнитного изотопа ^{29}Si в этих кристаллах составляла 73%. Образцы с различной плотностью дислокаций исследовались методом фотолюминесценции, включая температурные измерения в диапазоне 4.2–200 К. В работе приводятся также данные по влиянию магнитного поля на ДЛ исследуемых образцов. Показано, что поведение длинноволновых дислокационных линий D1 и D2 существенно отличается: в то время как интенсивность линии D1 заметно снижается в присутствии магнитного поля, линия D2 полностью исчезает в спектре. В образцах с природным содержанием изотопов такой эффект не обнаружен.

Работа выполнена при частичной поддержке гранта РФФИ №16-02-00420.

1. О.В. Коплак и др., Физика и техника полупроводников, 49(9), 1175-1179, (2015).

ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ ФОРМИРОВАНИЯ ОСТРОВКОВОЙ ПЛЕНКИ СЕРЕБРА И СЛОЯ КРЕМНИЕВЫХ НАНОНИТЕЙ НА МОРФОЛОГИЮ И ОПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Жарова Ю. А., Толмачев В. А., Павлов С.И., Гущина Е.В.

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе, Санкт-Петербург, Россия
piliouguina@mail.ioffe.ru

Формирование кремниевых нитей в процессе металл-стимулированного химического травления (МСХТ) и их топология зависят от морфологии самоорганизующейся островковой пленки серебра, служащей маской-катализатором процесса травления Si. Поэтому было важно исследовать, каким образом можно управлять процессом МСХТ. В работе особое внимание уделено изучению морфологии островкового слоя серебра, сформированного при его химическом осаждении, в зависимости от различных параметров: концентрации электролита и времени осаждения, а также от уровня легирования пластин монокристаллического Si. Получаемые структуры на всех стадиях МСХТ исследовались с помощью РЭМ (рис.1 а-с) и АСМ, а также методом многоугловой спектральной эллипсометрии (рис.1d).

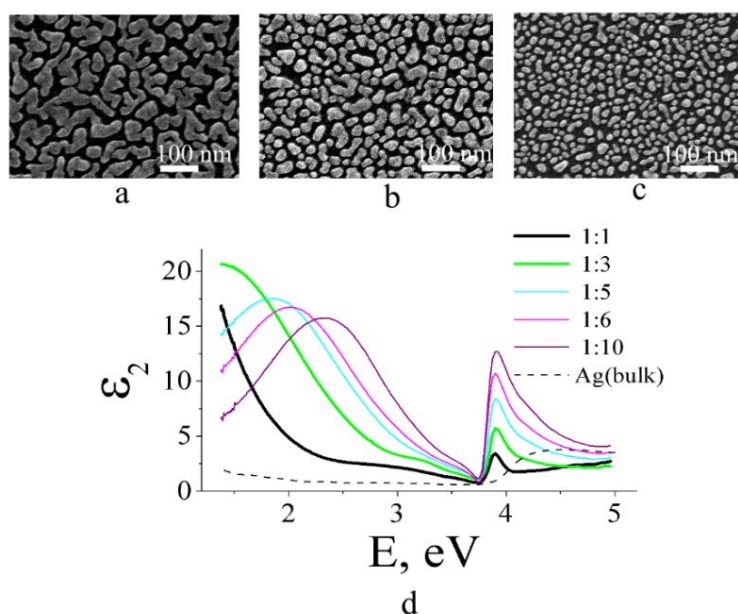


Рис. 1. СЭМ снимки массивов наночастиц Ag на c-Si, полученных методом химического осаждения из раствора (а–с); мнимая часть диэлектрической функции ϵ_2 , вычисленная из эллипсометрического эксперимента, показывает оптические особенности для пяти образцов в зависимости от концентрации раствора $\text{AgNO}_3\text{:HF}$ (соотношения на вставке) и полученной морфологии наночастиц Ag (d)

Использование эллипсометрии в сочетании с методами РЭМ и АСМ позволило отследить оптические и морфологические характеристики структур в этом процессе. Проведенные исследования предназначены для разработки композитных нанослоев «c-Si–Ag» с усиленным плазмонным резонансом.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 17-02-01116 А с использованием оборудования центра коллективного пользования «Материаловедение и диагностика в передовых технологиях».

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

Арзуманян Г.В., Колпачев А.Б., Чилингарова Н.С.

*Южный федеральный университет, Институт нанотехнологий, электроники
и приборостроения (ИНЭП ЮФУ), г. Таганрог, Россия*

arzumanyan31@mail.ru, arzumanyan@sfedu.ru

В работе представлены результаты расчетов из первых принципов локальных парциальных плотностей электронных состояний (ПЭС) кремния, содержащего два атома замещения титана. Расчёты проводились в рамках теории многократного рассеяния с использованием muffin-tin приближения, а также приближения локального функционала электронной плотности (DFT). Учитывалось, что атомы кремния, находящиеся вблизи примесных атомов не эквивалентны вследствие различия атомарного состава их ближайшего окружения. Такие рассеивающие центры в дальнейшем именуются $Si(k)$ ($k = 0, 1, 2, 3, 4$). Дефектный комплекс, состоящий из атомов замещения титана и атомов кремния $Si(k)$ будем называть SiTi-центром. Было рассмотрено два типа центров.

SiTi(1)-центр представлял собой локальную область кремния, у которого в кристаллографической позиции $[[0.0; 0.0; 0.0]]$ расположен один атом замещения титана, а в $[[0.25; 0.25; 0.25]]$ другой атом замещения титана. В этом центре атомами $Si(1)$ (6 атомов) считались атомы кремния, удаленные на расстояние $0.433a$ и $0.707a$ от атомов титана; $Si(2)$ (9 атомов), атомы, удаленные на $0.707a$ и $1.090a$ от атомов титана; $Si(3)$ (9 атомов) – $0.707a$ и $0.829a$ от атомов титана. Здесь $a = 543$ пм, постоянная решетки кремния.

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

Согласно результатам расчетов с SiTi(1)-центром связано три локальных энергетических уровня в запрещенной зоне кремния. Уровень $(E_v + 0.633)$ эВ, где E_v – энергия, соответствующая дну валентной полосы, является основным и обусловлен d - и p -состояниями титана. Соответствующая этому уровню величина ПЭС p -состояний титана ≈ 10 раз меньше чем величина ПЭС его d -состояний, соответствующая этому же уровню. У атомов $Si(2)$ (s - и p -состояния) и $Si(3)$ (p -состояния) в запрещенной зоне также появляются энергетические состояния $(E_v + 0.613)$ эВ и $(E_v + 0.807)$ эВ, соответственно). Суммарная ПЭС каждого из этих уровней во всем дефектном комплексе сравнима с величиной ПЭС уровня $(E_v + 0.633)$ эВ p -состояний титана. ПЭС атомов $Si(1)$ не имеют локальных максимумов в области значений энергий соответствующих запрещенной зоне атомов кремния $Si(0)$.

SiTi(2)-центр представлял собой локальную область кремния, у которого в кристаллографической позиции $[[0.0; 0.0; 0.0]]$ расположен первый атом замещения титана, а в $[[0.5; 0.5; 0.0]]$ – второй атом замещения титана. Расчеты показали, что наличие таких дефектов приводит к незначительным изменениям ПЭС запрещенной зоны атомов кремния $Si(k)$, а локальные парциальные ПЭС атомов титана практически не имеют максимумов в области значений энергий соответствующих запрещенной зоне атомов кремния $Si(0)$.

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СПЕЦИАЛЬНЫХ ГРАНИЦ ЗЁРЕН В МУЛЬТИКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ КРЕМНИИ, ВЫРАЩЕННОМ МЕТОДОМ БРИДЖМЕНА

Пещерова С.М., Непомнящих А.И., Чуешова А.Г., Клушина Н.В.

Институт геохимии им. А.П. Виноградова, Иркутск, Россия

spescherova@mail.ru

Особенности структуры и рекомбинационная активность границ зёрен обуславливаются, прежде всего, процессами направленной кристаллизации и чистотой исходного кремния. Так, тепловые и скоростные режимы кристаллизации оказывают существенное влияние на процессы зародышеобразования, которые регламентируют структурные параметры зёрен (кристаллографическое направление плоскости зерна), типы межзёренных границ (случайные или специальные), а также присутствие дефектов в плоскости границ (дислокаций и примесей) и, следовательно, степень их рекомбинационной

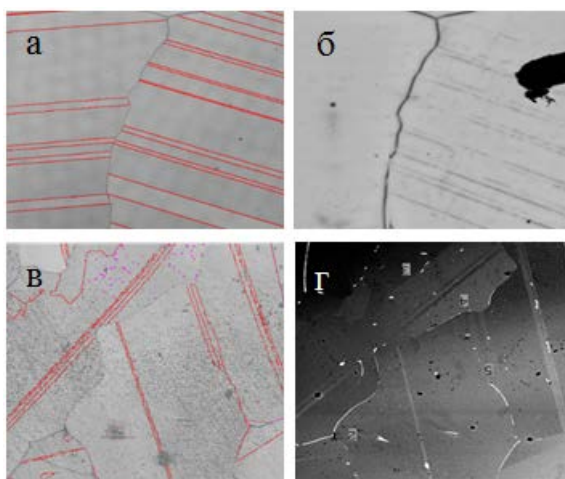


Рис. 1. Изображения поверхности мультикремния: *а, в* – EBSD анализ структуры мультикремния 7N и 3N, соответственно (красным цветом обозначены $\Sigma 3$ границы); *б* – EBC исследование мультикремния 7N; *г* – EPMA исследования мультикремния 3N

активности [1]. Считается, что параметры процесса кристаллизации необходимо подбирать таким образом, чтобы в объеме мультикремния присутствовало как можно больше специальных $\Sigma 3$ границ [2]. Неоднократно было замечено, что $\Sigma 3$ границы в одном и том же образце могут проявлять различные свойства [3,4]. Так, $\Sigma 3$ границы в одном зерне мультикремния чистотой 7N могут проявлять высокую электрическую активность в то время, как идентичные им границы в соседнем зерне являются электрически нейтральными (рис. 1 *а, б*). В мультикремнии с высоким содержанием примесей (чистотой 3N), например, $\Sigma 3$ границы даже в пределах одного зерна могут по-разному сегрегировать примеси: одни границы являются «чистыми», а другие содержат примесные включения (рис. 1 *в, г*). В данной работе будут рассмотрены структурные параметры, ответственные за

электрическую активность и степень дефектности специальных $\Sigma 3$ границ. Кристаллографические параметры (пять параметров границ зёрен) будут рассчитаны и соотнесены с тонкой структурой (методом просвечивающей электронной микроскопии) исследуемых $\Sigma 3$ границ в мультикремнии различной степени чистоты.

1. Directional growth method to obtain high quality polycrystalline silicon from its melt/Fujiwara K, Pan W, Sawada K, Tokairin et al./Journal of Crystal Growth 2006, 292: p. 282–285;
2. Grain control in directional solidification of photovoltaic silicon/Lan C.W., Lan W.C., Li T.F. et al./Journal of Crystal Growth 2012:360, p. 68–75;
3. Электрическая активность специальных границ в мультикремнии, выращенном из металлургического рафинированного кремния/Пещерова С.М., Непомнящих А.И., Павлова Л.А./Письма в ЖТФ, 2014, № 40 (22), С. 30-36;

ЭФФЕКТ ИЗЛУЧЕНИЯ ЭНЕРГИИ ПРИ РАЗРУШЕНИИ КРИСТАЛЛИЧЕСКОГО КРЕМНИЯ

Критская Т.В.¹, Журавлёв В.Н.²

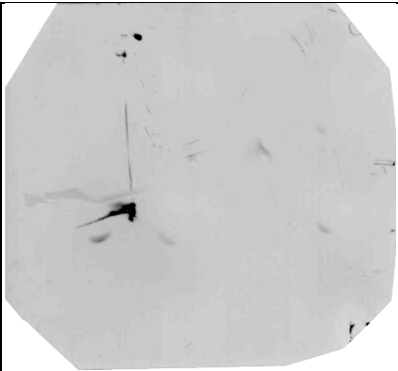
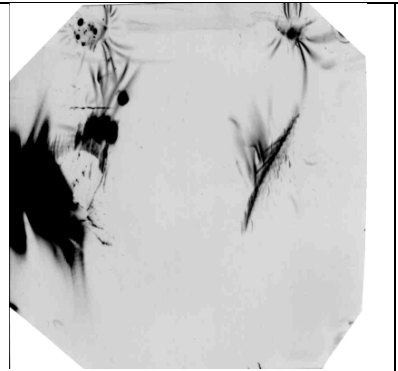
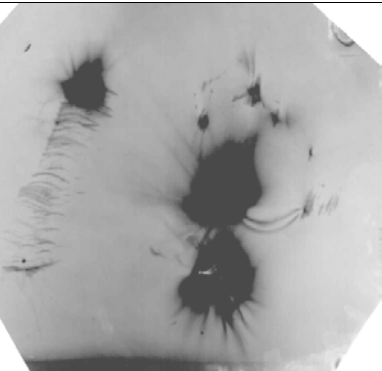
¹Запорожская государственная инженерная академия, г. Запорожье, Украина

²ГП «Ивченко-Прогресс», г. Запорожье, Украина

krytskaja2017@gmail.com, ws50@i.ua

Возникновение электромагнитных излучений (ЭМИ) при механических воздействиях на твёрдые тела является проявлением релаксационных процессов, происходящих вследствие возбуждения атомов и электронов вещества. В настоящее время интенсивно разрабатываются методы регистрации возбуждаемых импульсов электромагнитной и световой эмиссий (для обеспечения работы систем непрерывного контроля за состоянием горных массивов, предсказания землетрясений), ведётся поиск корреляционных зависимостей между энергией интегрального потока ЭМИ и характером повреждения твёрдых тел (для индикации физико-химических процессов при полиморфных переходах, декрепитации, дегидратации горных пород, прогнозирования образования трещин в металлических деталях), исследуются причины возникновения электромагнитной эмиссии при разрушении кристаллических тел и др.

В настоящей работе приводятся результаты экспериментальных исследований по обнаружению ЭМИ при раскалывании кристаллического кремния: монокристаллов, полученных методом Чохральского, и поликристаллических стержней, полученных методами водородного восстановления трихлорсилана и термического разложения моносилана. Возбуждаемое ЭМИ фиксировалось по характеру засветки медицинской рентгеновской плёнки класса «Онико РП-У» с максимальной чувствительностью на длине волны ~ 500 нм (1500 Р⁻¹), ТУ У 19242964.0012000.

		
Образец монокристаллического кремния. Количество тёмных областей соответствует количеству ударов	Образцы поликристаллического кремния, полученные водородным восстановлением SiHCl ₃	Левый образец -сплав на основе никеля. Правый – поликристаллический кремний, полученный термическим разложением SiH ₄

Интенсивность засветки плёнки была наименьшей в случае раскалывания образцов монокристаллов и наибольшей для образцов моносиланового поликристаллического кремния. По-видимому, интенсификация ЭМИ происходит при уменьшении размеров кристаллитов и увеличении плотности их упаковки в объёме материала. Аналогичная картина засветки плёнки наблюдалась и при ударах по образцу сплава на основе никеля. Данный метод представляется перспективным для изучения пластической деформации и проведения дефектоскопии твёрдых тел по их электромагнитной эмиссии.

CONFIGURATION OF OPEN VACANCY VOLUME AROUND POSITRON IN *n*-TYPE FLOATING ZONE SILICON IRRADIATED BY 0.9-MeV ELECTRONS

Arutyunov N.Yu.^{1,2,3*}, Emtsev V.V.², Krause-Rehberg R.¹, Elsayed M.¹,
Oganesyan G.A.², Kozlovski V.V.⁴, Abrosimov N.V.⁵

¹ Martin Luther University Halle, Department of Physics, Halle, Germany

² Ioffe Physico-Technical Institute, St. Petersburg, Russia

³ Inst. Ion-Plasma&Laser Technologies (Inst. of Electronics), Tashkent, Uzbekistan

⁴ St. Petersburg State Polytechnical University, St. Petersburg, Russia

⁵ Leibniz Institute for Crystal Growth, Berlin, Germany

* n_arutyunov@yahoo.com

The *long-lived electron-positron pairs* in the open vacancy volume (V_{op}) have been found in *thermally stable point radiation defects*, – of the ones that do not yield to investigation by traditional methods in silicon (by such as, e.g., EPR).

We are focusing on the electron density which contacts positron in the open vacancy volume of these defects. It is this electron density that produces long-lived electron-positron pairs. The latter are directly related to a defect-specific positron lifetime. The positron annihilation lifetime spectroscopy (PALS) of high resolution has been applied.

Floating-zone *n*-type silicon irradiated by 0.9-MeV electrons at RT has been used.

The material was characterized by low-temperature Hall effect measurements.

A drastic drop of the electron mobility with increase of the irradiation dose of *n*-FZ-Si(P) material has been observed. However, its value varies weakly ranging from 30 K to 70 K [1]. This fact suggests the interstitial type defect formation (mostly, electrically neutral ones in the crystal lattice of investigated material) giving rise to large-scale elastic deformations [2]. Having applied PALS for studying these defects, we revealed *long-lived defect-specific electron-positron pairs* [3]. The latter are a fingerprint of the open vacancy volume (V_{op}) and they have been observed during isochronal annealing of the irradiated material up to surprisingly high temperatures > 550 °C.

A salient correlation between restoration of electrical activity of dopant (which continues up to ~ 650 °C [2]) and suppression of formation of the long-lived electron-positron pairs has been found [3]. On this ground, the emission of the defect-specific annihilation radiation is suggested to occur out of the thermally stable complexes involving the both group-V-impurity atom and open vacancy volume.

The electron density values, $r_s^{eff}(V_{op})$, restored by the lifetime of the long-lived electron-positron pairs, $\tau_d(r_s^{eff})$, suggest creating, at least, five chemical bonds by group-V impurity atom with its nearest neighbors in thermally stable complex. It is argued that the open vacancy volume undergoes a split, thus providing (distorted) D_{3d} symmetry for the point defect, $P-V_{op}^{(splitted)}$. Emission of the defect-specific annihilation quanta occurs, mostly, from the open vacancy volume $V_{op}^{(splitted)}$ containing group-V impurity atom.

Amendments to $r_s^{eff}(V_{op})$ values, resulted from the enhancement of the positron annihilation rate $\sim (\tau_d)^{-1}$, have been taken into account within the framework of LDA.

The discussion is amplified by the results obtained for *n*-FZ-Si(P) and *n*-FZ-Si(Bi) materials irradiated with 15-MeV protons [4].

1. V. Emtsev et al., Semiconductors, **48**, 1438 (2014).
2. V. Emtsev et al., Semiconductors, **50**, 1291 (2016).
3. N. Arutyunov et al., Phys. Stat. Sol. (c), **13**, 807 (2016).
4. N. Arutyunov et al., Phys. Stat. Sol. (c), **14**, 1700120 (2017).

ВЛИЯНИЕ СТОКА АДАТОМОВ В СТУПЕНИ НА ДВУМЕРНО-ОСТРОВКОВОЕ ЗАРОЖДЕНИЕ НА ПОВЕРХНОСТИ Si(111)-(7×7) ПРИ ОСАЖДЕНИИ Si И Ge

Петров А. С.,¹ Роголо Д. И.,¹ Щеглов Д. В.,¹ Латышев А. В.^{1,2}

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

²Новосибирский государственный университет,
Новосибирск, Россия,
alexey_petrov@isp.nsc.ru

Методом *in situ* сверхвысоковакуумной отражательной электронной микроскопии исследованы процессы зарождения двумерных островков на начальных стадиях роста Si и Ge вблизи моноатомных ступеней и в центральных областях атомно-гладких террас шириной до 10 мкм вдали от ступеней на поверхности Si(111)-(7×7). Измерены зависимости концентрации двумерных островков в центральных областях террас (N_{2D}) и ширины зоны обеднения по двумерным островкам вблизи ступеней (W) от скорости осаждения R и температуры подложки T в интервале 500–750°C. Показано, что W не зависит от кристаллографической ориентации ступени на поверхности. В результате аппроксимации экспериментальных зависимостей $W^{-2}(R,T)$ и $N_{2D}(R,T)$ функцией вида $R^\chi \times \exp(E_{2D}/kT)$ определены эффективная энергия активации двумерно-островкового зарождения E_{2D} и показатель масштабирования χ , анализ которых проводился в рамках атомистической теории скоростей зародышеобразования [1].

Экспериментально полученные значения показателя масштабирования χ для двумерно-островкового зарождения Si/Si(111) возрастают от $\chi \approx 0.57$ в центральных областях террас до $\chi \approx 0.92$ вблизи ступеней. В рамках атомистической теории [1] такие значения χ соответствуют кинетике двумерно-островкового зарождения, лимитированной встраиванием адатомов в ступень, и увеличению размера критического зародыша с $i \approx 1$ в центральных областях террас до $i \approx 3$ вблизи ступеней, соответственно. Увеличение размера критического зародыша вблизи ступеней объясняется взаимодействием адатомов с моноатомными ступенями, являющимися для них эффективными стоками. Однако в случае двумерно-островкового зарождения Ge/Si(111), значения показателя масштабирования *уменьшаются* от $\chi \approx 1.05$ в центральных областях террас до $\chi \approx 0.7$ вблизи ступеней. Такое поведение χ соответствует переходу кинетики зарождения двумерных островков от лимитированной встраиванием адатомов в ступень в центральных областях террас к лимитированной поверхностной диффузией вблизи ступени. Данный переход связан с высокой концентрацией изломов ступеней, которая способствует эффективному стоку адатомов в них и понижает концентрацию адатомов вблизи ступеней. Кроме того, такое снижение концентрации адатомов приводит к дестабилизации зародышей двумерных островков вблизи ступеней, что выражается в увеличении размера критического зародыша.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 16-02-00518) с использованием оборудования ЦКП «Наноструктуры».

1. D. Kandel, *Phys. Rev. Lett.*, **1997**, 78, 499–502.

ЭФФЕКТИВНЫЙ ЗАРЯД АДАТОМА НА ПОВЕРХНОСТИ КРЕМНИЯ (001) В УСЛОВИЯХ ЭЛЕКТРОМИГРАЦИИ

Родякина Е.Е.^{1,2}, Ситников С.В.¹, Латышев А.В.^{1,2}

¹Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова Сибирского отделения Российской академии наук, Новосибирск, Россия,

²Новосибирский государственный университет, Новосибирск, Россия,
rodyakina@isp.nsc.ru

Определение механизмов диффузии, взаимодействия адатомов и вакансий с атомными ступенями и друг с другом на чистой vicинальной поверхности кристалла является актуальной задачей физики конденсированного состояния. Это обусловлено зависимостью электронных свойств наноструктур от совершенства поверхностей и границ раздела. Одним из процессов, влияющих на диффузию адатомов, может быть вызванный электрическим полем дрейф. При протекании через образец кремния электрического тока, сила, действующая на диффундирующий адатом и вызывающая дрейф адатомов вдоль направления тока, пропорциональна электрическому полю с коэффициентом пропорциональности называемым эффективным зарядом адатома [1]. Определение эффективного заряда адатома при высоких температурах ($>900^{\circ}\text{C}$) затруднено, но оценить его величину можно по смещению профиля концентрации адатомов на террасе вдоль направления внешней силы.

Смещения концентрации адатомов становятся существенными (достоверно измеряемыми) только при больших расстояниях между ступенями (порядка длины диффузии адатомов). В данной работе использовались специально созданные широкие террасы (диаметром 5–20 мкм) для *in situ* изучения дрейфа адатомов во внешнем электрическом поле. Прямая визуализация адатомов при высоких температурах не возможна, но судить об их концентрации можно по взаимодействию с террасой и атомными ступенями [2]. В соответствии с классическими представлениями о процессах зародышеобразования, наиболее вероятным местом зарождения стабильного двумерного островка является область с наибольшей концентрацией частиц [3]. В данном случае – вакансий, концентрация которых определяется балансом двух процессов: их формирования на террасе и аннигиляции с адатомами. Поэтому наиболее вероятное место зарождения вакансионного островка при сублимации будет в области наименьшей концентрации адатомов. В нашей работе методом *in situ* сверхвысоковакуумной отражательной электронной микроскопии исследованы процессы зарождения вакансионных островков в центре больших террас в условиях электромиграции и сублимации при температурах выше 900°C на поверхности кремния (001). Обнаружено смещение центра зарождения островков в направлении противоположном направлению приложенного поля. Из сравнения экспериментальных данных с теоретической моделью установлено, что положение островка определяется смещением минимума в профиле концентрации адатомов в зависимости от величины поля. Проведенная оценка эффективного заряда адатомов показала, что он положителен и составляет 0.235 элементарного заряда электрона при энергии диффузии и десорбции адатома 1.45 эВ и 4.0 эВ, соответственно.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 16-32-60199 «мол_а_дк»). Эксперименты выполнялись на оборудовании ЦКП «Наноструктуры».

1. [1] S. Stoyanov. Surf. Sci., 416(1–2), 200 (1998).
2. [2] E. E. Rodyakina, S. S. Kosolobov, A. V. Latyshev. JETP Lett., 94(2), 147 (2011).
3. [3] B. Ranguelov, M. Altman, I. Markov. Physical Review B, 75, 245419 (2007).

ОСОБЕННОСТИ ЭЛЕКТРОННОЙ ЛИТОГРАФИИ НА НЕГАТИВНОМ РЕЗИСТЕ ДЛЯ ФОРМИРОВАНИЯ УПОРЯДОЧЕННЫХ МАССИВОВ КРЕМНИЕВЫХ НАНОПИЛЛАРОВ

Басалаева Л. С., Настаушев Ю. В., Дульцев Ф.Н.

*Институт Физики Полупроводников СОРАН,
Новосибирск, Россия,
basalaeva@isp.nsc.ru*

Кремниевые нанопиллары (Si НП) – уникальные нанообъекты, обладающие замечательными свойствами [1-4]. Используя Si НП можно улучшить характеристики и увеличить эффективность различных устройств нанопотоники. В данной работе исследуются особенности формирования Si НП посредством электронно-лучевой литографии на негативном резисте на слое SiO_2 с последующим реактивным ионным травлением поверхности кремния $\langle 100 \rangle$. Электронно-лучевая литография обладает высоким разрешением и позволяет воспроизводить различные формы структур, обеспечивая свободу в выборе геометрических параметров массивов Si НП. Оптимизация технологии формирования микромассивов Si НП – это необходимый этап для успеха исследований направленных на создание фотодетекторов и сенсоров изображений, работающих на Si НП. Травление кремниевых наноструктур через маску из алюминия [4] или хрома приводит к дополнительному легированию кремния. Образуются новые рекомбинационные центры, а это негативно влияет на электронные и оптические свойства структур. В данной работе травление структур Si НП проводилось через двойной слой, состоящий из негативного резиста (ma-N2403 и AR-N7520) и SiO_2 , и присутствие металла исключалось на всех этапах формирования. Кроме этого при экспонировании слоя резиста, находящегося на SiO_2 , происходит увеличение контраста изображения т.к. уменьшается фоновая подсветка элементов резистивной маски и эффекты близости. Это позволяет затем формировать структуры с большим аспектным отношением. Нами были сформированы структуры Si НП диаметром от 60 до 180 и высотой 300 и 500 нм, период в квадратной решетке составлял $0.4 \div 1.2$ мкм. Также мы установили, что сформированные структуры Si НП обладают свойством сильного резонансного отражения оптического излучения и являются основой эффективных оптических фильтров. Такие селективно отражающие массивы Si НП перспективны для дисплеев, т.к. исполняя роль фильтра, могут осуществлять фотодетектирование.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ и Правительства Новосибирской области в рамках научного проекта № 17-42-543293. Работы выполнялись с использованием оборудования ЦКП “НАНОСТРУКТУРЫ”.

1. X. Li, J. Li, T. Chen, B. K. Tay, J. Wang, H. Yu, Nanoscale Research Letters 5, 1721 (2010).
2. S.-C. Yang, K. Richter, W.-J. Fischer, Applied Physics Letters, 106, 081112 (2015).
3. Y. Kanamori, T. Ozaki, K. Hane, Optical Review, 21 (5), 723 (2014).
4. K. Seo, M. Wober, P. Steinvurzel, E. Schonbrun, Y. Dan, T. Ellenbogen, K. B. Crozier, Nano Letters 11 (4), 1851 (2011).

ОСОБЕННОСТИ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КИСЛОРОДНЫХ ПРЕЦИПИТАТОВ В КРЕМНИИ

Данилов Д. В.*, Лошаченко А. С.*, Вывенко О. Ф.*, Соболев Н. А.**

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

**Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии Наук, Санкт-Петербург, Россия
d.danilov@spbu.ru

Кислородные преципитаты (КП) в кремнии вызывают широкий интерес в силу их возможности собирать на себя внешние металлические примеси, активного применения в SOMOX технологии и потенциальной возможности их применения как источника в светоизлучающих структурах на основе кремния. Несмотря на обширные исследования полного описания электрических свойств КП на данный момент не существует. Связано это в основном с изменяющейся структурой, формой и размеров преципитатов в кремнии в процессе роста [1], в результате чего электрические и люминесцентные свойства также претерпевают значительные изменения [2].

Для характеристики электрических свойств были проведены измерения нестационарной спектроскопии глубоких уровней (DLTS), спектроскопии адмиттанса, а также анализ емкостных характеристик на образцах кремния (n-Cz-Si), имплантированных кислородом с последующими отжигами в интервале температур 700°C – 1100°C. Шоттки барьеры были изготовлены термическим испарением золота в вакуумной камере, омические контакты изготовлены нанесением In-Al эвтектического сплава.

Было установлено, что при всех температурах в образцах присутствует встроенный положительный заряд кислородных преципитатов, уменьшающийся при увеличении температуры отжига. DLTS исследования образцов с высокой температурой отжига (>900°C) показали присутствия как дислокационных DLTS пиков, так и широкой линии, характеризующей состояния больших кислородных преципитатов [3]. Образцы с низкой температурой отжига не показали присутствие широкой полосы преципитатов, однако при этом была обнаружена узкая DLTS линия в районе 0.3 эВ. Подробные исследования данной линии показали её уширение и смещение в область высоких температур при увеличении величины заполняющего импульса. Данное поведение является противоположным эффекту, характеризующему протяженные дефекты [4]. Сопоставив наши данные с результатами просвечивающей электронной микроскопии и проведя расчеты релаксации емкости в присутствии положительного заряда было показано, что такое поведение может быть следствием присутствия положительных многозарядовых центров небольших кислородных комплексов.

Благодарности: Измерения проведены на оборудовании «МРЦ по направлению «Нанотехнологии»» Научного Парка СПбГУ.

1. Vanhellemont J., De Gryse O. and Clauws P., Appl Phys Lett, 2005, 86.
2. Danilov D., Vyvenko O., Loshachenko A., Ber B., Kasantsev D. and Sobolev N., Phys. Status Solidi C, 2017, 14.
3. Danilov D. V., et al., Solid State Phenom, 2015, 242, 368-73.
4. Schroter W., Kronewitz J., Gnauert U., Riedel F. and Seibt M., Phys Rev B, 1995, 52.

ТОНКИЕ СЛОИ КРЕМНИЯ, ЛЕГИРОВАННЫЕ ВИСМУТОМ, ДЛЯ ДЕТЕКТИРОВАНИЯ СПИНОВОГО ТРАНСПОРТА

Деточенко А. П., Ежевский А. А., Сухоруков А. В., Гусейнов Д. В., Конаков А. А.,
Денисов С. А., Чалков В. Ю., Шенгуров В. Г.

*Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского,
Нижний Новгород, Россия,
DetochenkoSasha@mail.ru*

В настоящее время кремниевая спинтроника имеет ряд важных теоретических и экспериментальных результатов, указывающих на возможность генерации и электрического детектирования спиновых токов. Так в кремнии р-типа, легированном бором был экспериментально [1] измерен угол спинового эффекта Холла (СЭХ) ($\alpha = 0.0001$) одного порядка с тем, что был найден в арсениде галлия, а в теоретической работе [2] предсказано наиболее высокое для кремния значение угла спинового эффекта Холла (СЭХ) ($\alpha = 0.03$) в материале р-типа, но дополнительно легированном висмутом.

В образцах объемного монокристаллического кремния, легированного висмутом ($N_d = 10^{13} - 10^{16} \text{ см}^{-3}$), нами наблюдался СЭХ на фоне нормального эффекта Холла. Магнитное поле нарушает баланс между процессами с переворотом спинов вверх и вниз, в результате чего возникает дополнительная поляризация, которая проявляется в виде кубической зависимости сопротивления Холла от внешнего магнитного поля. Характер экспериментальной зависимости при исключении нормального эффекта хорошо описывается моделью, учитывающей процессы с переворотом спинов [3, 4]. Найденные значения угла СЭХ в максимуме зависимости ($\alpha = 0.003$) хорошо согласуются со значениями, полученными в работе [2] для кремния п-типа.

Наиболее прямым способом детектирования спинового транспорта в кремнии является метод спиновой «накачки», но для его эффективного использования необходимы структуры с толщиной не более длины спиновой диффузии. Получение тонких пленок кремния, легированных висмутом, является технологически трудной задачей. Нами для получения такой структуры был использован метод МЛЭ. В качестве источников кремния и висмута были использованы КЭФ-0.005 и металлический Вi, нагреваемые пропусканием тока до температур 1260-1350°C и 400°C, соответственно. Слои выращивались на подложке Si (100) марок КДБ-12-500. Температура роста составляла 200 - 400°C. Толщина слоев составляла 0,5 – 2 мкм.

В таких структурах был обнаружен СЭХ, что подтверждает принципиальную возможность получения тонких слоев кремния, легированного висмутом, для проведения измерений по методике [1].

1. K. Ando and E. Saitoh, Nat. Commun. **3**, 629 (2012).
2. H. Tetlow and M. Gradhand, PRB **87**, 075206 (2013)
3. A.V. Soukhorukov, D.V. Guseinov, A.V. Kudrin, S.A. Popkov, A.P. Detochenko, A.V. Koroleva, A.A. Ezhevskii, A.A. Konakov, N.V. Abrosimov and H. Riemann, Sol. State Phenom. **242**, 327 (2016)
4. A.A. Ezhevskii, A.P. Detochenko, A.V. Soukhorukov, D.V. Guseinov, A.V. Kudrin, N.V. Abrosimov and H. Riemann, J. Phys. Conf. Ser. **816**, 012001 (2017)

ЭЛЕКТРОННЫЕ СВОЙСТВА ЛОВУШЕК НОСИТЕЛЕЙ ЗАРЯДА В ПОЛЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОТЕНЦИАЛА ДИСЛОКАЦИЙ

Бондаренко А.С., Вывенко О.Ф.

Санкт-Петербургский государственный университет,
г. Санкт-Петербург, Россия
anton.bondarenko@spbu.ru

В одной из первых работ по исследованию электронных свойств протяженных дефектов в кремнии методом нестационарной емкостной спектроскопии глубоких уровней (DLTS) [1] была предложена модель, согласно которой все электронные состояния могут быть разделены на две группы: 1) локализованные состояния точечных дефектов, сегрегированных вблизи протяженного дефекта; 2) зоноподобные состояния, обусловленные атомной структурой протяженного дефекта. Эта модель обрела широкое распространение, поскольку она может качественно объяснить наблюдаемое уширение DLTS пиков с низкотемпературной стороны с увеличением степени заполнения электронных состояний дефекта. Классическим примером для демонстрации зоноподобного поведения являются пластинчатые преципитаты NiSi_2 в кремнии. Труднообъяснимыми с точки зрения модели зоноподобных состояний остаются природа подзон в запрещенной зоне кремния, а также известный для пластинчатых преципитатов переход от зоноподобного поведения к поведению локализованного состояния в результате отжига, сопровождаемого трансформацией формы преципитата из пластинчатой в более глобулярную [2]. С другой стороны, известно, что пластинчатый преципитат обязательно окружен дислокационной петлей, создающей вокруг себя поле механических напряжений. Мы полагаем, что именно эта дислокация и является причиной зоноподобного поведения ловушек носителей заряда преципитата. Наше предположение подкрепляется результатами работ [3], в которых наблюдалось зоноподобное поведение и эффект Пула-Френкеля у электронных состояний чистых дислокационных сеток на интерфейсе сращенных кремниевых пластин. Зоноподобное поведение такой системы может быть объяснено эмиссией носителей заряда с моноэнергетического уровня, находящегося в суперпозиции полей притягивающего деформационного потенциала дислокации и электростатического потенциала собственного заряда дислокации [4]. В данной работе, мы численно моделируем термоэмиссию носителей с ловушек в деформационном потенциале дислокации, окружающей пластинчатый преципитат, в различных стадиях трансформации его формы для оценки возможности объяснения перехода от зоноподобного к локализованному поведению в рамках предложенной модели.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 17-72-10119.

1. W. Schröter, J. Kronewitz, et al., Phys. Rev. B 52, 13726 (1995).
2. F. Riedel and W. Schröter, Phys. Rev. B 62, 7150 (2000).
3. M. Trushin and O. F. Vyvenko, Solid State Phenom. 205-206, 299 (2013).
4. A. Bondarenko, O. Vyvenko, J. Electron. Mater. (2018). doi:10.1007/s11664-018-6212-y

ТРАНСФОРМАЦИЯ ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ НАНОСЛОЕВ ОЛОВА НА КРЕМНИИ ПРИ ИХ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ В ВАКУУМЕ

Садчиков А.С.¹, Чувенкова О.А.¹, Тонких А.А.², Овсянников Р.³, Парина Е.В.¹,
Коюда Д.А.¹, Турищев С.Ю.¹

¹Воронежский государственный университет, Воронеж, Россия,
pereverzev-a-ya@mail.ru

²OSRAM Opto Semiconductors, Регенсбург, Германия

³Гельмгольц Центр Берлин, Берлин, Германия

Процессы переноса заряда в наноструктурах на основе кремния и олова в значительной степени определяются степенью окисления и стехиометрическим составом фаз, а также микроструктурой слоев, концентрацией вакансий и другими факторами, которые во многом зависят от условий получения и их последующей обработки. Так, высокотемпературный отжиг в сверхвысоком вакууме может вызывать перераспределение кислорода между оловом и кремнием и, таким образом, привести к изменению электрофизических свойств нанослоистых структур, что также крайне важно для их технологического применения.

Исследованные образцы были получены методом молекулярно-пучковой эпитаксии на подложке Si (001). На предварительно очищенных и высушенных подложках с десорбированным термическим оксидом в сверхвысоковакуумной камере методом электронно-лучевого испарения был выращен 50 нм буферный слой кремния, на который из эффузионной ячейки наносилось 5 монослоев олова. Для определения электронной и атомной структуры полученных гетероструктур использовались методы XANES и XPS. Исследования проводились на синхротронах SRC (Стоутон, США) и BESSY-II (Берлин, Германия). С целью трансформации эпитаксиального слоя олова, после выдержки образцов в лабораторных условиях нами был проведен in-situ сверхвысоковакуумный отжиг в течении 10 минут при 800 С.

Исследования показывают, что рост нанослоя олова не приводит к заметному межатомному взаимодействию на гетерогранице нанослой Sn – эпитаксиальный буфер c-Si. Показано, что не происходит заметных искажений электронно-энергетического спектра на интерфейсе олово-кислород. Однако высокотемпературный сверхвысоковакуумный отжиг ведет за собой фазовую перестройку поверхностных слоев, что сопровождается перераспределением атомов кислорода от атомов олова вглубь структуры к кремнию. Это приводит к полному окислению поверхности буферного слоя монокристаллического кремния и восстановлению 5 монослоев исходного субоксида SnO_{2-x} до металлического олова, демонстрируя гибкость в управлении процессами окисления эпитаксиальных слоев олова на кремнии.

Работа выполнена при поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации (в рамках государственного задания ВУЗам в сфере научной деятельности на 2017–2020 гг. – проект № 16.8158.2017/8.9 и при финансовой поддержке РФФИ и правительства Воронежской области в рамках научного проекта № 16-42-360612 р а.

Авторы работы выражают благодарность Директору и администрации Гельмгольц Центра Берлин, а также Координаторам Российско-Германской лаборатории и каналов синхротрона BESSY II Гельмгольц Центра Берлин.

ЭВОЛЮЦИЯ АТОМНОГО, ЭЛЕКТРОННОГО СТРОЕНИЯ И СОСТАВА МНОГОСЛОЙНЫХ НАНОПЕРИОДИЧЕСКИХ СТРУКТУР, СОДЕРЖАЩИХ НАНОЧАСТИЦЫ КРЕМНИЯ ПРИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ МОДИФИКАЦИИ

¹Коюда Д.А., ¹Турищев С.Ю., ¹Терехов В.А., ¹Паринова Е.В., ²Ершов А.В.,
¹Агапов Б.Л., ¹Куликова Т.В., ¹Зинченко Е.Н., ³Овсянников Р., ¹Домашевская Э.П.

¹Воронежский государственный университет, Воронеж, Россия

²Нижегородский государственный университет, Нижний Новгород, Россия

³Helmholtz-Zentrum Berlin, Берлин, Германия

koyuda@phys.vsu.ru

В работе изучены вопросы эволюции атомного, электронного строения и состава, а также эффективности контролируемого формирования массивов кремниевых наночастиц на основе детальных исследований многослойных нанопериодических структур $a\text{-SiO}_x/\text{SiO}_2$, $a\text{-SiO}_x/\text{Al}_2\text{O}_3$ и $a\text{-SiO}_x/\text{ZrO}_2$. Такие системы являются перспективными объектами с точки зрения формирования массивов кремниевых нанокристаллов с видимой фотолюминесценцией при комнатной температуре. С применением синхротронного метода XANES (спектроскопия ближней тонкой структуры краев рентгеновского поглощения, установки "мегасайенс" синхротрона BESSY II Гельмгольц Центра Берлин и SRC Университета Висконсин-Мэдисон) продемонстрировано, что уже исходные неотожженные многослойные нанопериодические структуры всех трех типов содержат элементарный, но неупорядоченный, кремний, по крайней мере в слоях, сопоставимых с глубиной информативного слоя ($\sim 65\text{ нм}$). Обнаружена модификация исследованных структур под влиянием высокотемпературного отжига при максимальной температуре 1100°C , объясняемая образованием наночастиц кремния в слоях светоизлучающих многослойных структур. Происходит упорядочение в расположении атомов кремния исследуемых слоев МНС с образованием нанокристаллов Si, для которых характерна интенсивная размернозависимая фотолюминесценция. Показано, что наиболее эффективными структурами, с точки зрения формирования пс-Si, являются МНС типа $a\text{-SiO}_x/\text{Al}_2\text{O}_3$.

Проведены исследования структур типа $a\text{-SiO}_x/\text{ZrO}_2$ и $a\text{-Si}/\text{ZrO}_2$ синхротронными методами XANES и фотоэлектронной спектроскопии, а также методами рентгеновской дифракции, атомно-силовой и растровой электронной микроскопии. В структурах отожженных в интервале температур $500 - 900^\circ\text{C}$ отмечается вероятное образование нанокластеров Si. Установлено наличие субоксида кремния в слоях $a\text{-Si}$ наноструктур $a\text{-Si}/\text{ZrO}_2$, природа которого связана с присутствием кислорода в остаточной атмосфере на этапе формирования. В целом, в структурах типа $a\text{-SiO}_x/\text{ZrO}_2$ и $a\text{-Si}/\text{ZrO}_2$ после термической обработки при 1100°C показано возможное формирование нанокристаллов Si. Однако, под действием максимально высокой температуры отжига 1100°C , в структурах $a\text{-SiO}_x/\text{ZrO}_2$ происходит буквально «отщелкивание» верхнего закрывающего слоя ZrO_2 . При этой температуре в структурах $a\text{-Si}/\text{ZrO}_2$ вероятно заметное разрушение нанослоев, что сопровождается доокислением $a\text{-Si}$ и формировании силицида циркония.

Исследования выполнены при поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации (в рамках государственного задания ВУЗам в сфере научной деятельности на 2017–2020 гг. – проект № 16.8158.2017/8.9.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПАРАМЕТРОВ КРЕМНИЯ НА СТАБИЛЬНОСТЬ ПРИМЕСИ МАГНИЯ

Шуман В.Б.¹, Лодыгин А.Н.¹, Порцель Л.М.¹, Абросимов Н.В.²,
Астров Ю.А.¹

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

²Leibniz Institute for Crystal Growth, Berlin, Germany

Shuman@mail.ioffe.ru

Магний в кремнии является двойным донором, занимая межузельные положения в решетке, Mg_i [1,2]. В работах [2,3] было обнаружено уменьшение концентрации Mg_i в образцах, хранившихся при комнатной температуре. Так, оптические измерения образцов показали, что после 19 месяцев хранения содержание магния снизилось в 2.5 раза, после 49 месяцев – в 6 раз; В качестве причины нестабильности авторы предполагали преципитацию и взаимодействие с другими примесями.

Цель настоящей работы – исследовать влияние параметров кремния на стабильность введенной примеси магния. Образцы Si:Mg изготавливались “сэндвич”-методом (напыление Mg чистотой 99,995%, диффузия в запаянных ампулах в среде инертного газа при высоких температурах). Охлаждение ампул проводилось в струе сжатого воздуха – в отличие от [2,3], где образцы после диффузии сбрасывались в жидкий азот.

Сравнение спектров поглощения, эффекта Холла и 4-зондовых измерений вскоре после термообработки и после длительного хранения при комнатной температуре показало:

а) если исходным материалом был особо чистый p -Si ($\rho_{исх}=2\times 10^3$ Ом·см, содержание кислорода $<1.5\times 10^{14}$ см⁻³, углерода $<5\times 10^{14}$ см⁻³), то изменение спектров поглощения образцов не наблюдалось в течение 23 и 40 месяцев [4].

б) если исходным материалом был p -Si с $\rho_{исх}=3.1\times 10^3$ Ом·см, содержание кислорода $\sim 1.1\times 10^{16}$ см⁻³, то через 31 месяц концентрация Mg_i , измеренная по спектрам поглощения, снизилась на 15% [4], а в других образцах по измерениям эффекта Холла и 4-зондовым методом, снизилась от 15% до 50%, что гораздо меньше, чем в [2,3].

Кроме того, обнаружено, что медленное охлаждение после диффузии (вместе с печью) снижает содержание Mg_i в образцах примерно на 2 порядка.

Предварительные эксперименты по отжигу образцов Si:Mg при температурах ≥ 500 °C показали экспоненциальное уменьшение проводимости образцов во времени. При этом в случае исходных образцов высокого качества постоянная времени процесса доходит до десятков часов, что во много раз больше, чем у образцов, содержащих значительные концентрации кислорода и углерода.

Совокупность полученных данных позволяет сделать вывод, что использование соответствующего исходного материала и выбор оптимальной скорости охлаждения позволяет получать Si:Mg со стабильными характеристиками.

1. R.K. Franks and J.B. Robertson. Solid St. Comm. 5, 479 (1967).
2. L.T. Ho and A.K. Ramdas. Phys. Rev. B 5, 462 (1972).
3. L.T. Ho. Phys. Stat. Sol. (A) 28, K73 (1975).
4. Yu.A. Astrov, V.B. Shuman, L.M. Portsel, A.N. Lodygin, S.G. Pavlov, N.V. Abrosimov, V.N. Shastin, and H.-W. Hübers. Phys. Stat. Sol. A 214, 1700192 (2017).

ИССЛЕДОВАНИЕ СИСТЕМЫ $\text{Ag}_2\text{SnS}_3\text{-AgSbS}_2$

Мамедов Ш.Г., Курбанова Р.Д., Мамедова Ф.М.

*Институт Катализа и Неорганическая химии им. академик М.Ф.Нагиева
Национальной АН Азербайджана, Республика Азербайджан, Баку,
msharafat@list.ru*

Исследование новых функциональных материалов является важнейшим фактором развития современной науки и техники. Тиостаннаты серебра относятся к числу важных функциональных материалов техники. Халькостаннаты серебра широко используются перспективными функциональных материалов с обладающих полупроводниковыми, термоэлектрическими и фотоэлектрическими свойствами [1,2]. Соединение Ag_2SnS_3 характеризуются конгруэнтным плавлением при 936К и имеет моноклинная сингонии: Пр.г, $R\bar{3}m$ $a=6.27 \text{ \AA}$, $b=5.793 \text{ \AA}$, $c=13.719 \text{ \AA}$, $\beta=93.27^\circ$ [3]. AgSbS_2 имеет моноклинную сингонию с параметрами $a=12.861 \text{ \AA}$, $b=4.409 \text{ \AA}$, $c=13.282 \text{ \AA}$, $\beta=98.21^\circ$ [4].

В связи с практической ценностью материалов на основе халькогенидов серебра возникает необходимость более глубокого изучения их взаимодействия. Сплавы систем синтезировались из лигатур ампульно методом в вертикальной печи. Максимальная температура синтеза сплавов 1140К. Синтез продолжались 4 часа с применением механический перемешания проводили медленное охлаждения. Отжиг сплавов системы $\text{Ag}_2\text{SnS}_3\text{-AgSbS}_2$ проводили в вакуумированных и заполненных кварцевых ампулах 500-700К 300 час. Отожженные образцы закаляли в холодный воде. Взаимодействие в системах $\text{Ag}_2\text{SnS}_3\text{-AgSbS}_2$ изучали методами дифференциально-термического (ДТА), рентгенофазового (РФА), микроструктурного (МСА) анализов, а также измерением микротвердости и определением плотности.

Для исследования системы $\text{Ag}_2\text{SnS}_3\text{-AgSbS}_2$ было синтезировано 12 сплавов. По данным ДТА, РФА и МСА построили фазовых диаграмм разрезы $\text{Ag}_2\text{SnS}_3\text{-AgSbS}_2$. Разрез является квазибинарным сечением квазитройной системы $\text{Ag}_2\text{S-SnS}_2\text{-Sb}_2\text{S}_3$ и относится к эвтектическому типу. В системе $\text{Ag}_2\text{SnS}_3\text{-AgSbS}_2$ наблюдаются две изотермические линии (653,700К). Изотермические линия 700К-эвтектической температур. Состав эвтектики, определенный построением треугольника Таммана, отвечает составу 30 мол% Ag_2SnS_3 и температуре 700К. Изотермические линия 653К соответствуют полиморфному превращению соединение AgSbS_2 . Для определения границ твердых растворов были синтезированы сплавы 98,95,93,91.90 моль%. исходных компонентов. Эти сплавы отжигались в течение 350 час 650 и 450К и затем закалялись. После тщательно изучения микроструктуры этих сплавов определялись границы растворимости. При комнатный температуре на основе Ag_2SnS_3 граница растворимости составляет 7мол% AgSbS_2 . Твердых растворы на основе AgSbS_2 при эвтектической температуре (700К) доходят до 15 мол%. С уменьшением температуры граница растворимости сужается и при 300К составляет 10 мол% Ag_2SnS_3 .

1. M.B.Babanly, Y.A.Yusibov, V.T.Abishev, Ternary chalcogenides based on copper and silver. BSU Publ., 1993, 342 p.
2. E.Belandria, B.J.Fernandez, Temperature Dependence of the Optical Absorption of the Ternary Compound Ag_2SnS_3 , Jpn.App.Phys, Vol.39, pp.293-295, 2000
3. Kokhan O.P. Thesis, Uzhgorod State University, Uzhgorod,1996
4. Miargyrite AgSbS_2 //c 2001-2005 Mineral Data Publishing, version 1/ handbookofmineralogy.org/pdfs/miargyrite.pdf

ОБРАЗОВАНИЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ЦЕНТРОВ В МОНОКРИСТАЛЛАХ КРЕМНИЯ

Таланин В.И., Таланин И.Е.

*Институт экономики и информационных технологий,
Запорожье, Украина
v.i.talanin@mail.ru*

В последнее время твердо установлено, что образование преципитатов начинается вблизи температуры кристаллизации, а образование дислокационных петель или микропор начинается при значительно более низких температурах и определяется температурными условиями роста (скоростью роста кристалла, температурными градиентами в кристалле) [1]. Преципитаты являются первичными структурными несовершенствами, которые определяют всю дефектную структуру кристалла.

Такое понимание процессов дефектообразования позволяет по новому взглянуть на проблему образования электрически активных центров в кремнии после термических термообработок различной продолжительности в температурном интервале 550-1350 К. Существует много модельных представлений об образовании различных видов электрически активных центров (термодоноры-I, термодоноры-II, термоакцепторы). Их образование связывается, в основном, с начальными стадиями преципитации кислорода в кремнии [2]. Однако два факта противоречат этим модельным представлениям. Во-первых, преципитатная структура в кристалле уже образовалась во время роста кристалла, а, во-вторых образование новых преципитатов маловероятно, что показывает решение с использованием модели Власова для кристаллов [3].

Общеизвестно, что процесс преципитации происходит в кристалле в три этапа (зародышеобразование, рост, коалесценция). Интерес представляет стадия коалесценции, когда часть преципитатов с размерами больше некоторых критических размеров растет, а часть преципитатов с размерами меньше некоторых критических размеров – растворяется. В зависимости от тепловых условий роста кристалла стадия коалесценции может начинаться в широком диапазоне температур от $T \sim T_m - 20K$ до $T \sim T_m - 300K$ [4]. Следовательно, при комнатной температуре кристалл находится на стадии коалесценции примеси. При проведении термических обработок стадия коалесценции активируется и за образование электрических центров несут ответственность преципитаты, которые растворяются. Следовательно, образование электрических центров обусловлено не процессами роста преципитатов, а процессами их растворения. Такая направленность процессов в кристалле согласуется с теоретическими и экспериментальными воззрениями на дефектообразование.

1. V.I. Talanin, I.E. Talanin. The formation of structural imperfections in semiconductor silicon. Newcastle: Cambridge Scholars Publishing, 2018, 270 p.
2. R.C. Newman. "Oxygen diffusion and precipitation in Czochralski silicon". J.Phys.:Condens.Matter 12 (2000): R335-R365.
3. V.I. Talanin, I.E. Talanin. "Complex formation in semiconductor silicon within the framework of the Vlasov model of a solid state". Physics of the Solid State, 2016, 58: 2050-2054.
4. V.I. Talanin, I.E. Talanin. "Kinetic model of growth and coalescence of oxygen and carbon precipitates during cooling of as-grown silicon crystals". Physics of the Solid State, 2011, 53: 119-126.

ИЗУЧЕНИЕ ДИНАМИКИ ФОРМИРОВАНИЯ ОДНОДОМЕННОЙ СТРУКТУРЫ ВИЦИНАЛЬНОЙ ПОВЕРХНОСТИ Si(100)

Есин М.Ю., Никифоров А.И., Тимофеев А.А.

*Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН,
г. Новосибирск, Россия
yesinm@isp.nsc.ru*

Как известно, на вицинальной реконструированной поверхности Si(100) могут присутствовать как моноатомные ступени (двухдоменная поверхность), так и двойные ступени (однодоменная поверхность) [1]. Влияние угла разориентации и условий роста на различие между скоростями движения ступеней является нетривиальной задачей, которая решается путем рассмотрения кинетики и термодинамики стабильности однослойных и двухслойных ступеней [2, 3]. Кинетический критерий для стабильности однослойных ступеней при незначительно раориентированной поверхности Si(100) решается на основе количественного рассмотрения комбинации процессов поверхностной диффузии и анизотропии кинетики роста. Ранее было показано [4, 5], что в области относительно низких температур увеличение температуры способствует формированию однодоменной поверхности, а в области высоких температур – двухдоменной. Зависимость отношения максимумов интенсивностей рефлексов от скорости роста очень слабая при малых скоростях и резко возрастает при достижении некоторого характерного значения скорости роста.

В данной работе исследовалась динамика доменной структуры вицинальной поверхности Si(100) методом дифракции быстрых электронов в процессе молекулярно-лучевой эпитаксии. Исследования динамики перехода исследовалось ранее авторами работ [6, 7], где основное внимание было уделено на разориентацию пластин Si(100). В нашей работе проведены исследования влияния на динамику перехода условий предварительного отжига. Показано, что при большем времени отжига переход от двухдоменной к однодоменной поверхности происходит быстрее. Наоборот, переход от однодоменной к двухдоменной при увеличении времени отжига или увеличении температуры отжига происходит медленнее.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научных проектах № 17-32-50105 «мол_нр» и № 16-29-03292 «офи_м»

1. Aizaki N. and Tatsumi T. Surface Science. 1986. V. 174. C. 658.
2. Alerhand O.L., Vanderbilt D., et al. Phys. Rev. Lett. 1988. V. 61. P. 1973.
3. Stoyanov S. Europhys. Lett. 1990. V.11. P. 361.
4. Есин М.Ю., Никифоров А.И., и др. Изв. вузов. Физика. 2017. Т. 60. № 11. С. 13.
5. Есин М.Ю., Эрвье Ю.Ю. и др. Изучение формирования ступенчатой поверхности Si(100) при молекулярно-лучевой эпитаксии. Изв. вузов. Физика. 2018. (в печати)
6. Sakamoto K., Miki K. et al. Thin Solid Films, 1989, V. 183, P. 229.
7. Sakamoto K., Sakamoto T. et al. Journal of the Electrochemical Society, 1989, V. 136, No. 9, P. 2705.

ГЕТЕРОСТРУКТУРЫ В ШИРОКОЗОННЫХ МАТРИЦАХ AlAs И GaP, СФОРМИРОВАННЫЕ НА КРЕМНИЕВОЙ ПОДЛОЖКЕ

Абрамкин Д.С.^{1,2}, Петрушков М. О.¹, Емельянов Е.А.¹, Пулято М.А.¹,
Семягин Б.Р.¹, Есин М.Ю.¹, Лошкарев И.Д.¹, Гутаковский А.К.^{1,2},
Преображенский В.В.¹, Шамирзаев Т.С.^{1,2}

¹Институт физики полупроводников СО РАН,
г. Новосибирск, Россия

²Новосибирский государственный университет,
г. Новосибирск, Россия
demid@isp.nsc.ru

Уже несколько десятилетий кремний является основой для построения приборов обработки информации в «электронной» форме. Однако, несмотря на неослабевающий интерес мировой научной общественности, проблема создания встроенных в кремниевые микросхемы эффективных приборов для преобразования сигнала из электронной формы в оптическую до сих пор не решена. Интеграция эффективных оптоэлектронных устройств в кремниевые микросхемы позволила бы резко ускорить обмен информацией как между отдельными ядрами процессора внутри микросхемы, так и между независимыми устройствами, связанными друг с другом оптическими линиями связи [1]. На данный момент наиболее эффективными твердотельными излучателями являются низкоразмерные гетероструктуры с квантовыми ямами (КЯ) и квантовыми точками (КТ) на основе материалов АЗ-В5. Из всех гетеросистем АЗ-В5/Si наиболее интересными являются системы (1) GaAs/Si, позволяющая надеется на интеграцию в кремневую технологию уже разработанных оптоэлектронных приборов на основе GaAs-технологии, и (2) GaP/Si, характеризующаяся относительно низким рассогласованием параметров решетки (<0.5%).

Первой из решаемых нами задач была отработка технологии получения GaAs/Si и GaP/Si гибридных подложек. Обнаружено, что внедрение дислокационных фильтров в виде слоёв низкотемпературного (200°C) GaAs и AlP/GaP сверхрешёток а также проведение *in situ* и послеростовых отжига позволяет снизить плотность прорастающих дислокаций в гибридных структурах до $10^6 \div 5 \times 10^6 \text{ см}^{-2}$. Второй решаемой задачей было получение и исследование свойств InAs/AlAs и GaAs/GaP гетероструктур с КЯ и КТ, сформированных на гибридных GaAs/Si и GaP/Si подложках, соответственно. Показано, что основным фактором, ограничивающим эффективность люминесценции гетероструктур, является высокая концентрация дефектов - центров безызлучательной рекомбинации, формирующихся в слоях AlAs и GaP, при эпитаксии на подложках GaAs/Si и GaP/Si с высокой степенью шероховатости поверхности. Дальнейшие усилия будут направлены на получение гибридных подложек с более гладкой поверхностью и исследование гетероструктур с КЯ и КТ, сформированных на таких подложках.

Работа поддержана РНФ (проект 17-72-10038).

1. A. Rickman, Nature Photon. 8, 579 (2014).

ЭЛЕКТРОННОЕ ОБЛУЧЕНИЕ КРЕМНИЕВЫХ ДИОДНЫХ ОБОСТРИТЕЛЕЙ ПИКОСЕКУНДНОГО ДИАПАЗОНА

Брылевский В.И., Брунков П.Н., Гуткин А.А., Иванов М.С., Подольская Н.И.,
Смирнова И.А., Родин П.Б., Грехов И.В.

ФТИ им.А.Ф. Иоффе,
Санкт-Петербург, Россия
irina.smirnova@mail.ioffe.ru

Кремниевый диодный обостритель представляет собой высоковольтную p^+-n-n^+ или $p^+-p-n-n^+$ структуру, пикосекундное лавинное переключение которой инициируется быстросрастающим импульсом обратного напряжения [1] и зависит от типа $p-n$ -перехода и спектра глубоких уровней в n -базе [2]. Диодный обостритель формирует на нагрузке последовательные одиночные киловольтные импульсы с крутым (>10 кВ/нс) передним фронтом. Увеличение частоты повторения представляет собой важную практическую задачу, исследованную в нашем сообщении. Ключом к ее решению является уменьшение времени жизни неосновных носителей в базе.

При изготовлении структур диодных обострителей традиционно используется высококачественный кремний с временем жизни ~ 10 мкс. Уменьшение времени жизни в с 7 мкс до 0.7 мкс и ~ 100 нс проводилось электронным облучением с энергией $E = 900$ кэВ и дозой 10^{15} см $^{-2}$ и 10^{16} см $^{-2}$. Емкостная спектроскопия глубоких центров выявляет возникновение глубоких центров, отсутствующих в структуре до облучения. Концентрация этих центров достигает 10^{13} см $^{-3}$. Для регистрации сверхбыстрого высоковольтного переключения применялась специально разработанная измерительная установка, позволяющая одновременно измерить напряжение на приборе и ток с временным разрешением не хуже 50 пс [3]. Влияние созданных электронным облучением рекомбинционных центров на основные параметры сверхбыстрого лавинного переключения структуры экспериментально не обнаруживается. Численное моделирование переключения прибора в режиме последовательных импульсов позволило установить зависимость напряжения переключения от частоты повторения. Моделирование подтверждает предположение о том, что ограничение на частоту повторения связано с тем, что избыточная концентрация неравновесных носителей, созданных предыдущим переключением, препятствует сверхбыстрому переключению прибора. Показано, что уменьшение времени жизни неосновных носителей от 7 мкс до 100 нс позволяет увеличить рабочую частоту с 20 кГц до 100 кГц без ухудшения времени и напряжения переключения.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 17-08-01559).

1. Грехов И.В., Кардо-Сысоев А.Ф., Формирование субнаносекундных перепадов тока при задержке пробоя кремниевых p - n переходов, Письма в ЖТФ, т. 5(15), 950–953, (1979)
2. V. Brylevskiy, I. Smirnova, A. Gutkin, P. Brunkov, P. Rodin, I. Grekhov, Delayed avalanche breakdown of high-voltage silicon diodes: Various structures exhibit different picosecond-range switching behavior, J. Appl. Phys., **122**, 185701 (2017), <https://doi.org/10.1063/1.5004524>
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 в ЖТФ, т. 40(8), 80-87 (2014)

РАСПРЕДЕЛЕНИЕ КОНЦЕНТРАЦИИ АДАТОМОВ И ПОВЕРХНОСТНЫХ ВАКАНСИЙ НА ЭКСТРЕМАЛЬНО ШИРОКИХ ТЕРРАСАХ ПОВЕРХНОСТИ Si(111) В ПРОЦЕССЕ СУБЛИМАЦИИ

Рогило Д. И.,¹ Пономарёв С. А.,^{1,2} Федина Л. И.,¹ Щеглов Д. В.,¹
Латышев А. В.^{1,2}

Институт физики полупроводников им. А. В. Ржанова СО РАН,
Новосибирск, Россия,
Новосибирский государственный университет,
Новосибирск, Россия,
rogilo@isp.nsc.ru

Методами *in situ* сверхвысоковакуумной отражательной электронной микроскопии (СВВ ОЭМ) и *ex situ* атомно-силовой микроскопии изучено распределение концентрации адатомов $n(r)$ на экстремально широких круглых террасах поверхности Si(111) (диаметром ~ 100 мкм), быстро охлаждённых ($\sim 400^\circ\text{C}/\text{с}$) от температур сублимации в интервале ($T=1020\text{--}1110^\circ\text{C}$). На основе полученных экспериментально зависимостей $n(r)$ и времён жизни адатомов до десорбции определено, что при увеличении температуры от 1020°C до 1110°C длина диффузии адатома уменьшается от 60 мкм до 22 мкм, а коэффициент поверхностной диффузии увеличивается от $85\text{ мкм}^2/\text{с}$ до $125\text{ мкм}^2/\text{с}$, соответственно. На основе этих данных определена энергия десорбции адатома $\epsilon_{des} \approx 3.6$ эВ и энергия активации поверхностной диффузии $\epsilon_{dif} \approx 1.1$ эВ.

В интервале $T=840\text{--}1110^\circ\text{C}$ измерена температурная зависимость равновесной концентрации адатомов $n_{eq}(T)$ на террасах поверхности Si(111) шириной ~ 1 мкм. Экспериментально показано, что n_{eq} монотонно растёт с температурой от 0.08 БС при 840°C до 0.20 БС при 1110°C (1 БС = $1.56 \times 10^{15}\text{ см}^{-2}$), что соответствует энергии формирования адатома $\epsilon_{ad} \approx 0.4$ эВ. Хотя полученные значения ϵ_{ad} , ϵ_{des} и ϵ_{dif} существенно отличаются от предыдущих оценок, их линейные комбинации $\epsilon_{dif} + \epsilon_{ad} \approx 1.5$ эВ и $\epsilon_{des} - \epsilon_{dif} \approx 2.6$ эВ хорошо согласуются с наиболее прецизионными опубликованными данными (1.53 эВ и 2.56 эВ, соответственно) [1].

Экспериментально получено распределение концентрации доменов сверхструктуры (7×7) $n_{7 \times 7}$, зародившихся при $T=830^\circ\text{C}$ в процессе быстрого охлаждения террасы Si(111) диаметром 100 мкм. С использованием того, что зарождение и стабилизация сверхструктурного домена требует формирования тетравакансии [2], впервые рассчитано распределение концентрации поверхностных вакансий $n_v(r) \sim n_{7 \times 7}^{1/4}(r)$. Показано, что концентрация поверхностных вакансий n_v достигает максимума в центре террасы ($n_v \sim 0.03$ БС) и имеет минимум вблизи моноатомной ступени ($n_v \sim 0.02$ БС), что соответствует энергии формирования адатомно-вакансионной пары ≥ 0.5 эВ.

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП “Наноструктуры” при поддержке *in situ* ОЭМ исследований Российским научным фондом (грант № 14-22-00143) и *ex situ* АСМ анализа Российским фондом фундаментальных исследований (грант № 16-02-00518).

1. A. B. Pang, K. L. Man, M. S. Altman, T. J. Stasevich, et al., *Phys. Rev. B*, **2008**, 77, 115424.
2. W. Shimada, H. Tochihara, T. Sato, and M. Iwatsuki, *Jpn. J. Appl. Phys.*, **2000**, 39, 4408–4411.

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ МОЛЕКУЛЯРНОГО ПУЧКА СЕЛЕНА С АТОМНО-ЧИСТОЙ ПОВЕРХНОСТЬЮ Si(111)

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

Институт физики полупроводников им. А. В. Ржанова СО РАН,
Новосибирск, Россия,
Новосибирский государственный университет, Новосибирск, Россия,
rogilo@isp.nsc.ru

Завершающим этапом подготовки кремниевых подложек к последующему выращиванию эпитаксиальных двумерных халькогенидов переходных металлов обычно является пассивация поверхности кремния атомами халькогена (S, Se, Te). Получение полной и надёжной информации о данной стадии подготовки подложки критически важно для обеспечения высокого структурного совершенства таких эпитаксиальных слоёв. Однако в литературе отсутствуют *in situ* исследования структурных и морфологических трансформаций, происходящих при взаимодействии молекулярного пучка халькогена с атомно-чистой поверхностью кремния.

Методом *in situ* отражательной электронной микроскопии (ОЭМ) показано, что при взаимодействии молекулярного пучка селена с поверхностью Si(111) в интервале температур $T=700\text{--}1200^\circ\text{C}$ возрастает скорость движения моноатомных ступеней в направлении вышележащих террас. Это соответствует травлению поверхности пучком Se и согласуется наблюдением в работе [1] десорбции молекул SiSe_2 с покрытой селеном поверхности Si(111) методом термодесорбционной спектроскопии при $T=600\text{--}800^\circ\text{C}$. Впервые методом *in situ* ОЭМ показано, что при $T<700^\circ\text{C}$ травление поверхности Si(111) переходит от ступенчато-слоевого к двумерно-островковому механизму. Обнаружено, что на эшелонированной поверхности Si(111) периодическое зарождение, разрастание и коалесценция двумерных вакансионных островков между эшелонами ступеней приводит к самоорганизованному формированию террасированной долинообразной морфологии поверхности.

На основе данных, полученных методами *in situ* ОЭМ и ДБЭО, построена фазовая диаграмма структуры поверхности Si(111) — неупорядоченная структура “1×1” либо сверхструктура (7×7) — в координатах температуры подложки T и скорости травления кремния J_{Si} . Обнаружено, что для каждой T в интервале $640\text{--}750^\circ\text{C}$ существует критическая скорость травления J_{Si}^* , выше которой сверхструктура Si(111)-(7×7) переходит в неупорядоченную фазу Si(111)-“1×1”. Данный переход происходит, когда покрытие поверхности селеном достигает 0.25 БС (1 БС= $1.56\times 10^{15}\text{ см}^{-2}$), и на поверхности формируется двумерная фаза селенида кремния [1,2]. В стационарных условиях (баланс потоков Si и Se на/с поверхности) в интервале $T=640\text{--}750^\circ\text{C}$ получена экспериментальная Аррениусовская зависимость $J_{\text{Si}}^*(T) \propto \exp(-2.65\text{ эВ}/kT)$, энергия активации которой соответствует энергии десорбции молекулы SiSe_2 и хорошо согласуется с опубликованными данными, полученными методом термодесорбционной спектроскопии [1].

Работа выполнена в рамках Государственного задания (проект № 0306-2016-0012) с использованием оборудования ЦКП “Наноструктуры”.

1. A. C. Papageorgopoulos and M. Kamaratos, *Surf. Sci.*, **2002**, 504, L191–L195.
2. B.N. Dev, T. Thundat, and W.M. Gibson, *J. Vac. Sci. Technol. A*, **1985**, 3, 946–949.

МНОГОСЛОЙНЫЙ РОСТ КРЕМНИЯ НА ЭКСТРЕМАЛЬНО ШИРОКИХ ТЕРРАСАХ ПОВЕРХНОСТИ Si(111) ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

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

*Институт физики полупроводников им. А. В. Ржанова СО РАН,
Новосибирск, Россия,
Новосибирский государственный университет,
Новосибирск, Россия,
rogilo@isp.nsc.ru*

Методами *in situ* сверхвысоковакуумной отражательной электронной микроскопии (СВВ ОЭМ) и *ex situ* атомно-силовой микроскопии (АСМ) исследована эволюция морфологии поверхности Si(111) в процессе роста кремния на сингулярных экстремально широких террасах (диаметром ~ 100 мкм). Показано, что эпитаксиальный рост кремния в интервале температур подложки $T = 600\text{--}750^\circ\text{C}$ происходит по многослойному механизму. Измерены зависимости среднеквадратической шероховатости поверхности от количества осаждённого кремния $W(\Theta)$. Полученные зависимости хорошо описываются степенной аппроксимацией $W \propto \Theta^\beta$, на основе показателя масштабирования которой (β) выделено три типа морфологической неустойчивости сингулярной поверхности Si(111): $\beta \approx 0.33$ при $T = 600\text{--}650^\circ\text{C}$, $\beta \approx 0.2$ при $T \approx 700^\circ\text{C}$ и $\beta \approx 0.5$ при $T \approx 750^\circ\text{C}$.

В области низких температур ($600\text{--}650^\circ\text{C}$) рост Si/Si(111)–(7×7) характеризуется медленным развитием шероховатости поверхности $W \propto \Theta^{0.33}$, сопровождающимся формированием пирамидальных волн. Показатель масштабирования $\beta \approx 0.33$ и линейность распределения заполненности слоёв $\Theta_i(i)$ соответствуют слабому нарушению баланса между восходящими и нисходящими поверхностными потоками адатомов в условиях эффективной диффузии вдоль краёв ступеней.

В процессе роста кремния при температурах около 700°C наблюдается формирование большого количества произвольно расположенных областей неупорядоченной фазы “1×1” с высокой концентрацией аморфных нанокластеров высотой 0.1 нм. В этих областях происходит зарождение и разрастание дендритных двумерных островков с высотой, равной одному межплоскостному расстоянию (0.31 нм). Периодическое зарождение, разрастание и коалесценция таких островков приводит к медленному ($W \propto \Theta^{0.2}$) формированию дендритных холмов.

При высоких температурах (около 750°C) многослойный рост начинается с быстрого формирования выраженных компактных холмов со слабой огранкой ступеней краями типа $[\bar{1}\bar{1}2]$. На основе анализа ОЭМ и АСМ изображений обнаружено, что наиболее высокие террасы таких холмов обладают неупорядоченной структурой “1×1” с высокой концентрацией аморфных нанокластеров. Полученная экспериментально зависимость $W \approx 0.06 \times \Theta^{0.5}$ указывает на то, что восходящий поток адатомов превышает нисходящий приблизительно на 7%.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (грант № 14-22-00143) с использованием оборудования ЦКП “Наноструктуры.”

О КОЛЕБАНИЯХ ДИСЛОКАЦИИ В КРИСТАЛЛАХ С ВЫСОКИМ БАРЬЕРОМ ПАЙЕРЛСА

Батаронов И.Л., Дежин В.В.

Воронежский государственный технический университет,

Воронеж, Россия

viktor.dezhin@mail.ru

В настоящей работе на основе результатов предыдущих работ [1-3] проведено исследование изгибных колебаний дислокации произвольной ориентации в рельефе Пайерлса. Линия дислокации располагалась вдоль оси Oz . В простейшей модели потенциальная энергия дислокации в рельефе Пайерлса $U_P(\xi) = W_P \sin^2(\pi\xi/a)$, где W_P – барьер Пайерлса, ξ – смещение дислокации из равновесного положения, a – период пайерлсовского рельефа. Для малой амплитуды колебаний, не выводящей дислокацию из долины Пайерлса, можно ограничиться квадратичным по ξ разложением (параболический рельеф), тогда $U_P(\xi) \approx \pi^2 W_P \xi^2 / a^2$. В частности, для дислокации в кремнии при комнатной температуре это применимо.

В случае $k_z = 0$ (k_z – компонента волнового вектора $\vec{k}$ вдоль линии дислокации) уравнение колебаний получаем, приравняв $\text{Re}[\alpha^{-1}(0, \omega)] = 0$, где $\alpha(k_z, \omega)$ – обобщенная восприимчивость дислокации (функция линейного отклика), ω – частота. Тогда $\omega_P^2 = \omega^2 \left(\ln \frac{\omega_t^2}{\omega^2} + \gamma^2 \beta^2 \ln \frac{\omega_l^2}{\omega^2} \right)$. Здесь $\omega_P^2 = \frac{8\pi^3 W_P}{\rho b^2 a^2}$, ρ – плотность вещества кристалла, $\vec{b}$ – вектор Бюргерса дислокации, $\omega_t^2 = c_t^2 k_m^2$, $\omega_l^2 = c_l^2 k_m^2$, c_t и c_l – скорости поперечных и продольных звуковых волн в кристалле, k_m – максимальное волновое число, $\gamma = c_t^2 / c_l^2$, $\beta = \sin \varphi$, φ – угол между линией дислокации и ее вектором Бюргерса. Показано, что и для винтовой и для краевой дислокации имеется одно решение, соответствующее квазилокальным колебаниям дислокации, которые сильно затухают ввиду наличия большой мнимой части в выражении $\alpha^{-1}(0, \omega)$.

Рассмотрены локализованные колебания дислокации в рельефе Пайерлса, не сопровождающиеся излучением упругих волн. Спектр таких колебаний определяется уравнением $\alpha^{-1}(k_z, \omega) = 0$. Получен закон дисперсии локализованных колебаний дислокации в длинноволновом пределе $\omega = c_t k_z \sqrt{1 - \exp\left(-\frac{\omega_P^2}{2(1 - \beta^2)c_t^2 k_z^2}\right)}$. Для чисто краевой дислокации подобного решения не существует.

1. Батаронов И.Л., Дежин В.В., Рошупкин А.М. Изв РАН. Сер. Физическая. 1993. Т. 57. № 11. С. 97-105.
2. Рошупкин А.М., Батаронов И.Л., Дежин В.В. Изв. РАН. Сер. Физическая. 1995. Т. 59, № 10. С. 12-16.
3. Bataronov I.L., Dezhin V.V. J. Phys.: Conf. Ser. 2017. V. 936. 012035.

ВНУТРЕННЕЕ ТРЕНИЕ, ОБУСЛОВЛЕННОЕ РАДИАЦИОННЫМИ ПОТЕРЯМИ ПРИ КОЛЕБАНИЯХ ДИСЛОКАЦИИ В РЕЛЬЕФЕ ПАЙЕРЛСА

Батаронов И.Л., Дежин В.В.

Воронежский государственный технический университет, Воронеж, Россия

viktor.dezhin@mail.ru

На основе результатов работ [1-3] проведено исследование затухания колебаний дислокации произвольной ориентации в рельефе Пайерлса. Предполагалось, что колебания дислокации происходят вблизи дна рельефа. Это выполняется для кристаллов с высоким барьером Пайерлса, в частности для кремния. Линия дислокации располагалась вдоль оси Oz . Потенциальная энергия дислокации в рельефе Пайерлса была записана в виде $U_P(\xi) \approx \pi^2 W_P \xi^2 / a^2$, где W_P – барьер Пайерлса, ξ – смещение дислокации из равновесного положения, a – период пайерлсовского рельефа. Рассмотрено внутреннее трение Q^{-1} , определяющееся радиационными потерями при $k_z = 0$ (k_z – компонента волнового вектора $\vec{k}$ вдоль линии дислокации). Для обобщенной восприимчивости дислокации $\alpha(k_z, \omega)$ в рассматриваемом предельном случае получено

$$\alpha(0, \omega) = \frac{8\pi}{\rho b^2} \frac{1}{\omega_P^2 - \psi(\omega)\omega^2 + i\pi(1 + \gamma^2 \beta^2)\omega |\omega|}$$

вещества кристалла, $\vec{b}$ – вектор Бюргерса дислокации, $\omega_P^2 = 8\pi^3 W_P / (\rho b^2 a^2)$, $\psi(\omega) = \ln(\omega_t^2 / \omega^2) + \gamma^2 \beta^2 \ln(\omega_l^2 / \omega^2)$, $\omega_t^2 = c_t^2 k_m^2$, $\omega_l^2 = c_l^2 k_m^2$, c_t и c_l – скорости поперечных и продольных звуковых волн в кристалле, k_m – максимальное волновое число, $\gamma = c_t^2 / c_l^2$, $\beta = \sin \varphi$, φ – угол между линией дислокации и ее вектором Бюргерса. Для потерь за период колебаний имеем [4]:

$$\Delta W = \pi f^2 \text{Im}[\alpha(\omega)] = \frac{8\pi^2 \sigma^2}{\rho} \frac{\pi(1 + \gamma^2 \beta^2)\omega |\omega|}{[\omega_P^2 - \psi(\omega)\omega^2]^2 + \pi^2(1 + \gamma^2 \beta^2)^2 \omega^4}.$$

Здесь $f = \sigma b$ – амплитуда переменной внешней силы, действующей на дислокацию, σ – внешнее напряжение. Отнеся это выражение к общей колебательной энергии единицы объема $W = \sigma_0^2 / 2\mu$, где σ_0 – амплитуда переменного напряжения в кристалле, μ – модуль сдвига, и обозначая ρ_D – плотность дислокаций, $\theta = \sigma^2 / \sigma_0^2$ – фактор ориентировки, получим выражение

$$Q^{-1} = 16\pi^2 c_t^2 \rho_D \theta \frac{\pi(1 + \gamma^2 \beta^2)\omega^2}{[\omega_P^2 - \psi(\omega)\omega^2]^2 + \pi^2(1 + \gamma^2 \beta^2)^2 \omega^4},$$

определяющее пик внутреннего трения резонансного типа.

1. Батаронов И.Л., Дежин В.В., Рощупкин А.М. Изв РАН. Сер. Физическая. 1993. Т. 57. № 11. С. 97-105.
2. Рощупкин А.М., Батаронов И.Л., Дежин В.В. Изв. РАН. Сер. Физическая. 1995. Т. 59, № 10. С. 12-16.
3. Батаронов И.Л., Дежин В.В. Вестник Воронежского государственного технического университета. 2006. Т. 2. № 8. С. 15-18.
4. Ландау Л.Д., Лифшиц Е.М. Теоретическая физика. Т. V. Статистическая физика. Ч. 1. М.: Физматлит, 2002. 616 с.

ЛАТЕРАЛЬНЫЙ ФОТОВОЛЬТАИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В $\text{Fe}_3\text{O}_4/\text{SiO}_2/\text{Si}$ И $\text{Fe}/\text{SiO}_2/\text{Si}$ СТРУКТУРАХ

Писаренко Т.А.^{1,2}, Балашев В.В.^{1,2}, Викулов В.В.¹, Димитриев А.А.^{1,2},
Коробцов В.В.^{1,2}

¹ИИПУ ДВО РАН, Владивосток, Россия

²ДВФУ, Школа естественных наук, Владивосток, Россия

korobtsov@iacp.dvo.ru

В докладе представлены результаты сравнительного исследования латерального фотовольтаического эффекта (ЛФЭ) в структурах $\text{Fe}_3\text{O}_4/\text{SiO}_2/\text{Si}$ и $\text{Fe}/\text{SiO}_2/\text{Si}$. Пленки Fe_3O_4 и Fe были выращены на подложках $n\text{-Si}(001)$ и $p\text{-Si}(001)$, покрытых ультратонким слоем SiO_2 . Пленки Fe_3O_4 были синтезированы методом реактивного осаждения Fe в атмосфере O_2 при температуре подложки 300°C , тогда как пленки железа формировались испарением Fe в высоком вакууме при температуре подложки 20°C . ЛФЭ был изучен с использованием He:Ne лазера с длиной волны 633 нм и универсального измерительного прибора Keithley-2000. Мощность падающего на образец излучения 2.5 мВт . Диаметр лазерного пучка 60 мкм . Расстояние между алюминиевыми контактами 2 мм .

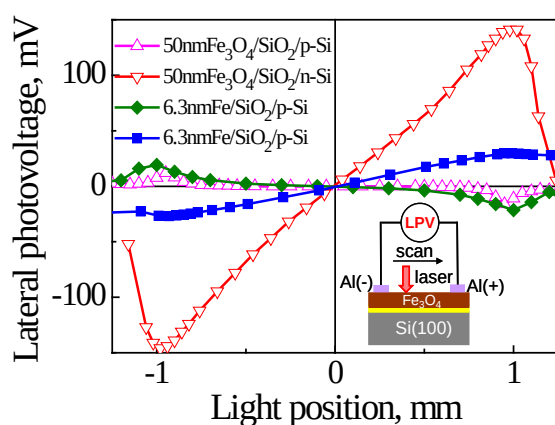


Рис.1. Зависимость латерального фотонапряжения от положения лазерного пучка на поверхности структур $\text{Fe}_3\text{O}_4/\text{SiO}_2/\text{Si}$ и $\text{Fe}/\text{SiO}_2/\text{Si}$ и типа проводимости кремниевой подложки. Вставка показывает схему измерения фотонапряжения

Одной из проблем для устройств на базе ЛФЭ продолжает оставаться оптимизация их чувствительности и времени реакции [1]. В структурах $\text{Fe}_3\text{O}_4/\text{SiO}_2/\text{Si}$ и $\text{Fe}/\text{SiO}_2/\text{Si}$ более высокая чувствительность наблюдается на подложках $n\text{-Si}$, что связывается с формированием инверсионного слоя на границе раздела $\text{SiO}_2/n\text{-Si}$. При этом чувствительность ЛФЭ в структуре $\text{Fe}_3\text{O}_4/\text{SiO}_2/n\text{-Si}$ в 5.4 раза выше, чем в структуре $\text{Fe}/\text{SiO}_2/n\text{-Si}$, что связано с более высокой работой выхода электрона из магнетита. Было найдено, что при смене типа проводимости кремниевой подложки знак фотонапряжения меняется как в структуре $\text{Fe}_3\text{O}_4/\text{SiO}_2/\text{Si}$, так и $\text{Fe}/\text{SiO}_2/\text{Si}$ (рис.1), что связывается с изменением направления встроенного поля. Показано, что соответствие полученных результатов с теорией ЛФЭ [2] достигается лишь с учетом интерфейсных состояний на границе раздела SiO_2/Si .

В структурах $\text{Fe}/\text{SiO}_2/n\text{-Si}$ и $\text{Fe}/\text{SiO}_2/p\text{-Si}$ постоянные времени нарастания и спада одинаковы и составляют 2.7 и 11 мкс , соответственно. Тогда как в структуре $\text{Fe}_3\text{O}_4/\text{SiO}_2/p\text{-Si}$ реакцию системы на периодический сигнал лазера обнаружить не удастся, а в структуре $\text{Fe}_3\text{O}_4/\text{SiO}_2/n\text{-Si}$ восходящий и нисходящий фронты сигнала фотонапряжения имеют разный вид, и время спада (18 мкс) в этой структуре на порядок больше времени нарастания (1.7 мкс).

1. С. Yu, H. Wang, Sensors 10 (2010) 10155-10180
2. J.T. Wallmark, Proc. IRE. 45 (1957) 474-483.

РАФИНИРОВАНИЕ КРЕМНИЯ

Стенин В.В., Стенина Н.А.

МЭИ, Москва, РФ

Steninvv@mail.ru

Существуют многие схемы процесса рафинирования кремния, различные по своей эффективности, стоимости, простоты реализации и т.д. Работы в этом направлении проводились на стендах плазменной техники Центроэнергоцветмет на ПХМЗ в г. Подольске. Печь для рафинирования (рис. 1) состояла из двух элементов: внешнего графитового корпуса (2) и внутреннего вращающегося тигля (4), электрически изолированные друг от друга изолятором (5). Сверху печь закрывалась крышкой (1). На боковой поверхности корпуса печи располагался секционированный соленоид (6), зафутерованный теплоизолятором. Печь подключалась к источнику постоянного тока: катодом служил корпус, анодом – вращающийся тигель, который был заземлен. Электрическая цепь замыкалась через дуговой разряд (3), инициируемый в зазоре между внутренней поверхностью корпуса и внешней поверхностью тигля.

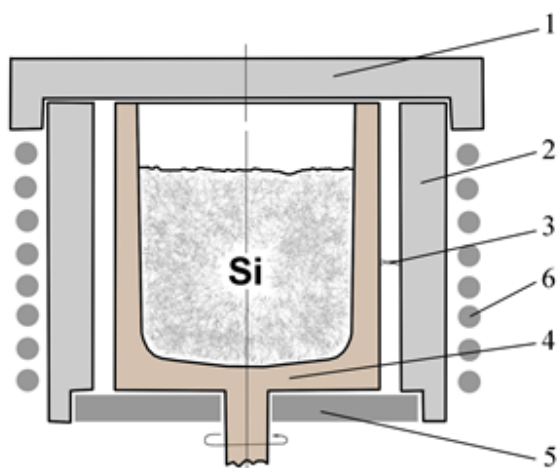


Рис. 1. Схема плазменной печи для процесса рафинирования.

1 – крышка, 2 – внешний корпус, 3 – дуговой разряд, 4 – вращающийся внутренний тигель, 5 – изолятор, 6 – индуктор

Перед началом работы тигель заполнялся расплавом кремния, либо кусками кремния, фиксированной чистоты. В некоторых экспериментах на внутреннюю поверхность тигля наплавлялся слой кварцита по методу, описанному в [1], либо слой SiO_2 наносился методом плазменного напыления. Это позволяло заметно улучшить показатели по глубине очистки кремния. Тигель приводился во вращение со скоростью, изменяющейся от 10 до 50 об/мин. В зазоре между тиглем и корпусом инициировался дуговой разряд. Секционированный соленоид позволял обеспечить перемещение дуги по высоте зазора и задать определенную скорость по окружности. Под действием тепла дуги через стенку тигля расплав кремния разогревался до температуры, превы-

шающей на 40 – 60 °С температуру его плавления. На этом температурном уровне расплав выдерживался 1–3 часа. Перегрев кремния можно было проводить при заполнении внутритигельного пространства аргоном, азотом, воздухом, или при разрежении до 100 мм рт. ст.

Кристаллизация кремния происходила при сохранении его вращения практически до полного его остывания. В этом случае получены лучшие результаты по глубине очистки кремния: при использовании металлургического кремния чистотой 99.0% были получены образцы кремния, чистотой 99,99%.

1. Стенин В.В. Способ получения изделий из кварцосодержащего сырья. Патент РФ № 2049742, декабрь 1995, бюлл. № 34.

ВЛИЯНИЕ РОСТОВЫХ ПАРАМЕТРОВ НА ПОВЕДЕНИЕ V-I ГРАНИЦЫ ПРИ РОСТЕ БЕЗДИСЛОКАЦИОННЫХ МОНОКРИСТАЛЛОВ КРЕМНИЯ

Верезуб Н.А., Простомолотов А.И.

Институт проблем механики им. А.Ю. Ишлинского РАН,
Москва, Россия
prosto@ipmnet.ru

Применительно к выращиванию бездислокационных монокристаллов кремния методом Чохральского анализируется влияние различных профилей изменения скорости вытягивания V_p (монотонных и осциллирующих) на поведение границы вакансионных V и межузельных I собственных точечных дефектов (т.е. V-I границы).

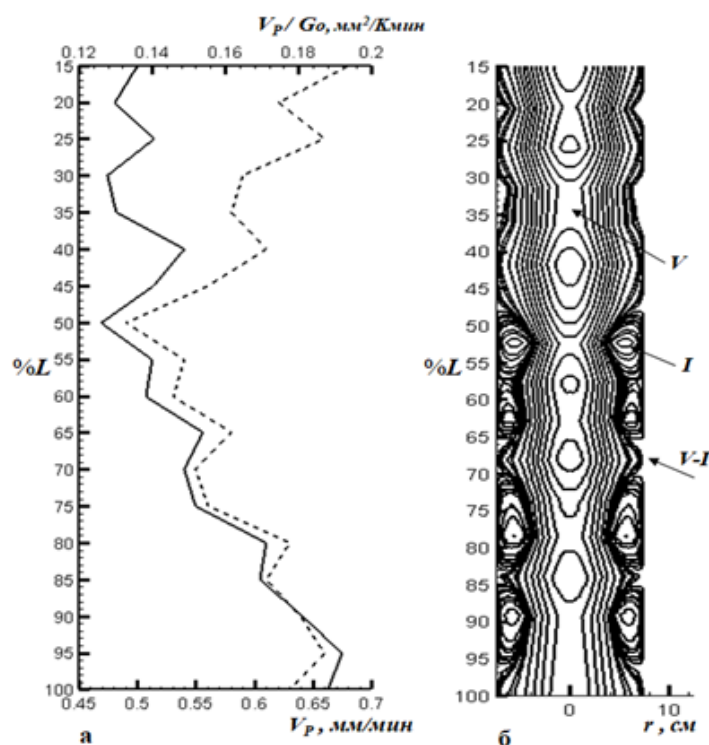


Рис. 1. Влияние флуктуаций (а) скорости вытягивания V_p (пунктирная линия) и её отношения к осевому градиенту температуры V_p/G_0 (сплошная линия) на поведение V-I границы (б) в монокристалле кремния. Здесь $\%L$ – доля длины выращенного слитка, r – радиус, G_0 – значения осевого градиента температуры для центра слитка ($r = 0$)

Математическое моделирование проведено на основе методики быстрой рекомбинации, для реализации которой авторами была разработана и применена для параметрических расчетов программа IPD2TIME. Обсуждается сопряжение этой программы с программным кодом для расчета теплообмена в тепловом узле для метода Чохральского. Сопряжение осуществляется посредством полиномов, аппроксимирующих температурное поле в кристалле. В проведенных расчетах внимание уделяется рассмотрению закономерностей дефектообразования при больших длинах кристалла $L = 160$ см (Рис. 1). Рассмотрены различные факторы, влияющие на температурные градиенты в монокристалле на конечных стадиях выращивания, по-

этому предварительно обсуждается поведение теплового поля в кристалле на конечных стадиях роста. В частности, рассматривается влияние остаточной массы расплава и влияние скругления дна тигля на величину осевого температурного градиента.

Работа выполнена в рамках Госзадания: АААА-А17-117021310373-3 при частичной поддержке грантов РФФИ: 18-02-00036, 17-08-00078, 16-29-11785.

ФОТОЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ ПАРАМЕТРЫ ФЭП НА ОСНОВЕ ПОРИСТОГО КРЕМНИЯ, УЧАСТВУЮЩИХ В ЛЕТНОМ ЭКСПЕРИМЕНТЕ НА МКА "АИСТ-2Д"

Латухина Н. В., Лизункова Д. А., Шишкин И. А.

Самарский национальный исследовательский университет
имени академика С.П. Королева, Самара, Россия
shishkinivan9@gmail.com

Пористый кремний может быть использован в многослойных солнечных элементах в качестве рабочего слоя, что позволяет расширить спектральный диапазон фоточувствительности структуры и повысить её эффективность [1].

В настоящее время ФЭП на основе многослойных фоточувствительных структур с пористым кремнием проходят летные испытания на малом космическом аппарате «АИСТ-2Д» [2]. С каждого ФЭП в режиме реального времени передаются сигналы, содержащие информацию о вольт-амперных и температурных характеристиках. В пакете MathCad была построена математическая модель, в которой для аппроксимации телеметрических данных использовался метод наименьших квадратов (МНК). Были найдены такие показатели, как максимальная отдаваемая мощность, фактор заполнения, удельная мощность, КПД. При исследовании было замечено, что при высоких температурах показатели мощности практически не изменялись (68.8°C), а также выдерживали высокие перепады по такому же показателю (от -100 до 65°C).

Анализ данных в течении 2 лет показал, что данные структуры не деградируют и в определенные месяцы показывают увеличение значений параметров СЭ. Так же было показано, что использование разработанных методик изготовления многослойных структур с пористым слоем позволяет создать фоточувствительные структуры с достаточно высокими фотоэлектрическими показателями.

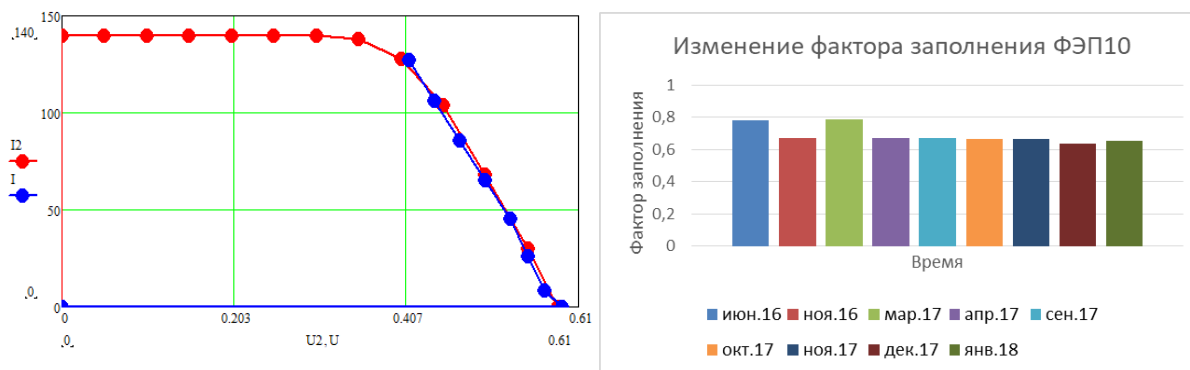


Рис.1. а – результаты моделирования в пакете MathCad: красная линия-результат моделирования, синяя линия- данные со спутника «АИСТ-2Д»; б – диаграмма изменения фактора заполнения образца ФЭП 10

1. Яровой, Г.П. Кремниевые фотопреобразователи для космической авиационной отрасли. Авиационно-космическое машиностроение. 2012 г. с. 521-524.
2. Ивков, С.В. Подготовка летного эксперимента по определению эксплуатационных характеристик кремниевых наноструктурированных фотоэлектрических фотопреобразователей. Инновационный арсенал молодежи: труды 4 научно-технической конференции ФГУП КБ Арсенал. Балтийский Гос. Техн. Ун-т, С.-Птб. Изд. Инфо-Да, 2016г. С. 95-98.

МОДЕЛИРОВАНИЕ СПЕКТРАЛЬНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК МНОГОСЛОЙНЫХ СТРУКТУР НА ОСНОВЕ ПОРИСТОГО КРЕМНИЯ С ПРОСВЕТЛЯЮЩИМИ ПОКРЫТИЯМИ

Латухина Н. В., Лизункова Д. А., Паранин В. Д., Казакевич П. В.

Самарский национальный исследовательский университет
имени академика С.П. Королева, Самара, Россия

daria.lizunkova@yandex.ru

Для расчета коэффициента отражения и пропускания структур, содержащих слои пористого кремния (ПК) и просветляющие покрытия, использовался метод оптических матриц. Структура рассматривалась как многослойная диэлектрическая система, состоящая из m прозрачных однородных и изотропных слоев, каждый из которых характеризуется показателем преломления n_j и оптической толщиной $n_j d_j$. Для компонент поля проходящей электромагнитной волны записывается система уравнений:

$$\begin{bmatrix} E_{j-1} \\ H_{j-1} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \cos \varphi_j & \frac{i}{n_j} \sin \varphi_j \\ i n_j \sin \varphi_j & \cos \varphi_j \end{bmatrix} \times \begin{bmatrix} E_j \\ H_j \end{bmatrix} \quad (1)$$

где $\varphi_j = \frac{2\pi}{\lambda} n_j (z_j - z_{j-1})$ – фазовая толщина слоя.

Граничные условия:

$$\begin{cases} E_0 = E_0^{(t)} + E_0^{(r)} \\ H_0 = n_0 E_0^{(t)} - n_0 E_0^{(r)} \\ E_{(m)+}^{(t)} = 1 \\ H_m = n_m E_{(m)+}^{(t)} = n_m \end{cases} \quad (2)$$

Решение этой системы уравнений позволяет получить спектральную зависимость коэффициента отражения. Результаты моделирования и схема структуры представлены на рис. 1.

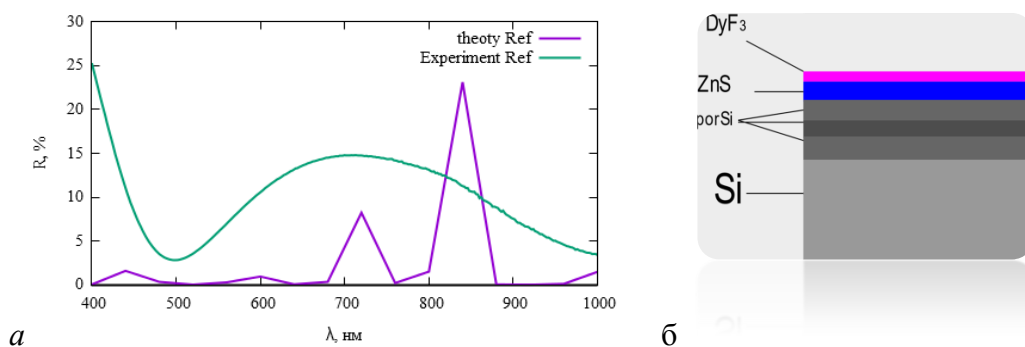


Рис. 1. *a* – спектральные зависимости коэффициента отражения. *б* – схематичное изображение исследуемой многослойной структуры

Теоретическая кривая приблизительно верно описывает ход экспериментальной кривой, повторяя основные пики на 450 нм и 750 нм. Различия теории и эксперимента можно объяснить тем, что в действительности пористый слой не является однородным слоем. Чтобы устранить, ПК следует рассматривать как стопку тонких слоев, в которых показатель преломления меняется от кремния к воздуху, а также учитывать поглощение света как в слоях пористого кремния, так и покрытий ZnS и DyF₃.

СИНТЕЗ ПЛЕНОК SiC НА КРЕМНИИ МЕТОДОМ ХОЛОДНОЙ ИМПЛАНТАЦИИ АТОМОВ ОТДАЧИ УГЛЕРОДА

Зиненко В.И.^{*}, Агафонов Ю.А.^{*}, Сарайкин В.В.^{**}, Еременко В.Г.^{*},
Рощупкин Д.В.^{*}, Седловец Д.М.^{*}

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

^{**}НИИ физических проблем им. Ф.В. Лукина,
г. Зеленоград, Москва, Россия

zinenko@iptm.ru

Карбид кремния (SiC) в настоящее время рассматривается в качестве перспективного материала для высокотемпературной и радиационностойкой микроэлектроники [1]. Однако сегодня широкое внедрение в производство монокристаллических подложек SiC ограничено их высокой стоимостью и небольшим диаметром пластин по сравнению со стандартной кремниевой технологией. В качестве альтернативы монокристаллическим подложкам рассматривается выращивание эпитаксиальных пленок SiC на кремниевых подложках, которые являются базой современной микроэлектроники с хорошо отработанной технологией. Среди многочисленных способов синтеза пленок SiC на кремниевых подложках можно выделить метод химического осаждения из газовой фазы (различные модификации CVD метода) и ионную имплантацию. Метод CVD требует контроля многих параметров процесса: состава газовой смеси, давления, температуры подложки и др. В случае ионной имплантации нужно контролировать только дозу внедренных ионов углерода и температуру последующего отжига. Однако синтез пленок SiC методом ионной имплантации вряд ли имеет производственные перспективы, так как требуются большие дозы имплантации ионов углерода ($\sim 10^{18} \text{ см}^{-2}$).

В настоящей работе представлены первые экспериментальные результаты по синтезу пленок SiC на кремнии методом “холодной имплантации” атомов отдачи углерода, в котором дозы ионного облучения на несколько порядков меньше, чем в традиционной имплантации ионов углерода [2]. В этом методе через тонкую пленку ацетилена (C_2H_2), осажденную на Si в твердой фазе, проводилась облучение ионами Ag^+ с энергией 40 кэВ и дозой $5 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$. В результате чего атомы отдачи углерода из пленки (C_2H_2) внедрялись в кремний. Концентрация атомов углерода в узком приповерхностном слое ($\sim 10 \text{ нм}$) составляла $\sim 10^{22} \text{ см}^{-3}$.

После высокотемпературного отжига в вакууме при 1150°C на поверхности кремниевой подложки Si(111) была сформирована пленка SiC. Свойства пленки были исследованы методами ИК-спектроскопии, рентгеновской дифрактометрии, атомно - силовой и оптической микроскопии. Проведенные исследования продемонстрировали возможность формирования монокристаллической пленки SiC на поверхности кристалла Si предложенным методом.

Работа выполнена по Государственному заданию № 007-00220-18-00.

1. Gang Liu, Blair R. Tuttle, and Sarit Dhar, Appl. Phys. Rev., 2015, V.2. 021307-20.
2. Ю.А. Агафонов, В.И. Зиненко, О.В. Кононенко, В.В. Сарайкин, Письма в ЖТФ, 2017, Т.43, Вып.12, 52 - 58.

ОСОБЕННОСТИ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ВАКАНСИОННЫХ КЛАСТЕРОВ В МОНОКРИСТАЛЛАХ ГЕРМАНИЯ ДИАМЕТРОМ 200 ММ

Аношин К.Е., Наумов А.В. Смирнова Н.Н.

ООО «Инфракристалл», г. Лыткарино, Россия
gelab@rambler.ru

Исследовано поведение вакансионных кластеров в CZ-германии большого (200 мм) диаметра. Кластеры вакансий могут оказывать влияние на свойства солнечных батарей на германиевой подложке- источником пробоя микроплазм в германиевых р-п переходах являются вакансионные кластеры [1]. Кластеры обнаружены по появлению плоскодонных ямок травления на поверхности (111) кристаллов Ge при уменьшении плотности дислокаций ниже 10^3 см^{-2} . Плоскодонную ямку мы, вслед за Tweet A.G[2], считаем следом вытравливания вакансионного кластера. Для выявления кластеров в Ge использован метод селективного травления ферроцианидным травителем. Объемную концентрацию кластеров по известной поверхностной концентрации плоскодонных ямок травления, определяли пересчетом из толщины стравленного слоя, дефекты которого оставили ямки на наблюдаемой поверхности [3,4]. Травление проводилось в течение 5 мин в свежем кипящем травителе. Скорость травления составляла $\sim 2 \text{ мкм/мин}$. Для наблюдения дефектов использовали микроскоп МИМ-7 и микроинтерферометр МИИ-4. Исследовали малодислокационный Ge ($N_d \leq 10^2 \text{ см}^{-2}$), выращенный методом Чохральского на установке «Редмет-30», слаболегированный сурьмой ($10^{12} - 10^{14} \text{ см}^{-2}$). На травленной поверхности образцов помимо дислокационных ямок были обнаружены два типа ямок, отличающихся друг от друга по размеру: ямки с поперечным размером, превышающим 4 мкм (далее - ямки I типа) и ямки с поперечным размером $< 2 \text{ мкм}$ (далее - ямки II типа). Наблюдаемые два типа ямок травления, по-видимому, соответствуют известным в кремнии А- и В-кластерам. Размер и концентрация кластеров в исследованных нами кристаллах зависели от условий охлаждения. В нижней части кристаллов кластеры были мелкими и имели большую концентрацию. При приближении к верхней части кристалла они укрупнялись и концентрация их становилась меньше. Мы предполагаем, что это обусловлено коалесценцией вакансионных кластеров, которая усиливается по мере увеличения времени выдержки слитка в ростовой печи. Можно предположить, что в германии (так же, как и в кремнии) существуют два типа вакансионных кластеров: крупные и мелкие (по терминологии Кока А- и В-кластеры). Концентрация В-кластеров больше, чем концентрация А-кластеров. Отсутствие слоистого распределения, характерного для кремния, можно объяснить, по-видимому, коалесценцией ансамбля кластеров при остывании монокристалла. Скорость остывания для германия значительно меньше, чем для кремния. Более медленное остывание способствует коалесценции кластеров, в результате их концентрация убывает.

1. Straus M.G., Sherman J.S., Bannon R.W. // "IEEE Trans. Nucl.Sci.", 1974, #3-21, p.296-301
2. Tweet A.G. J. Appl. Phys., 1959, v.10, #12, p.2002-2010
3. De Kock A.J. R., Beeftink F.M.,// "Appl. Phys. Lett.", 1972, v/20, #2, p. 81-83
4. Г.И. Воронкова, Е.А. Петрова «Особенности распределения вакансионных кластеров в германии»// Научн. Труды Гиредмета, т.77 1976, с.5-13

МОДИФИКАЦИЯ МЕТОДА ВЕРТИКАЛЬНОЙ НАПРАВЛЕННОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ДЛЯ УЛУЧШЕНИЯ ОПТИЧЕСКОЙ ОДНОРОДНОСТИ ГЕРМАНИЕВЫХ ОКОН

Аношин К.Е., Алимов О.М, Гоник М.А.*, Наумов А.В.

ООО «Инфракристалл», г. Лыткарино, Россия

* Центр материаловедения «Фотон», г. Александров, Россия

gelab@rambler.ru

В современных оптических системах, работающих в ИК-области спектра, в качестве материала окон и линз используют германий. Сегодня существует тенденция увеличения диаметра используемых кристаллов. Крупногабаритные кристаллы германия получают, как правило, модифицированным способом Степанова с применением погруженного вращающегося формообразователя (ПВФ), либо классическим методом Чохральского с последующей резкой вдоль оси роста [1-3]. Такие подходы позволяют получать кристаллы диаметром до 400 мм. Однако при увеличении диаметра кристаллов, начиная с 200 мм, возникает ряд проблем, связанных с достаточно сложной инструментальной реализацией методов. В данном докладе рассматриваются результаты предварительных экспериментов по получению плоских заготовок из германия методом направленной кристаллизации в изложнице применительно к модернизированной установке «Редмет-30» с камерой диаметром 700 мм (Рис. 1). Существенно более однородного распределения примеси можно добиться при росте кристалла методом ОТФ из тонкого слоя расплава под нагревателем, размещенным вблизи фазовой границы расплав-кристалл [3]. Проведенное моделирование [3] показало, что можно достичь макрооднородности в распределении легирующей примеси не хуже 0.3 - 0.5% даже для малой величины коэффициента распределения ($k=0.03$). Результаты экспериментов показали, что при получении кристаллической структуры заготовки типа «квази-моно» может быть достигнуто радиальное распределение сурьмы по осям заготовки менее 3%.

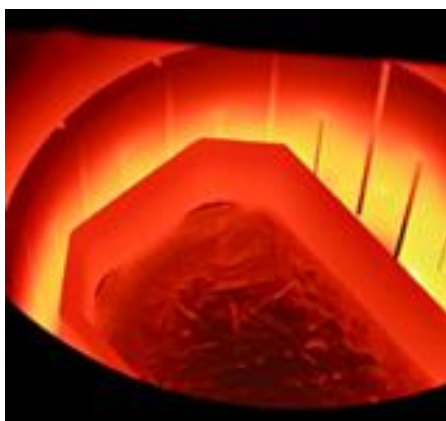


Рис. 1. Схема получения заготовок модифицированным методом ВНК в изложнице (верхние экраны убраны) при направленной кристаллизации на установке «Р-30»

1. И.А. Каплунов, А.И. Колесников, Е.И. Каплунова. Выращивание крупногабаритных монокристаллов германия для инфракрасной оптики. *Journal of Siberian Federal University. Engineering & Technologies* 3 (2013 6) с. 324-333.
2. Гоник М.А. Установка для выращивания монокристаллов методом осевого теплового потока вблизи фронта кристаллизации, патент РФ № 2007141499, 2007.
3. М.А. Gonik and F. Baltaretu. Convection in a thin melt layer and its influence the impurity distribution in Ge. *Abs. 5th German-Swiss Conf. on Crystal Growth, Freiburg, March 8-10, 2017.*

ВЛИЯНИЕ МАСШТАБИРОВАНИЯ НА ПРОВОДИМОСТЬ ПОЛИКРЕМНИЕВЫХ МЕЗАРЕЗИСТОРОВ

Камаев Г. Н.¹, Гридчин В. А.², Неизвестный И. Г.^{1,2},
Сабурова В. И.¹, Черкаев А. С.²

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

² *Новосибирский государственный технический университет,
г. Новосибирск, Россия
kamaev@isp.nsc.ru*

Возможности практического использования пленок поликристаллического кремния (poly-Si) в микро- и нанoeлектронике, в качестве чувствительных элементов в сенсорики во многом зависят от кристаллического совершенства зерен и электронных свойств их границ. Эксперименты с межзеренными и бикристаллическими границами дают довольно противоречивую картину электронных свойств границ, что сильно затрудняет создание универсального подхода, позволяющего адекватно описывать структуры на poly-Si и сравнивать с экспериментальными результатами [1, 2, 3].

В настоящем сообщении представлены результаты исследования электрофизических свойств поликремниевых мезарезисторов, изготовленных по технологии интегральных схем, модифицированной в соответствии с требованиями к сенсорам, с исходной толщиной слоя poly-Si 0,5 мкм. В части мезарезисторов шириной 10 мкм встраивалась решетка из десяти параллельных субмикронных проволок длиной 10 мкм с применением электронной литографии и «сухого» травления. Диэлектрическая изоляция между подложкой и пленкой poly-Si обеспечивалась слоем термически выращенного SiO₂ толщиной 0,4÷0,5 мкм.

На полученных мезарезисторах экспериментально исследовано влияние размеров поперечного сечения на их проводимость в температурном интервале от -180⁰ С до +180⁰ С. Установлено, что поверхностное сопротивление мезарезисторов увеличивается с уменьшением их поперечного сечения. При этом температурный коэффициент сопротивления мезарезисторов, содержащих в себе субмикронную решетку, существенно (вплоть до нуля) снижается с уменьшением ширины проволок в составе решетки.

На основе известных представлений о влиянии дефектов в кремнии на концентрацию свободных носителей заряда с помощью пакета программ TCAD Sentaurus была разработана программа и проведены расчеты по влиянию концентрации дефектов и их распределения по энергиям на температурную зависимость относительного изменения сопротивления пленок poly-Si. На примере экспериментально полученных данных для мезарезисторов на poly-Si с субмикронными решетками показано, что дополнительный учет носителей заряда, высвобождаемых с ловушек при нагреве, позволяет адекватно описать наблюдаемые зависимости, когда с изменением температуры меняется не только величина температурного коэффициента сопротивления, но и его знак.

1. G.E. Pike and C.H. Seager, *Adv. Ceram.*, vol. 1, p. 53, 1981.
2. V.A. Stuchinsky, G.N. Kamaev, *Semiconductors*, vol. 34, p. 1214, 2000.
3. M. S. Raman et al., *IEEE Trans. Electron Devices*, vol. 53, p. 1885, 2006.

СВЕТОИЗЛУЧАЮЩИЕ ЦЕНТРЫ, ФОРМИРУЕМЫЕ В ГЕТЕРОСТРУКТУРАХ GeO/SiO₂ ПРИ ОБЛУЧЕНИИ БЫСТРЫМИ ТЯЖЕЛЫМИ ИОНАМИ

Черкова С.Г.¹, Володин В.А.^{1,2}, Скуратов В.А.^{3,4,5}, Камаев Г.Н.¹

¹Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова Сибирского отделения Российской академии наук, Новосибирск, Россия

²Новосибирский государственный университет, Новосибирск, Россия

³Объединенный институт ядерных исследований, Дубна, Россия

⁴Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Москва, Россия

⁵Государственный университет «Дубна», Дубна, Россия

cherkova@isp.nsc.ru

Полупроводниковые нанокристаллы и аморфные нанокластеры, встроенные в диэлектрические матрицы, вызывают интерес исследователей с точки зрения использования во флэш-памяти, мемристорах, а также в оптоэлектронных приборах. В настоящей работе исследованы пленки GeO_x и многослойные структуры GeO/SiO₂, модифицированные облучением тяжелыми высокоэнергетичными ионами. Использовались слои, осажденные на Si (100) подложки методом испарения мишеней GeO₂ и SiO₂ в высоком вакууме (10⁻⁸ Торр). Облучение пленок проводилось ионами Хе с энергией 167 МэВ, дозами 10¹¹-10¹³ см⁻² при комнатной температуре на циклотроне ИЦ-100 ЛЯР ОИЯИ (г. Дубна). Согласно расчетам по программе SRIM (www.srim.org), пробег ионов Хе составлял ~19 мкм. Торможение таких ионов в приповерхностных слоях происходит почти полностью за счет электронных потерь, в результате чего в треках нанометровых радиусов достигаются уровни ионизации ~10²¹ см⁻³ и температуры ~5000 К за времена 10⁻¹¹ – 10⁻¹⁰ с. Оптические свойства пленок контролировались с помощью методов спектроскопии фотolumинесценции (ФЛ, He-Cd лазер, 325 нм), комбинационного рассеяния света (КРС) в обратной геометрии (Ar-лазер, 514.5 нм), ИК-Фурье спектроскопии.

Интенсивная ФЛ наблюдалась в видимом диапазоне (400-600 нм), при этом облучение вызывало значительное увеличение интенсивности ФЛ. Для облученных образцов в случае многослойной структуры ФЛ оказалась более интенсивной и максимум сдвигался в длинноволновую область. Предположительно, ФЛ в видимом диапазоне обусловлена дефектами, связанными с кислородными вакансиями в германосиликатных стеклах. Ионное облучение также приводило к появлению широкого пика в низкотемпературных спектрах ФЛ с максимумом при 1550 нм (~0,8 эВ) для обоих типов образцов, предположительно связанного с новым типом дефектов в стекле Ge_xSi_yO₂. Анализ данных КРС показал, что облучение тяжелыми ионами дозами до 10¹³ см⁻² не приводит к образованию заметного количества связей Ge-Ge в исследуемых пленках GeO и многослойных гетероструктурах GeO/SiO₂. Согласно данным FTIR-спектроскопии, ионное облучение скорее приводило к перемешиванию слоев. Ожидаемого, как в случае систем SiO_x, разделения фаз под действием облучения быстрыми тяжелыми ионами с образованием нанокластеров Ge, для системы GeO не наблюдалось. Поэтому, обнаруженную в ИК-диапазоне ФЛ мы связываем с дефектами, либо с комплексами дефектов.

Работа поддержана грантом РФФИ №18-07-01278.

ИССЛЕДОВАНИЕ КОЛЕБАТЕЛЬНЫХ СПЕКТРОВ ИЗОТОПНО-МОДИФИЦИРОВАННЫХ МОНОКРИСТАЛЛОВ $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ ($x=0,007$)

Котерева Т.В.¹, Сенников П.Г.¹, Нежданов А.В.², Буланов А.Д.¹, Абросимов А.В.³

¹Институт химии высокочистых веществ им. Г. Г. Девярых РАН,
Нижний Новгород, Россия

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

³Institute for Crystal Growth (IKZ) Berlin, Germany
kotereva@ihps.nnov.ru

Объемные кристаллы твердого раствора $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ в широком интервале значений x перспективны для применения в качестве фотодетекторов, солнечных элементов и подложек для эпитаксиального выращивания структур SiGe. В фундаментальных исследованиях они применяются как модельные соединения для изучения влияния структурного беспорядка на колебательные свойства [1]. Влияние изотопного обогащения на различные физические свойства монокристаллических кремния и германия изучаются уже в течение ряда лет [2], в тоже время в литературе отсутствуют данные, относящиеся к объемным кристаллам SiGe, обогащенным изотопами отдельных элементов. Переход к изотопно-модифицированному кристаллу $^{28}\text{Si}_{1-x}^{72}\text{Ge}_x$ позволит исследовать дополнительное влияние изотопной разупорядоченности на фоновые свойства этого твердого раствора.

Целью работы являлось сравнительное изучение ИК и КР-спектров кристаллов кремния, германия и их твердых растворов $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ ($x=0,007$) с различным содержанием изотопов обоих элементов.

В работе характеризованы кристаллы сравнения $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ ($x=0,007$) выращенные методом Чохральского из высокочистых компонентов природного изотопного состава. Изучены ИК и КР спектры объемного кристалла ^{28}Si (99,9%), полученного методом бестигельной зонной плавки и выращенных методом Чохральского кристаллов изотопно-обогащенного ^{72}Ge (99,9%), полученного «гидридным» методом, и ^{72}Ge обогащенного до 52% «фторидным» методом, которые были использованы для получения смешанных кристаллов $^{28}\text{Si}_{1-x}^{72}\text{Ge}_x$.

Локальные колебательные моды монокристалла $^{28}\text{Si}_{1-x}^{72}\text{Ge}_x$ исследованы методом ИК-спектроскопии в диапазоне длин волн 200–2000 см⁻¹ при комнатной температуре. Обнаружено присутствие линий поглощения относящихся к кислороду внедрения при 1106, 515 см⁻¹. Сопоставление ИК-спектров фононов решетки сплава $^{28}\text{Si}_{1-x}^{72}\text{Ge}_x$ со спектрами монокристаллических образцов природного изотопного состава и монокристаллов ^{28}Si и ^{72}Ge показало, что наблюдается изотопический сдвиг в коротковолновую область на ~1 см⁻¹.

В спектрах комбинационного рассеяния (КРС) исходных и смешанных кристаллов различного изотопного состава виден связанный с изменением величин деформаций сдвиг пиков локальных колебаний в трех диапазонах частот КРС-сдвига, которые определяются массами атомов и коэффициентами упругости связей — это колебания связей Ge-Ge (около 300 см⁻¹), связей Ge-Si (400 см⁻¹) и Si-Si (510 см⁻¹). Впервые изучены положения полос, соответствующих рассеянию на колебательных модах связей ^{28}Si - ^{28}Si , ^{28}Si - ^{72}Ge и ^{72}Ge - ^{72}Ge . Величина изотопного сдвига составила ~1-3 см⁻¹.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 18-03-00235А.

1. J. Humlíček, M. Garriga, M. I. Alonso, and M. Cardona, J. Appl. Phys. 65, 2827 (1989).
2. M. Cardona and M. L. W. Thewalt, Rev. Modern Phys. 77, 1173–1224 (2005).

ИССЛЕДОВАНИЯ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ НИКЕЛЯ С ПРОТЯЖЕННЫМИ ДЕФЕКТАМИ В КРЕМНИИ ПРИ КОМНАТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ МЕТОДОМ DLTS

Орлов В.И.^{1,2}, Солтанович О.А.¹, Ярыкин Н.А.¹, Якимов Е.Б.^{1,3}

¹Институт проблем технологии микроэлектроники и особочистых материалов РАН,
г. Черноголовка, Российская Федерация

²Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка, Российская Федерация

³Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,
Москва, Российская Федерация
yakimov@iptm.ru

При пластической деформации кремния за скользящими дислокациями формируются квазидвумерные дефекты – следы за дислокациями, которые, также как и дислокации, существенно влияют на электрические свойства кристалла. Влияние декорирования примесями металлов на свойства дислокаций изучалось во многих работах, где было показано, что рекомбинационная активность дислокаций существенно повышается в результате такого взаимодействия. Влияние примесей на электрические свойства следов за дислокациями изучалось только в нескольких работах, в которых в частности, было показано, что влияние примесей на свойства дислокаций и следов за дислокациями может различаться. Во всех предыдущих исследованиях металлы в Si вводились путем диффузии при достаточно высоких температурах. При таких температурах примеси металлов, как правило, образуют преципитаты на протяженных дефектах. При низких температурах процесс преципитации может быть затруднен и, вследствие этого, можно было ожидать, что электронные состояния протяженных дефектов, декорированных атомами металлов при низких температурах, будут отличаться от свойств дефектов, декорированных при высоких температурах.

Одной из примесей, которые могут быть введены в Si при комнатной температуре, является никель. Электрические свойства дислокаций, декорированных никелем при высокотемпературной диффузии, были исследованы в целом ряде работ, что позволяет проводить сравнение с диффузией при комнатной температуре. Поэтому в настоящей работе методом DLTS было исследовано влияние никеля, введенного при комнатной температуре, на спектр энергетических уровней в пластически деформированном кремнии. Образцы деформировались методом четырехопорного изгиба вокруг оси $\langle 110 \rangle$ при температуре 873 К. Исследования проводились на сжатой и растянутой сторонах изогнутого образца, что позволяет изменять относительный вклад дислокаций и следов за ними в спектры DLTS. Никель вводился при химико-механической полировке в загрязненной Ni суспензии при комнатной температуре.

В деформированных образцах выявлено различие в спектрах между сжатой и растянутой сторонами, что объясняется разным вкладом следов за дислокациями. После введения Ni концентрация глубоких центров возрастает в n -Si почти на порядок, а в p -Si в 1.5–2 раза. При этом в n -Si концентрация превышала 10^{13} см^{-3} при плотности дислокаций порядка 10^6 см^{-2} . Интересно отметить, что спектр DLTS в n -Si был подобен наблюдавшемуся после высокотемпературной диффузии никеля, что может свидетельствовать об образовании преципитатов Ni на протяженных дефектах даже при комнатной температуре.

ВЛИЯНИЕ НИКЕЛЯ НА РЕКОМБИНАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА ПРОТЯЖЕННЫХ ДЕФЕКТОВ В КРЕМНИИ

Орлов В.И.^{1,2}, Ярыкин Н.А.¹, Якимов Е.Б.^{1,3}

¹*Институт проблем технологии микроэлектроники
и особочистых материалов РАН,
г. Черноголовка, Российская Федерация*

²*Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка, Российская Федерация,
orlov@issp.ac.ru*

³*Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,
Москва, Российская Федерация*

Хорошо известно, что дислокации и дислокационные следы (специфические дефекты, образующиеся в окрестности плоскости скольжения дислокаций в процессе их движения) являются местами предпочтительной преципитации металлов в пластинах кремнии [1,2]. Процесс преципитации металлов (Ni, Cu, Fe, и т. д.), как правило, исследовался в результате высокотемпературной диффузии ($>600^{\circ}\text{C}$) с последующей закалкой образцов. В то же время известно, что коэффициенты диффузии меди и никеля столь высоки, что указанные металлы могут проникать в пластины кремния и при комнатной температуре. Действительно, существенное изменение удельного сопротивления легированных бором пластин кремния наблюдалось [3] в процессе химико-механической полировки в стандартной суспензии при комнатной температуре. Это явление связывалось с проникновением меди, присутствующей в суспензии, и формированием электрически неактивных Cu-B пар. Недавно было показано [4], что химико-механическая полировка в загрязненной Ni суспензии способствует его проникновению в объем пластин кремния.

В нашей работе методами тока, индуцированного электронным (EBIC) или оптическим (LBIC) пучками, исследовано изменение рекомбинационных свойств индивидуальных дислокаций и дислокационных следов в результате химико-механической полировки (ХМП) при комнатной температуре. Показано, что ХМП в растворе суспензии оксида кремния с добавлением никеля приводит к росту рекомбинационной активности протяженных дефектов. Аналогичная процедура с добавлением меди не выявляет существенного изменения контраста дислокаций и следов. Обсуждается возможная причина изменения EBIC и LBIC контраста.

1. Seibt M., Kveder V., Schröter W., Voß O. Structural and electrical properties of metal impurities at dislocations in silicon // *Physica Status Solidi (a)*. 2005, **202**, p. 911-920.
2. Feklisova O. V., Yakimov E. B. Electrical properties of dislocation trails in n-Si // *Physica Status Solidi (c)* 2007, **4**, p. 3105-3109.
3. Prescha T., Zundel T., Weber J., Prigge H., Gerlach P., Fast-diffusing defects induced by copper in silicon // *Materials Science and Engineering: B* 1989, **4**, p. 79-82.
4. Yarykin N., Weber J., Evidence for room-temperature in-diffusion of nickel into silicon. *Applied Physics Letters* 2016, **109**, 102101.

СВОЙСТВА ПЛЕНОК КРЕМНИЯ, ЛЕГИРОВАННЫХ БОРОМ И ФОСФОРОМ, ПОЛУЧЕННЫХ ГАЗОСТРУЙНЫМ ПЛАЗМОХИМИЧЕСКИМ МЕТОДОМ

Щукин В.Г., Константинов В.О., Шарафутдинов Р.Г.

Институт Теплофизики им. С.С. Кутателадзе СО РАН, Новосибирск, РФ
shchukin@itp.nsc.ru

Тонкие пленки микрокристаллического кремния, осажденные при низкой температуре, являются перспективным материалом, используемым при изготовлении высокоэффективных тонкопленочных кремниевых солнечных элементов, имеющих высокие показатели стабильности работы [1,2]. Для осуществления высокоскоростного осаждения тонких пленок кремния разработан новый метод газоструйного осаждения, основанный на активации газовой струи электронным пучком и быстрой конвективной доставке образовавшихся активированных частиц к поверхности подложки с помощью свободной сверхзвуковой струи [3].

Эксперименты проводились на газодинамической установке низкой плотности Института Теплофизики СО РАН [3]. Для получения легированных пленок кремния n-типа и p-типа в качестве легирующих газов использовали 5% смесь фосфина (PH_3) и диборана (B_2H_6) в аргоне, соответственно. На рис. 1 представлены зависимости проводимостей легированных пленок от расхода легирующего газа.

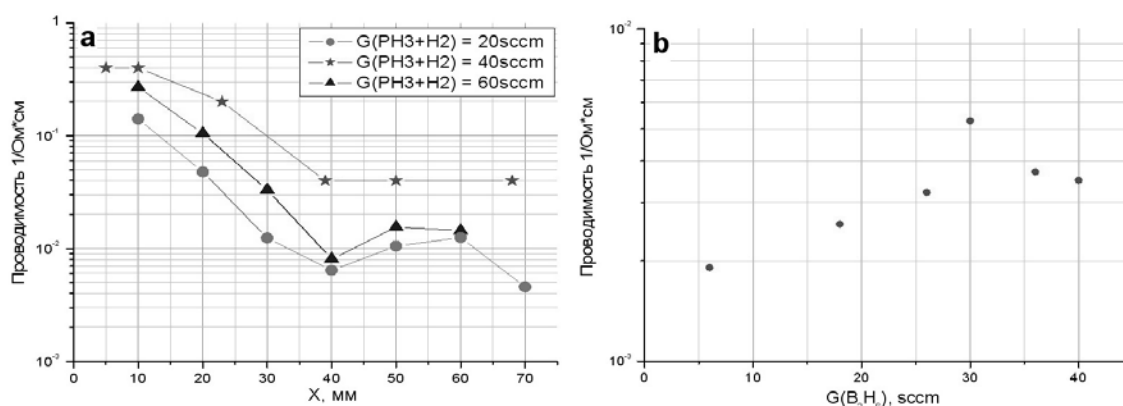


Рис. 1. Зависимость значений проводимости слоев кремния n-типа (a) и p-типа (b) от расхода легирующего газа

Для каждой серии экспериментов найден оптимальный уровень легирования, обеспечивающий получение высокой проводимости кремниевых слоев. В результате проведенного исследования определены параметры процесса газоструйного плазмохимического осаждения с активацией в электронно-пучковой плазме, влияющие на равномерность нанесения пленок кремния. Получены легированные слои n- и p-типа имеющие высокий уровень проводимости. На базе полученных слоев кремния можно создавать p-i-n структуру тонкопленочного кремниевого солнечного элемента.

Работа выполнена при поддержке ФАНО России (проект гос. рег. 01201350443 «Фундаментальные теплофизические проблемы при росте кристаллов и пленок»).

1. A. Gordijn et al. Progress Photovoltaics: Res. Appl. **14**, 305 (2006).
2. J.E. Hoetzel et al. Sol. Energy Mater Sol. Cells. **157**, 178 (2016).
3. R.G. Sharafutdinov et al. Sol. Energy Mater Sol. Cells. **89**, 99 (2005).

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ДАВЛЕНИЯ ПАРОВ ДИФФУЗАНТА НА СОСТОЯНИЯ ПРИМЕСНЫХ ЦЕНТРОВ СЕРЫ В КРЕМНИИ

Аскарлов Ш.И., Шарипов Б.З., Салиева Ш.К., Шукурова Д.М.

Ташкентский государственный технический университет, Узбекистан.

bashirulla@mail.ru

Исследования ряда квантовых эффектов в системе локализованных состояний примеси полупроводника возродили интерес к кремнию, легированному глубокими донорами, в частности, серой. Сера вносит в запрещенную зону кремния множество мелких и глубоких донорных уровней, природа образования которых по сей день остается невыясненной. С целью установления взаимосвязи между спектром энергетических уровней и состояниями примесных центров серы в кристаллической решетке кремния данная работа посвящена исследованию влияния давления паров диффузанта – p_s на спектры энергетических уровней серы в кремнии.

Энергетические уровни серы в кремнии определялись применением метода нестационарной ёмкостной спектроскопии (DLTS) и спектральной зависимости фотопроводимости. Для исследования спектров DLTS исходный кремний марки КЭФ с $\rho = 20 \text{ Ом}\cdot\text{см}$ диффузионно легировался серой при различных p_s .

Результаты исследований DLTS показали, что при $P_s = 0,5 \text{ атм.}$ в кристаллах Si <S> наблюдаются два уровня с энергиями $E_c - 0,12$ и $E_c - 0,18 \text{ эВ.}$ По мере повышения p_s амплитуды пиков, соответствующие этим энергетическим уровням увеличиваются, свидетельствуя тем самым о повышении их концентрации. Кроме того, по мере повышения p_s , начиная с $p_s = 1 \text{ атм.}$, в кристаллах Si <S> обнаруживались два дополнительных уровня с энергиями ионизации $E_c - 0,27$ и $E_c - 0,53 \text{ эВ.}$ Амплитуда пика, соответствующая уровню $E_c - 0,27 \text{ эВ,}$ монотонно увеличивалась по мере роста p_s . Тогда, как амплитуда пика соответствующая уровню $E_c - 0,53 \text{ эВ,}$ сначала увеличивалась вплоть до $p_s = 2 \text{ атм.}$ и впоследствии снижалась.

С целью получения дополнительной информации о природе спектров энергетических уровней серы в кремнии были исследованы также спектры фотопроводимости (ФП) кристаллов Si <S>, изготовленных при различных значениях p_s как в темноте, так и при наличии слабого фонового освещения. Учитывая тот факт, что спектры ФП кристаллов Si <S> существенно зависят от степени компенсации материала, для исследований спектров ФП были специально изготовлены серии образцов с одинаковой степенью компенсации при различных значениях p_s . При этом в качестве исходного материала использовался монокристаллический кремний p-типа марки КДБ с $\rho = 1 \text{ Ом}\cdot\text{см}$. Учитывая, что концентрация электроактивных атомов серы в кремнии уменьшается по мере снижения p_s , для получения кристаллов с одинаковой степенью компенсации (p-типа с $\rho = 2 \cdot 10^4 \text{ Ом}\cdot\text{см}$). температура легирования варьировалась в интервале температур $1150 \div 1200^\circ\text{C}$.

На основе исследований спектров ФП было подтверждено наличие энергетических уровней серы $E_c - 0,27$ и $E_c - 0,37 \text{ эВ.}$ А вместо уровня $E_c - 0,53 \text{ эВ}$ наблюдалась полоса энергетических уровней $E_c - (0,42 \div 0,62) \text{ эВ,}$ возможно состоящих из нескольких дискретных уровней. Следует отметить, что уровни, определенные по ФП отличались характером многозарядных центров. Причем если два верхних уровня ответственны за наблюдения ИК – гашения ФП, то полоса энергетических уровней - за остаточную проводимость в кристаллах Si < S >. Полученные результаты объясняются возможным вырождением дискретных энергетических уровней одиночных центров серы в наноразмерных «квазимолекулах» S_2 и S_4 .

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ЭЛЕКТРИЧЕСКОЙ НЕЙТРАЛИЗАЦИИ НЕКОНТРОЛИРУЕМЫХ БЫСТРОДИФФУНДИРУЮЩИХ ПРИМЕСЕЙ НА КОНЦЕНТРАЦИЮ ГЕНЕРИРУЕМЫХ ТЕРМОДОНОРОВ В КРЕМНИИ ПРИ ТЕМПЕРАТУРЕ 450° С

Аскарров Ш.И.¹, Шарипов Б.З.¹, Сражев С.Н.², Тошбоев Т.У.², Салиева Ш.К.¹

¹ *Ташкентский государственный технический университет, Узбекистан.*

² *Самаркандский государственный университет. Узбекистан.*

bashirulla@mail.ru

В работе [1] были изучены влияния ряда БДП относящихся к переходной группе железа (Cr, Mn и Fe) на кинетику генерации ТД в кремнии в интервале температур 300–500°С, где было установлено, что для каждого переходного металла имеет место определенный интервал температур, при котором интенсивность генерации ТД усиливается относительно исходного кремния.

Здесь возникает естественный вопрос, изменится ли кинетика генерации ТД, если стабилизировать состояния БДП кристаллической решетки кремния при температурах выше, чем интервал температур генерации ТД. А стабилизировать состояние БДП в кристаллической решетке кремния возможно путем образования электронейтральных химически связанных комплексов с элементами VI группы периодической таблицы [2]. Такие комплексы термически стабильны до температуры наиболее эффективного комплексобразования. – $T_{эфф}$ [3], величина которого выше, чем температурный интервал генерации ТД в кремнии.

Для выяснения данного вопроса образцы монокристаллического кремния марки КДБ выращенного методом Чохральского с удельным сопротивлением $\rho=10$ Ом·см с концентрацией ИК активного кислорода $\sim 5 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$, с размерами 8 x 3 x 1 мм³ диффузионно легировались с серой в запаянных кварцевых ампулах из газовой фазы при температуре 1250°С в течение 20 часов. После завершения процесса легирования первая партия образцов подверглась резкой закалке путем сбрасывания ампул в холодную воду, а вторая партия образцов подверглась медленному охлаждению до температуры 800°С в течении 1 часа с последующей закалкой. Измерения электрических параметров показали, что первая партия образцов Si <S> перекомпенсировалась на n – тип проводимости $\rho \sim 5$ Ом·см. А вторая партия образцов имела параметры исходного материала до легирования.

Исследования кинетики генерации ТД при температуре 450°С в обеих партиях образцов Si <S>, а также в контрольных образцах, изготовленных из исходного кремния, показали, что наиболее интенсивная генерация ТД имеет место в исходном кремнии, а интенсивность генерации ТД у первой партии образцов Si <S> было значительно выше, чем у образцов второй партии. Проведенные расчеты показали, после 100 часов отжига концентрация ТД в исходном кремнии достигло концентрации $\sim 1,6 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$, а в образцах Si <S> была несколько ниже $\sim 6 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$ и $\sim 8 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-3}$ соответственно у первой и второй партии.

Анализ полученных результатов свидетельствует в пользу того, что неконтролируемые БДП играют ключевую роль при образовании ТД в кремнии в интервале температур 300 – 500°С.

1. Бахадырханов М.К. и др. ФТП, 29, с.1396. (1995)
2. Bakhadirhanov M.K., Askarov Sh.I.. Phus.Stat.Sol(a), 148, p. 339,(1994)
3. Бахадырханов М.К., и др. Неорганические материалы, 32, с. 15. (1996,)

ФОРМИРОВАНИЕ СЕТКИ ДИСЛОКАЦИЙ НЕСООТВЕТСТВИЯ В СИСТЕМАХ GaSb/Si(001) С РАЗЛИЧНЫМИ ПОДСЛОЯМИ ЗАРОЖДЕНИЯ

Лошкарев И.Д.¹, Петрушков М.О.¹, Василенко А.П.¹,
Труханов Е.М.¹, Путьято М.А.¹, Преображенский В.В.¹

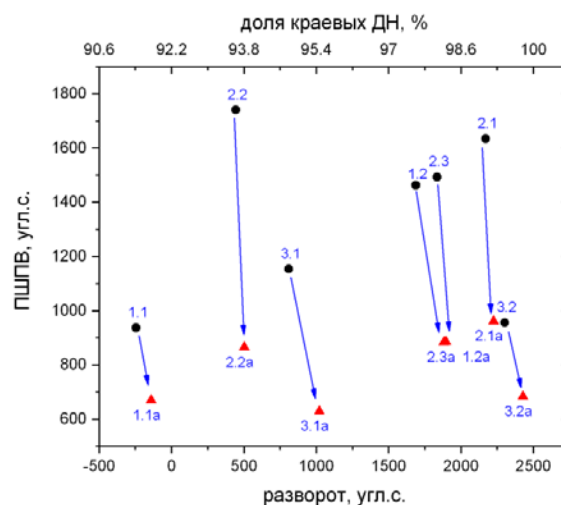
¹Институт физики полупроводников СО РАН, Новосибирск, Россия
idl@isp.nsc.ru

Гетероструктуры GaSb/Si получили большое внимание в связи с их перспективным применением в оптоэлектронных устройствах ИК диапазона, таких как лазеры и фотоприемники. Сетка дислокаций несоответствия (ДН) в системах GaSb/Si ($f > 12\%$) формируется при росте первых монослоев, поэтому от выбора условий проведения этого процесса зависит преимущественный тип вводимых дислокаций.

В работе обсуждается влияние состава и условий формирования переходных подслоев между подложкой Si(001), отклоненной на 6° к (111), и эпитаксиальными слоями GaSb на их кристаллическое совершенство и дислокационную структуру. В качестве переходных подслоев зарождения в образцах использовались As (обр. № 1.1, 1.2), AlSb (№ 2.1, 2.2, 2.3) и GaP (№ 3.1, 3.2) с ориентациями (001) и (00-1), сформированные методом атомно-слоевой эпитаксии. Основной слой GaSb, толщиной 500 нм, выращивался методом МЛЭ. Выращенные образцы были исследованы методами рентгеновской дифрактометрии (РД) и высокоразрешающей электронной микроскопии (ВРЭМ).

Сетка ДН в вицинальной границе раздела создает разворот кристаллической решетки пленки. На основании измеренного методом РД разворота пленки оценено соотношение плотностей фактически сформировавшихся дислокационных семейств. Формирование краевых Ломеровских ДН в границе раздела наиболее вероятно вдоль ступеней. Идеальная полная релаксация посредством исключительно таких дислокаций в системе GaSb/Si привела бы к развороту $+2440''$ при расстоянии между дислокациями $37,2\text{Å}$. На рисунке видно, что к этим расчетным значениям наиболее близка величина поворота для обр. № 3.2, в котором доля краевых ДН наибольшая. Поскольку краевые дислокации наиболее эффективно снимают несоответствие при этом внося минимальные искажения в толщу растущей пленки, доля снятого ими несоответствия представляется одной из ключевых характеристик завершенного процесса релаксации.

По данным РД структурное качество пленок существенно различается. Значения ПШПВ пиков пленки в рефлексе (004) лежат между $938''$ и $1741''$. После отжига (на рис. треугольники) структурное качество заметно улучшается: ПШПВ от $630''$ до $962''$. Наилучшие показатели по ПШПВ до и после отжига у пленок, зарождаемых через подслой GaP (№ 3.2 и 3.1a). На ВРЭМ изображении образца № 3.2 гетерограница GaSb-Si содержит сетку краевых дислокаций несоответствия, что согласуется с данными анализа плотности ДН и величины разворота пленки.



Работа выполнена при поддержке РФФИ (гранты 16-32-60087, 18-32-00125).

РАСПЫЛЕНИЕ ПОВЕРХНОСТИ КРЕМНИЯ ПРИ ИМПЛАНТАЦИИ ИОНАМИ СЕРЕБРА

Воробьев В.В.¹, Рогов А.М.¹, Осин Ю.Н.¹, Нуждин В.И.², Валеев В.Ф.², Степанов А.Л.²

¹ Междисциплинарный центр Аналитическая микроскопия, КФУ, г. Казань, Россия

² Казанский физико-технический институт им. Завойского – обособленное структурное подразделение ФИЦ КазНЦ РАН, г. Казань, Россия
slava.v 679@gmail.com

В работе показаны результаты по наблюдению процесса распыления поверхности монокристаллического кремния (с-Si) при имплантации ионами Ag^+ . Экспериментальные образцы были получены методом высокодозовой низкоэнергетической ионной имплантации на ионном ускорителе ИЛУ-3 [1]. Облучение проводилось ионами Ag^+ с энергией 30 кэВ при дозе $1.5 \cdot 10^{17}$ ион/см² и различных значениях плотностей тока в ионном пучке 2, 8 и 15 мкА/см² через поверхностную металлическую маску в виде сетки с размерами ячеек 125 мкм. Анализ морфологии поверхности Si осуществлялся на сканирующем зондовом микроскопе (СЗМ) Dimension FastScan (Bruker). Измерения проводились в режиме Quantative Nanomechanical Mapping зондами Bruker ScanAsyst Air с жесткостью 0.4 Н/м и радиусом закругления ~ 2 нм. Частота сканирования 1 Гц.

В качестве примера на рис. 1а представлено СЗМ-изображение поверхности имплантированного Si, полученного при $J = 15$ мкА/см². Темные участки являются облученной частью образца тогда, как светлая область в виде перекрестия соответствует неимплантированному с-Si, прикрытому во время имплантации маской. На рис. 1б показан профиль, проведенный через необлученный участок, демонстрирующий образование перепада высот. По разнице уровней между облученными и необлученными участками образца (высоты ступеньки) можно заключить, что в результате ионной имплантации происходит эффективное распыление атомов мишени.

Для всех образцов, имплантированных при $J = 2, 8$ и 15 мкА/см² были измерены аналогичные профили и определены высоты ступенек: 19, 41, 76 нм, соответственно. Из приведенных данных следует, что толщина распыленного слоя Si, имплантированного ионами Ag^+ с $E = 30$ кэВ, увеличивается с повышением J .

Таким образом, методом СЗМ показано, что эффективность распыления (коэффициент распыления) Si для данных условий имплантации зависит от величины J .

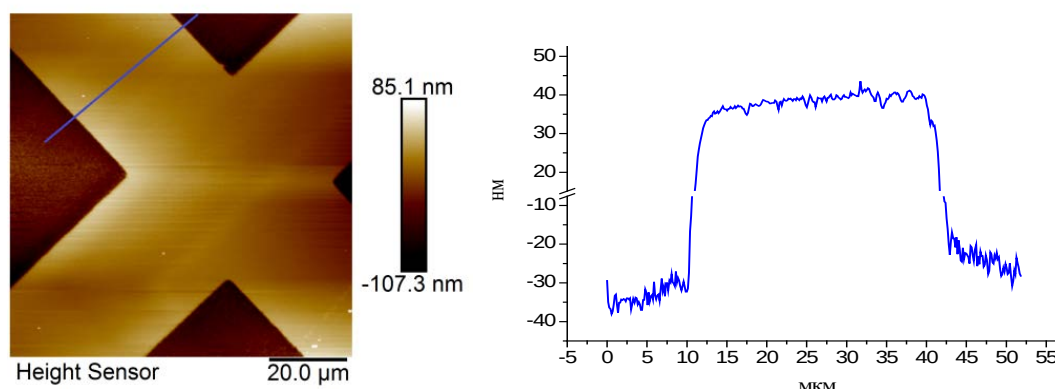


Рис. 1. СЗМ-изображение кремния, имплантированного через маску при $J = 15$ мкА/см²

Работа выполнена при финансировании грантом РФФ № 17-12-01176.

ЭФФЕКТ ЗАТОРМОЖЕННОЙ ДИФФУЗИИ Sb ПРИ ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ СТРУКТУРЫ SiO₂-Si

Баранов Г.В.^{1,2}, Итальянцев А.Г.¹, Симакин С.Г.³

¹АО «НИИМЭ», Зеленоград, Россия

²МФТИ(ГУ), Долгопрудный, Россия,

³ЯФ ФТИАН, Ярославль, Россия

baranov@phystech.edu

Ионная имплантация – основной метод легирования полупроводников в современной микроэлектронике [1]. В работе обнаружены условия ионной имплантации сурьмы (Sb) в подложку кремния, при которых диффузионное размытие пространственного профиля Sb на стадии постимплантационного отжига подавлено в несколько тысяч раз в сравнении с контрольным экспериментом, где такие условия не создавались. Эффект подавления диффузии примесных атомов Sb возникает при имплантации Sb в Si через маскирующий слой SiO₂. Аналитические оценки и результаты компьютерного решения соответствующего уравнения диффузии показывают, что в зависимости от условия проведения имплантации Sb в Si, изменение коэффициента диффузии Sb может достигать значения $7 \cdot 10^3$ раз. На рисунке представлены профили распределения внедренных атомов Sb, полученные методами вторичной ионной масс-спектропии.

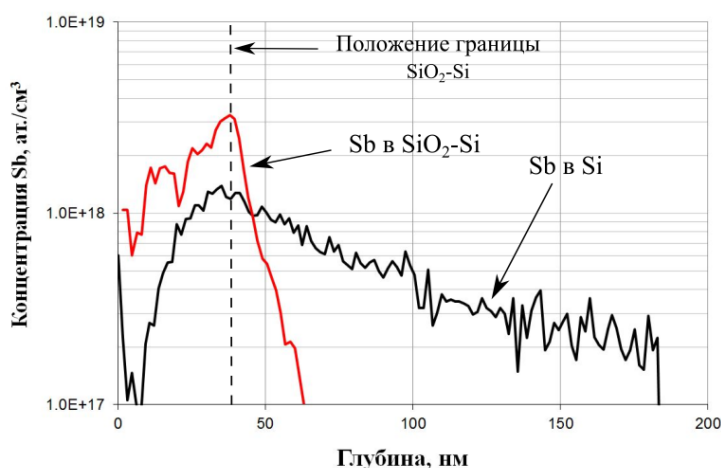


Рис. Диффузионные профили распределения Sb в монокристалле Si и структуре SiO₂-Si

Имплантация ионов Sb в незащищенную поверхность Si (контрольный образец) и имплантация через слой SiO₂ толщиной $h_{\text{SiO}_2} = 40$ нм, проведенная с одной и той же энергией 65 кэВ. Энергия выбрана из расчета расположения максимума распределения примеси на границе раздела структуры SiO₂-Si. Постимплантационный отжиг проводили в атмосфере Ar при 820⁰С в течение 15 минут.

Обнаруженный эффект обсуждается с позиций устойчивого пространственного разделения первичных вакансий

(V) и собственных атомов в междоузлиях (I) по разные стороны границы раздела SiO₂ и Si, в результате чего кремний оказывается пересыщен преимущественно радиационными дефектами одного типа – I и массоперенос атомов Sb с преимущественным вакансионным механизмом диффузии оказывается сильно подавлен.

1. Красников Г.Я. Физико-технологические основы обеспечения качества СБИС / Г.Я. Красников, Н.А. Зайцев. – М.: Микрон-принт, 1999. – 226 с.

СЕГРЕГАЦИЯ ДОНОРОВ И АКЦЕПТОРОВ ПРИ ЭПИТАКСИАЛЬНОМ РОСТЕ Si И Ge НА ПОДЛОЖКАХ РАЗЛИЧНОЙ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЙ ОРИЕНТАЦИИ

Юрасов Д.В., Дроздов М.Н., Новиков А.В., Шмагин В.Б.

Институт физики микроструктур РАН, Нижний Новгород, Россия
Inquisitor@ipmras.ru

При эпитаксиальном росте полупроводников важной задачей является обеспечение требуемого профиля легирования. Сегрегация примесей при типичных условиях роста SiGe структур оказывается процессом, как правило, наиболее сильно влияющим на их перераспределение в процессе эпитаксии. В настоящей работе приведены результаты исследований сегрегации доноров (Sb) и акцепторов (В) в структурах, выращенных методом МПЭ на Si и Ge подложках с различной кристаллографической ориентацией. Температурные зависимости коэффициента сегрегации Sb и В ($r(T)$) для структур, выращенных на различных типах подложек, приведены на рис. 1. Обнаружено, что зависимость $r(T)$ для Si(111) смещена в область больших температур относительно Si(001) примерно на 150-170°C, что может быть связано с меньшей поверхностной энергией (E_{surf}) плоскости Si(111), тогда как для Si(110) данные оказались близки к Si(001), несмотря на различную структуру поверхностей и значения E_{surf} . Для случая использования Ge(001) подложек, зависимость $r(T)$ смещена в область меньших температур относительно Si(001) на 180-200°C, что может быть объяснено меньшей энергией связи Ge-Sb по сравнению с энергией связи Si-Sb [1].

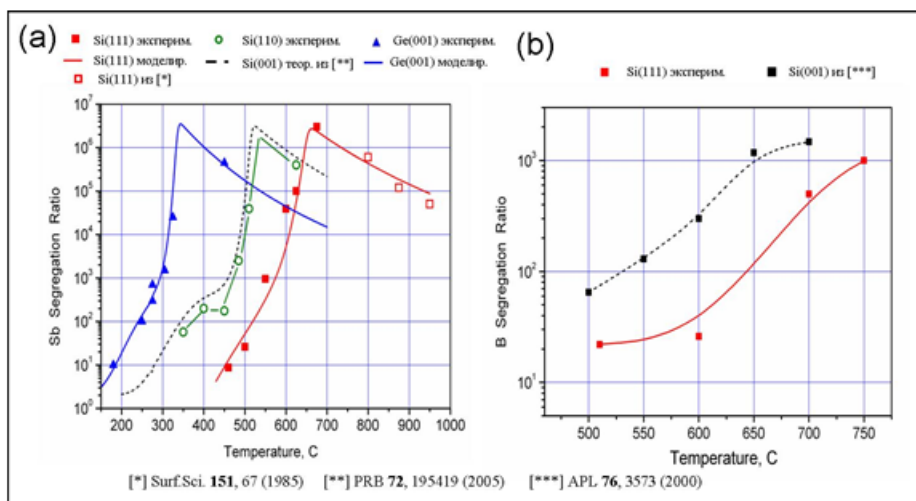


Рис. 1. Зависимости $r(T)$ для Sb-(a) и В-(b) для слоев, выращенных на различных подложках

Поведение зависимости $r(T)$ для В качественно схоже с таковым для Sb при переходе от ориентации (001) к (111), что связывается с меньшей E_{surf} для Si(111). Полученные данные позволили адаптировать методику селективного легирования, предложенную ранее авторами для Si(001) [2], для других типов подложек.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 16-02-00686) с использованием оборудования ЦКП "Физика и технология микро- и наноструктур".

1. S.J. Jenkins *et.al.*, PRB **56**, 9221 (1997).
2. D.V. Yurasov *et.al.*, JAP **109**, 113533 (2011).

ОПРЕДЕЛЕНИЕ КОМПОНЕНТОВ ПОДВИЖНОСТИ НОСИТЕЛЕЙ ЗАРЯДА ВБЛИЗИ ГЕТЕРОГРАНИЦ ТОНКОПЛЕНОЧНЫХ КРЕМНИЕВЫХ СТРУКТУР

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

*Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова,
г. Новосибирск, Россия
zayceva@isp.nsc.ru*

В настоящее время пленки кремний-на-изоляторе (КНИ) являются базовым материалом большого класса современных устройств, таких как волноводы, оптические модуляторы, сенсоры и др. [1-3]. Свойства внутренней ГР пленка/скрытый диэлектрик могут существенно различаться при разных технологиях формирования ГР Si/SiO₂ (термическое окисление, прямое сращивание, внутреннее окисление за счет имплантированного кислорода и др.), и различаться для пластин от разных производителей. Свойства внутренней ГР так же могут быть модифицированы в процессе изготовления приборов на основе пленок КНИ из-за наличия скрытого диэлектрика, препятствующего диффузии дефектов и примесей вглубь материала. Поэтому электрическая характеристика границы раздела (ГР) пленка/скрытый диэлектрик является одной из основных задач для широкого класса устройств современной микро- и нанoeлектроники.

Одним из важных фундаментальных параметров материала и полупроводниковых приборов является подвижность носителей заряда. Ее значение во многом определяет пригодность материала для изготовления приборов, позволяет судить о степени чистоты материала, совершенстве структуры и о характере взаимодействия свободных носителей заряда с кристаллической решеткой. Использование полевых $\mu_{\text{eff}}(E_{\text{eff}})$ и концентрационных зависимостей подвижности $\mu_{\text{eff}}(N_e)$ в МОП-структурах позволяют характеризовать совершенство системы полупроводник/диэлектрик (приборного слоя, слоя диэлектрика и ГР между ними), даже не прибегая к ряду методик по исследованию ее структурных свойств (высокоразрешающей микроскопии, рамановской спектроскопии и др) [4-5].

Целью данной работы является определение подвижности вблизи внутренней ГР пленка/скрытый диэлектрик структур КНИ. Для этого использовались двузатворные МОП-транзисторы, изготовленных на основе полностью обедняемых пленок КНИ. показаны особенности определения подвижности в тонкопленочных структурах. Предложен метод выделения и профилирования компонентов подвижности μ_{eff} , обусловленных рассеянием на поверхностных фононах и на микрорельефе ГР. На основе полученных результатов проведено сравнение компонентов μ_{eff} вблизи скрытой ГР структур КНИ и вблизи высококачественной гетерограницы Si/SiO₂, сформированной термическим окислением объемного кремния.

Работа выполнена при частичной поддержке проекта RFMEFI58117X0026.

1. Reed G. T., et al. Nanophotonics, **3**(4-5), 229 (2014)
2. Soref R. IEEE J. Sel. Top. Quantum Electronics, **12**(6), 1678 (2006)
3. Dmitrienko E., et al. Nanomedicine, **11**(16), 2073 (2016)
4. Наумова О.В. и др. ФТП, **49**, 1360 (2015)
5. Зайцева Э.Г. и др. ФТП, **51**, 446 (2017)

n-Ge/Si СЛОИ И ЛОКАЛЬНО РАСТЯНУТЫЕ МИКРОСТРУКТУРЫ ДЛЯ КРЕМНИЕВОЙ ФОТОНИКИ

**Новиков А.В.^{1,2} *, Юрасов Д.В.¹, Морозова Е.Е.¹, Скороходов Е.В.¹, Юнин П.А.¹,
Дроздов М.Н.¹, Вербус В.А.^{1,3}, Яблонский А.Н.¹, Байдакова Н.А.¹, Андреев Б.А.¹,
Бушуйкин П.А.¹, Гусев Н.С.¹, Кудрявцев К.Е.^{1,2}, Антонов А.В.¹, Нежданов А.В.²,
Машин А.И.², Красильник З.Ф.^{1,2}**

¹ *Институт физики микроструктур РАН, Нижний Новгород, Россия*

² *ННГУ им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород, Россия*

³ *НИУ Высшая Школа Экономики, Нижний Новгород, Россия*

anov@ipmras.ru

В настоящее время легирование Ge донорными примесями и его растяжение активно используются для расширения функциональных возможностей Ge структур, сформированных на кремнии. Так Ge легированный донорами является перспективным материалом для создания на Si источников излучения ближнего ИК диапазона и сенсоров различных химических веществ, использующих плазмонный резонанс. Растяжение же Ge позволяет, за счет уменьшения энергетического зазора между прямой и не прямой запрещенными зонами, существенно увеличить эффективность излучательной рекомбинации носителей заряда в нем. В данной работе представлены результаты по формированию на Si методом МПЭ Ge:Sb слоев с высокой концентрацией электрически активной примеси, влиянию примеси на свойства n-Ge/Si слоев, созданию на основе Ge/Si слоев локально растянутых микроструктур и исследованию их излучательных свойств.

Методом МПЭ на Si(001) и SOI подложках были получены растянутые ($\epsilon = 0.2-0.25\%$) Ge:Sb слои с атомной концентрацией примеси до $6 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-2}$. Концентрация электронов в сформированных слоях по данным измерений эффекта Холла и спектров отражения достигает $\sim 2 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$, что более чем на порядок выше максимальной равновесной растворимости Sb в Ge. Показано, что варьирование концентрации электронов в Ge:Sb слоях в диапазоне $0.4 - 2 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$ позволяет смещать положение глобального минимума коэффициента отражения от них в широком спектральном диапазоне $7 \div 3.6 \text{ мкм}$. Данный факт делает полученные Ge:Sb/Si слои перспективными для создания на кремнии сенсоров молекул различных газов, работающих на основе плазмонных резонансов в окне прозрачности атмосферы 3-5 мкм. Продemonстрировано, что упругие напряжения, вносимые Sb в матрицу Ge, позволяют использовать рентгенодифракционный анализ для определения электрически активной концентрации примеси. Легирование Ge сурьмой до концентраций $\sim 10^{20} \text{ см}^{-2}$ ведет к увеличению при комнатной температуре интенсивности сигнала люминесценции, связанного с прямыми в k-пространстве излучательными переходами. Слабо растянутые слои Ge с различным уровнем легирования, выращенные на Si и SOI подложках, использовались для формирования локально растянутых микроструктур методом «концентрации напряжений». Согласно моделированию распределения деформации и их локальным измерениям методом спектроскопии КРС величина деформации растяжения в созданных микроструктурах достигает 3%. Методом микро-ФЛ установлено влияние деформации на спектры ФЛ полученных микроструктур.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проекты # 16-29-14056 и # 18-02-00771).

СОЗДАНИЕ BLACK-Si ДЛЯ СОЛНЕЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ ЗА СЧЕТ СЕЛЕКТИВНОГО ТРАВЛЕНИЯ СТРУКТУР С GeSi ОСТРОВКАМИ

Байдакова Н.А.¹, Вербус В.А.^{1,2}, Морозова Е.Е.¹, Новиков А.В.^{1,3*},
Скороходов Е.В.¹, Шалеев М.В.¹, Юрасов Д.В.¹, Ota Y.⁴, Hombe A.⁴,
Kurokawa Y.⁴, Usami N.⁴

¹ ИФМ РАН, Нижний Новгород, Россия

² НИУ Высшая Школа Экономики, Нижний Новгород, Россия

³ ННГУ им. Н.И.Лобачевского, Нижний Новгород, Россия

⁴ Nagoya University, Nagoya, Japan

anov@ipmras.ru

Тенденции в развитии солнечных элементов (СЭ) на основе c-Si, в частности, уменьшение толщины используемых пластин Si до значений меньше 100 мкм, ставят задачу по разработке новых подходов к формированию т.н. “black-Si” – Si характеризующегося малым коэффициентом отражения (R) и большим коэффициентом поглощения в широком спектральном диапазоне. При этом новые методы формирования black-Si должны не приводить к ухудшению таких характеристик СЭ, как время жизни неосновных носителей заряда (τ). Цель данной работы заключалась в разработке метода создания black-Si с использованием селективного травления структур с GeSi островками, оказывающего минимальное влияние на τ в Si.

Исходными для формирования рельефа служили структуры с одним слоем Ge(Si)/Si(001) островков, полученных методом МПЭ. Рельеф поверхности создавался за счет селективного, по отношению к SiGe сплавам, травления Si в водном растворе KOH с добавлением изопропилового спирта (KOH+IPA раствор). При данном травлении островки выступают в качестве маски при анизотропном травлении Si [1]. Формирование рельефа поверхности заканчивается удалением островков с поверхности Si путем их селективного травления в растворе HF: H₂O₂:CH₃COOH. Для структур с Ge(Si) островками, выращенными при 750-800⁰С, данный подход позволяет создавать black-Si

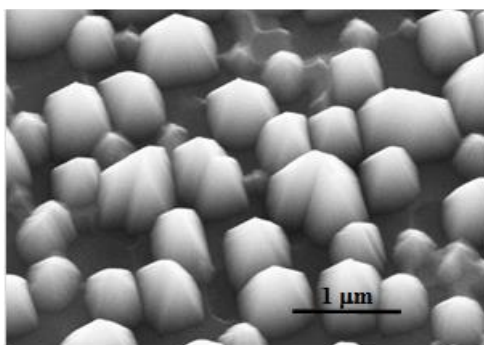


Рис. 1. СЭМ снимок созданной поверхности black-Si.

с величиной взвешенного R на уровне 2-3% [1]. Однако высокие температуры роста островков приводят к существенному уменьшению τ в созданном black-Si. Эксперименты по отжигу Si пластин показали, что отжиг при 600⁰С не оказывает существенного влияния на величину τ . В связи с этим была решена задача по формированию Ge(Si) островков субмикронного размера при температуре 600⁰С путем осаждения 60–120 монослоев Ge. Продемонстрировано, что использование структур с данными параметрами позволяет при последующем влажном химическом травлении получать black-Si с такими же низкими значениями взвешенного R

(рис. 1), как и для структур с GeSi островками, полученными при высоких температурах. Исследовано влияние создаваемого рельефа поверхности и его пассивации на величину τ . Полученные black-Si структуры использованы для создания макетов солнечных элементов.

Работа выполнена при поддержке РФФИ гранта # 18-52-50008_Яф-а.

1. D.V. Yurasov et.al, Materials Science in Semiconductor Processing 75, 143 (2018).

ВЛИЯНИЕ H_2/N_2 ПЛАЗМЫ НА ВЫСОТУ БАРЬЕРА МЕЖЗЕРЕННЫХ ГРАНИЦ LPCVD ПЛЕНОК ПОЛИ-КРЕМНИЯ

Наумова О.В., Нелюбин И.В., Фомин Б.И., Михайловский И.Г., Гаврилова Т.А.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН, Новосибирск, Россия

naumova@isp.nsc.ru

Тонкие пленки поликремния являются базовым материалом широкого класса приборов современной электроники (жидкокристаллических дисплеев с активной матрицей, солнечных элементов, биологических сенсоров и др.), основным элементом которых являются тонкопленочные транзисторы (ТКТ). Недостатком материала (по сравнению с пленками кремния) является наличие межзеренных границ раздела (МЗГ). Дефекты МЗГ являются ловушками для свободных носителей заряда – вводят набор уровней в запрещенную зону поли-Si. Захват носителей на ловушки приводит к формированию потенциальных барьеров, результатом которых является рассеяние свободных носителей, уменьшение их подвижности и деградация параметров ТКТ – увеличение подпорогового наклона зависимостей $I_{ds}-V_g$ и порогового напряжения транзисторов.

Хорошо известно, что атомарный водород пассивирует дефекты в поли-Si, что приводит к уменьшению барьера на МЗГ. Эффект более выражен после обработок в азотосодержащей плазме в присутствии водорода. Это связывают с дополнительной пассивацией дефектов азотом и/или усилением эффекта водородной пассивации в присутствии азота.

Целью данной работы являлось определение высоты потенциального барьера и плотности ловушек на МЗГ поли-Si при воздействии ICP H_2/N_2 плазмы. Для этого использовались ТПТ транзисторы с открытой поверхностью для непосредственного воздействия плазмы на пленку поли-Si. Транзисторы были изготовлены на основе 30-40 нм пленок, осажденных методом LPCVD на окисленную подложку кремния, выполняющую роль затвора ТПТ. Приведены результаты исследований: 1) порогового напряжения и подпорогового наклона затворных характеристик транзисторов, высоты потенциального барьера и плотности дефектов на МЗГ в зависимости от режима (температуры подложки, мощности и длительности воздействия) воздействия ICP H_2/N_2 плазмы и 2)

влияния исходного состояния поверхности ТПТ на высоту барьера. Также приведены результаты исследований морфологии пленок, выполненные в ЦКП “Наноструктуры” (ИФП СО РАН, Новосибирск).

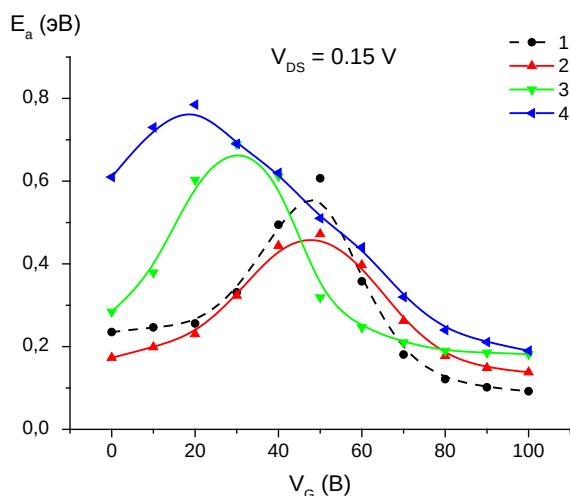


Рис.1. Значения энергии активации ловушек в зависимости от напряжения на затворе поли-Si транзисторов при различной длительности воздействия ICP-плазмы, мин: 1 – 0, 2 – 30, 3 – 100, 4- 180.

УПОРЯДОЧЕННЫЕ АНСАМБЛИ GeSi КВАНТОВЫХ ТОЧЕК НА СТРУКТУРИРОВАННОЙ ПОВЕРХНОСТИ Si(100)

Смагина Ж.В.¹, Зиновьев В.А.¹, Рудин С.А.¹, Кривякин Г.К.^{1,2},
Яблонский А.Н.³, Степихова М.В.³, Новиков А.В.³, Двуреченский А.В.^{1,2}

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

²Новосибирский государственный университет, Новосибирск, Россия

³Институт физики микроструктур РАН, Нижний Новгород, Россия
smagina@isp.nsc.ru

Полупроводниковые Ge/Si гетероструктуры, выращенные на структурированных подложках, содержащих центры зарождения трёхмерных наноструктур (квантовых точек) в виде ямок или канавок привлекают внимание различных исследовательских групп. Рост на структурированных подложках является одним из способов контроля мест зарождения нанобъектов и их упорядочения в пространстве. Упорядоченное расположение квантовых точек (КТ), в свою очередь, является ключевым фактором для их практического применения в микро- и нано-электронных устройствах. В данной работе экспериментально и теоретически изучено влияние формы ямок и периода их расположения на условия зарождения, геометрические размеры и излучательные свойства GeSi квантовых точек.

Структурированная поверхность Si(100), представляла собой массив ямок, периодически расположенных на расстоянии от 0.5 мкм до 6 мкм относительно друг друга. На поверхность осаждали слой Ge толщиной, достаточной для зарождения КТ в ямках, но меньшей, чем критическая толщина зарождения КТ на плоской поверхности. Установлено, что на места зарождения КТ влияет глубина и форма дна ямок. Так для ямок с остrokонечным (V-образным) дном и глубиной ямок 20 – 50 нм зарождение и рост КТ наблюдается только внутри ямок. КТ имеют форму пирамид с прямоугольным основанием, стороны которого ориентированы в направлениях типа [100]. В случае, когда дно ямок плоское (U-образное), КТ зарождаются по периметру ямки. Проведенные расчеты методом Монте-Карло показали, что данный эффект обусловлен различием в распределении упругой деформации на границе Ge/Si в зависимости от формы дна ямок. Для ямок с V-образным дном наиболее релаксированная область находится в центре дна, где и происходит зарождение трёхмерных наноструктур Ge. Тогда как для ямок с U-образным дном наиболее релаксированные области смещаются со дна ямок к их краям, что приводит к зарождению островков Ge по их периметру. При глубине ямок ≥ 100 нм в эксперименте наблюдается зарождение КТ вокруг ямок независимо от формы дна.

Методами спектроскопии комбинационного рассеяния света (КРС) и микрофотолюминесценции (ФЛ) исследованы излучательные и структурные свойства GeSi квантовых точек, упорядоченных на поверхности Si(100). Показано влияние периода решетки затравочных ямок на свойства КТ. Данные КРС и ФЛ свидетельствуют о том, что увеличение расстояния между ямками в плоскости роста приводит к увеличению размеров КТ за счет роста площади поверхности, с которой в затравочные ямки собирается Ge.

Работа финансировалась из средств гранта РФФИ №16-29-14031 в части роста структур, госзадания №0306-2015-0015 в части моделирования, гранта РФФИ №18-42-520047 в части люминесцентных измерений.

ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ ЗАКИСИ АЗОТА В ГАЗОВОЙ СМЕСИ $\text{SiH}_4\text{-N}_2\text{O}$ НА СООТНОШЕНИЕ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ И АМОРФНЫХ ФАЗ В ПЛЕНКАХ ПОЛУИЗОЛИРУЮЩЕГО КРЕМНИЯ

Терехов В.А., Барков К.А., Коновалов А.В., Ивков С.А., Фоменко Ю.Л.,
Локтионова О.Е., Нестеров Д.Н., Домашевская Э.П.

Воронежский государственный университет

ftt@phys.vsu.ru

Использование пленок полуизолирующего кремния, легированного кислородом, типа SIPOS (Semi-Insulating Polycrystalline Oxygen-doped Silicon), в качестве пассивирующих слоев позволяет повысить пробивные напряжения высоковольтных приборов [1]. Данные пленки представляют собой композитный материал, состоящий из аморфного кремния, субоксидов кремния и включений нанокристаллов кремния, однако современная информация об их соотношении в пленках SIPOS противоречива [2], что затрудняет выбор состава газовой смеси при их формировании. Поэтому в данной работе исследовалось влияние содержания закиси азота в атмосфере $\text{SiH}_4\text{-N}_2\text{O}$ на фазовый состав пленок SIPOS.

Исследуемые пленки SIPOS на подложках Si(100) получали методом ХОГФ силана с добавлением закиси азота, в соотношениях $\gamma = \text{N}_2\text{O}/\text{SiH}_4$: 0, 0.05 и 0.1. ХОГФ проводилось при пониженном давлении ($P=20$ Па) и температуре 635°C [3]. Фазовый состав пленок определялся стандартными методами рентгеновской дифракции и ПЭМ, а также методом ультрамягкой рентгеновской эмиссионной спектроскопии (УМРЭС).

Результаты комплексных исследований показывают, что с ростом соотношения $\text{N}_2\text{O}/\text{SiH}_4$ от 0 до 0,1 вклад субоксидной фазы увеличивается от 0 до 20 мол.%, а размеры нанокристаллов кремния уменьшаются от ~ 50 до ~ 5 нм, и при $\gamma=0,1$ основной является фаза аморфного кремния. Особенно наглядно это видно по данным УМРЭС, где в пленке SIPOS с $\gamma=0$ наблюдается спектр валентных электронов (рис.1b), характерный для кристаллического кремния c-Si (рис.1a), а для пленки SIPOS с $\gamma=0,1$ Si L2,3 спектр (рис.1b) подобен спектру аморфного кремния a-Si (рис.1a).

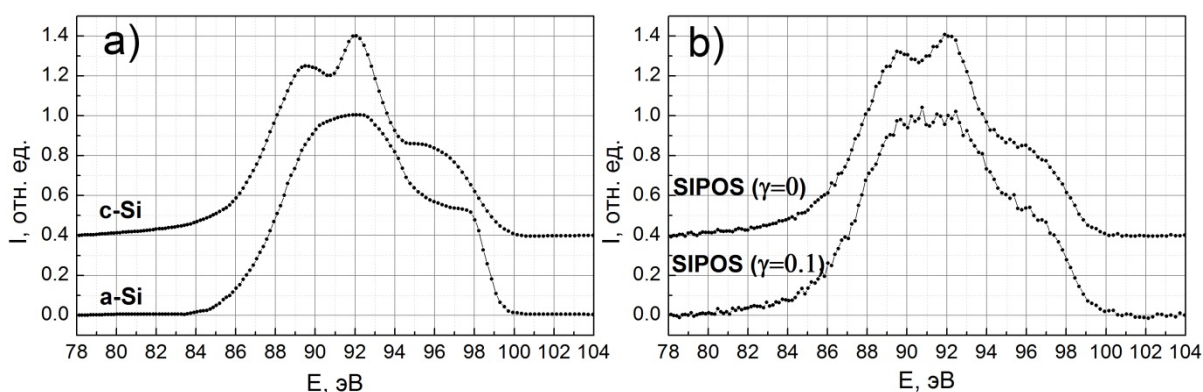


Рис.1. Рентгеновские эмиссионные SiL2,3-спектры кристаллического c-Si и аморфного a-Si кремния (a) и пленок SIPOS с различным $\gamma = \text{N}_2\text{O}/\text{SiH}_4$ (b)

1. T. Matsushita et. al/ IEEE Transactions on electron devices.–1976.–V. ED-23, N.8.–P.826-831.
2. S. Schamm et. al/ Materials Science and Engineering.–2004.–V. B107.– P. 58–65.
3. Э.П. Домашевская и др./ Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования.– 2015.– Т.12.– с. 24-31.

СРАВНЕНИЕ ВОЛНОВодНЫХ СВОЙСТВ ЛИНЕЙНЫХ ЦЕПОЧЕК Au И Si НАНОСФЕР

Барabanенков М.Ю.¹, Барabanенков Ю.Н.²

¹ ФГБУН ИПТМ РАН, Черноголовка, Россия

² ФГБУН «ИРЭ им. В.А. Котельникова» РАН, Москва, Россия

В докладе приведены результаты расчетов распространения электромагнитного (ЭМ) возбуждения вдоль линейной цепочки немагнитных изотропных сферических наночастиц, проведенные на основе метода квази-сепарабельного T - оператора рассеяния [1] для решения задач многократного рассеяния электромагнитных волн в плотных дискретных средах. Предполагается, что внешняя ЭМ волна (или узкий луч) возбуждает крайнюю частицу (или группу частиц) линейной цепочки частиц. Возбуждение передается к другим частицам посредством их взаимного переоблучения. Расчет самосогласованных токов I , наведенных в j -ой частице цепочки из N частиц, проводится в приближении ближайших соседей и электрического дипольного рассеяния при поляризации плоской падающей волны в плоскости, перпендикулярной оси цепочки.

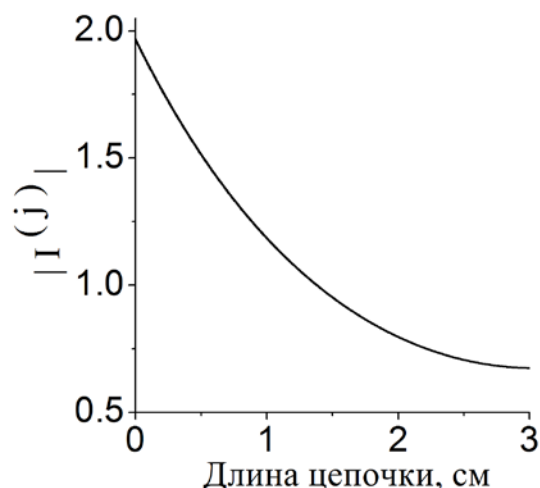


Рис. 1. Нормированные токи, наведенные в частицах цепочки из $N = 2 \times 10^5$ Au наносфер диаметром 152 нм.

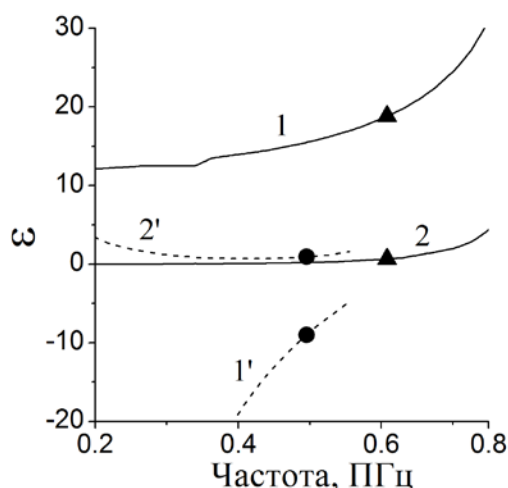


Рис. 2. Действительная (1,1') и мнимые (2,2') части диэлектрической проницаемости Si и Au

На рис.1 показано дальнейшее распространение возбуждения [2] по плотно упакованной линейной цепочке Au наносфер при возбуждении первой частицы на резонансной (▲) для цепочки частоте 0.496 ПГц (оранжевый свет). Число частиц пересчитано в длину цепочки. Отметим, что возбуждение на плазменной частоте Au (около 2 ПГц) затухает на нескольких первых частицах цепочки. Аналогичная резонансная частота (●) дальнего распространения возбуждения отсутствует для цепочки Si наносфер в силу отличного от Au характера дисперсии диэлектрической проницаемости Si (рис.2). Токи, наведенные в частицах Si цепочки, затухают в нескольких первых наносферах, вследствие истинного поглощения излучения.

1. Ю.Н. Барabanенков, М.Ю. Барabanенков // Журнал радиоэлектроники. 2013. №4, С.1.
2. Yu.N. Barabanenkov, M.Yu. Barabanenkov // JOSA A. 2017. v.34, №3. PP.321.

ВЛИЯНИЕ ВИДА ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ ПОДЛОЖКИ НА СВОЙСТВА КРЕМНИЕВЫХ ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ СТРУКТУР

Рыгалин Б.Н., Прокофьева В.К., Никифоров М.О.

*Национальный исследовательский университет «МИЭТ»,
Москва, Россия
prokofeva_v@mail.ru*

Автолегирование приводит к увеличению уровня легирования слоя, "размытию" переходной области подложка-слой и, кроме того, загрязняет реакционный объем, ухудшает воспроизводимость легирования. Существует два возможных механизма автолегирования: 1 – твердотельная диффузия из подложки в слой во время эпитаксии; 2 – перенос примеси с лицевой или обратной стороны сильнолегированной подложки в растущий слой через газовую фазу. Наиболее сложен второй механизм – перенос примеси через газовую фазу. В общем случае выход примеси из сильнолегированной подложки в газовую фазу может осуществляться на каждом из технологических этапов выращивания эпитаксиальных слоев. Наиболее распространенная акцепторная примесь – бор, имеющий низкое давление пара при температуре эпитаксии, переносится в форме газообразных химических соединений. При этом перенос примеси может осуществляться на всех стадиях технологического процесса. Известные данные свидетельствуют о том, что перенос примеси через газовую фазу, как и диффузионное автолегирование, зависит от вида примеси, легирующей подложку. Это означает, что подбирая оптимальный легирующий элемент, можно эффективно управлять автолегированием и, следовательно, суммарным профилем распределения примеси в слое. Эффект автолегирования наиболее заметно выражен в случае выращивания слоев на подложках сильнолегированных бором. разработки методов получения кремния *p*-типа, легированного другими акцепторными примесями – галлием и индием. Выращивание кристаллов осуществлялось методом Чохральского из расплава, Концентрацию примеси в кристаллах контролировали по данным электрофизических измерений (удельного сопротивления и эффекта Холла) и химико-спектрального анализа образцов, вырезанных из различных частей слитка.

Для изучения переноса галлия и индия в эпитаксиальные слои кремния использовали подложки, легированные галлием и индием, с удельным сопротивлением 0,03 и 0,5 Ом·см ($3 \cdot 10^{18}$ и $4 \cdot 10^{16}$ см⁻³, соответственно), изготовленные из полученных кристаллов по стандартной технологии. Получение слоев проводилось на установке вертикального типа в процессе водородного восстановления тетрахлорида кремния (хлористый метод) при температуре 1370–1470 К. Уровень автолегирования определялся по данным измерения удельного сопротивления слоев. Характер распределения легирующей примеси в слоях контролировался методом сопротивления растекания. Полученные экспериментальные результаты показали, что бор в значительной степени переносится из подложки в слой. При этом уровень автолегирования достигает $(2-3) \cdot 10^{15}$ см⁻³. В выбранных условиях эпитаксии автолегирование галлием и индием практически отсутствует.

1. Королев М.А., Крупкина Т.Ю., Ревелева М.А. Технология, конструкции и методы моделирования кремниевых интегральных кремниевых интегральных микросхем. – М.: БИНОМ. Лаборатория знаний, 2012. – 397 с.

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ВАКУУМНОГО РАФИНИРОВАНИЯ РАСПЛАВА КРЕМНИЯ В УСЛОВИЯХ МАГНИТОГИДРОДИНАМИЧЕСКОГО ПЕРЕМЕШИВАНИЯ

Карабанов С.М.¹, Суворов Д.В.¹, Тарабрин Д.Ю.¹, Беляков О.А.²,
Карабанов А.С.², Сливкин Е.В.¹, Серебряков А.Е.¹, Трубицын А.А.¹,
Воронина Т.Н.², Панов А.А.², Ерахтин О.В.²

¹Рязанский государственный радиотехнический университет, Рязань, Россия

²ООО «ХЕЛИОС-Ресурс», Саранск, Россия

pvs.solar@gmail.com

В настоящее время наблюдается стремительный рост фотоэлектрической промышленности. При этом доминирующее положение на рынке занимают солнечные элементы на основе моно- и мультикристаллического кремния. Базовым сырьем для изготовления солнечных элементов является кремний «солнечного качества». Отраслью востребованы новые рентабельные и экологически безопасные технологии получения высокочистого кремния, основанные на прямой очистке без промежуточных стадий превращения его в химические соединения.

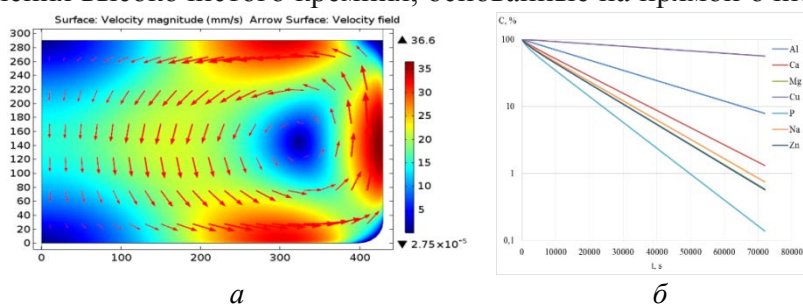


Рис. 1. (а) Распределение скорости потока кремния (б) и временные зависимости уменьшения средних по объему нормированных концентраций различных типов примесей в условиях МГДП ($V_s = 33$ мм/с; логарифмический масштаб)

Представлены результаты расчетов очистки кремния от примесей с высоким давлением насыщенных паров при температуре выше температуры плавления кремния (P, Zn, Na, Mg, Ca, Al, Cu).

Исследования проведены методом математического моделирования с использованием программ COMSOL Multiphysics.

В результате проведенных расчетов установлены следующие закономерности:

- установлено, что при отсутствии перемешивания механизм диффузии не обеспечивает эффективной очистки кремния от примесей;
- показано, что для условий больших объемов кремния (формат тигля G5) в условиях МГДП обеспечивается уменьшение средней концентрации примеси фосфора с 30 ppm до 0,1 ppm за время порядка 12-20 часов. В этих же условиях содержание примеси алюминия уменьшается более чем в 10 раз, кальция – в 100 раз.

В результате проведенных исследований установлены основные закономерности очистки кремния от примесей имеющих высокое давление насыщенных паров при температурах, выше температуры плавления кремния. Результаты исследований использованы при разработке технологии очистки кремния и проектировании установки для реализации этого процесса.

Работа подготовлена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ в рамках соглашения о предоставлении субсидии № 14.577.21.0263 от 26.09.2017 г.

УСИЛЕНИЕ ФОТОЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ НАНООСТРОВКОВ Ge(Si) В НИЗКОРАЗМЕРНЫХ РЕЗОНАТОРАХ НА БАЗЕ ФОТОННЫХ КРИСТАЛЛОВ

Степихова М. В.^{1,*}, Яблонский А. Н.¹, Скороходов Е. В.¹, Сергеев С. М.¹,
Шалеев М. В.¹, Уткин Д. Е.², Rutckaia V.³, Новиков А. В.¹, Красильник З. Ф.¹

¹ Институт физики микроструктур РАН, Нижний Новгород, Россия,

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

³ Centre for Innovation Competence SiLi-nano®, Martin-Luther-University Halle-Wittenberg,
Halle (Saale), Germany

* mst@ipm.sci-nnov.ru

В работе приводятся результаты исследований фотонно-кристаллических резонаторов, сформированных на светоизлучающих структурах кремния с наноструктурами Ge(Si). Фотонные кристаллы (ФК) и фотонно-кристаллические резонаторы, формируемые

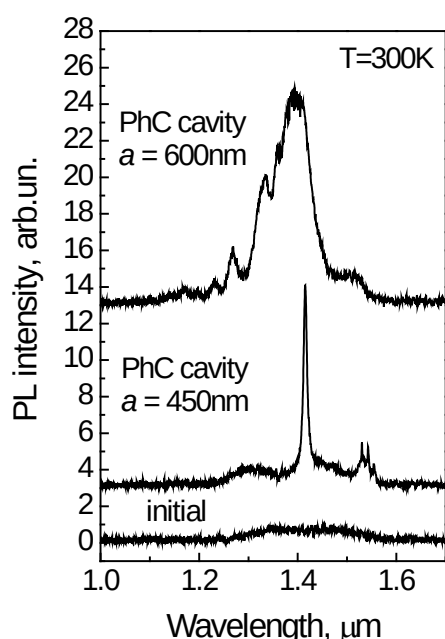


Рис.1. Наблюдаемое усиление сигнала ФЛ в ФК-резонаторах с разными периодами решетки ($a = 450$ нм, $a = 600$ нм), соотношением радиусов отверстий к периоду ФК $r/a = 0.3$. Нижний спектр на рисунке соответствует сигналу ФЛ, измеренному в непроцессированной области образца

введением «дефекта» в фотонный кристалл, представляют собой интересный объект для исследования процессов взаимодействия света с излучающей средой в условиях сильной локализации излучения на масштабах, сравнимых с длиной волны [1], и открывают новые возможности создания перспективных элементов нанофотоники, интегрируемых на кремниевом чипе [2].

Методом микро-фотолюминесценции с высоким пространственным (до 2 мкм) и спектральным (> 0.05 см⁻¹) разрешением исследованы ФК-резонаторы с линейной (L3) геометрией дефекта и варьируемыми параметрами фотонного кристалла. Показана возможность наблюдения в таких структурах явлений резонансного (обусловленного взаимодействием излучающей среды с модами резонатора) и нерезонансного (обусловленного взаимодействием среды с радиационными модами ФК) усиления сигнала фотолюминесценции (ФЛ) наноструктур Ge(Si). В рамках проведенных исследований показана взаимосвязь наблюдаемых явлений с параметрами ФК-резонаторов. В исследованных структурах усиление сигнала ФЛ наноструктур Ge(Si) превышало порядок величины при комнатной температуре (рис. 1).

Работа поддержана РФФИ (проект #18-42-520047_р) и частично финансируется из средств программы фундаментальных исследований Президиума РАН «Наноструктуры: физика, химия, биология, основы технологий».

1. K.J. Vahala // Nature, V. 424, 839 (2003).
2. F. Priolo, T. Gregorkiewicz, M. Galli, T.F. Krauss // Nature Nanotechnology, V. 9, 19 (2014).

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ФОРМИРОВАНИЯ И ЛЮМИНЕСЦЕНТНЫХ СВОЙСТВ ГЕКСАГОНАЛЬНЫХ ФАЗ КРЕМНИЯ, СИНТЕЗИРОВАННЫХ С ПРИМЕНЕНИЕМ ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ

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

*Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского,
Нижний Новгород, Россия
dmkoroлев@phys.unn.ru*

Современная оптоэлектроника требует создания всех элементов в интегральном исполнении. Особенно важно использование материалов на основе кремния, что позволит использовать отлаженную кремниевую технологию для производства таких устройств. К настоящему моменту удалось создать практически все элементы оптоэлектронной интегральной схемы на кремнии, однако, до сих пор не найдено удовлетворительного решения проблемы источника света. Кремний, в силу своей непрямозонной структуры, обладает низкой интенсивностью собственной межзонной люминесценции, что не позволяет использовать его в качестве достаточно эффективного излучателя. Одним из решений этой проблемы может служить создание гексагональных фаз кремния, обладающих повышенной интенсивностью люминесценции по сравнению с алмазоподобным кремнием. В настоящей работе исследованы структурные и люминесцентные свойства включений гексагональной фазы кремния, созданных путем ионно-лучевого синтеза.

В качестве исследуемых образцов был использован кремний КЭФ-4.5 с ориентацией поверхности (100). Часть образцов была термически окислена, толщины полученных пленок составляли 120, 160 и 300 нм. Далее образцы подвергались облучению ионами Ga^+ , N_2^+ , Kr^+ в различных комбинациях с вариацией режимов имплантации и отжига. Исследование структуры путем просвечивающей электронной микроскопии поперечного сечения (111) производилось на микроскопе JEOL JEM-2100F. Фотолюминесценция регистрировалась при 77 К по стандартной методике с синхронным детектированием при возбуждении на длинах волн 525 и 980 нм.

Исследование показало, что при имплантации ионов галлия и азота в Si с предварительно ионно-синтезированной пленкой нитрида кремния и в термические пленки оксида кремния с последующим отжигом в подложке на границе с пленкой (на глубинах, превышающих средний проецированный пробег ионов), формируются включения гексагональной фазы. Последняя была идентифицирована методом Фурье-анализа изображений высокого разрешения как фаза 9R (упаковка типа hhc). Имплантация ионов криптона в термические пленки SiO_2 показала формирование той же фазы в подложке на границе раздела с пленкой (для пленок с толщинами 120 и 160 нм), однако, для пленки толщиной 300 нм формирования новой фазы не выявлено. Исследование люминесцентных свойств показало появление полосы люминесценции на длине волны 1240 нм, предположительно связанной с формированием фазы 9R кремния. Полученные результаты обсуждаются с точки зрения влияния механических напряжений и их релаксации как движущей силы формирования фазы 9R.

Работа выполнена при поддержке Минобрнауки России в рамках проектной части государственного задания (№ 16.2737.2017/4.6). Никольская А.А. признательна за поддержку в рамках программы «УМНИК».

ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОДЛОЖЕК КРЕМНИЯ ДЛЯ СОЛНЕЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ

Николаев В.И., Шпейзман В.В., Бобыль А.В., Кардашев Б.К., Бойко М.Е.,
Вербицкий В.Н., Теруков Е.И., Смирнова Е.В. *, Давитадзе С.Т. *

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

nkvlad@inbox.ru

**ООО «Солар Кремниевые технологии», г. Подольск, Россия.*

Работа выполнена на подложках кремния со сторонами 156 мм со скруглением по углам. Образцы были вырезаны для испытаний из слитков диаметром ~ 200 мм, выращенных методом Чохральского в ООО «Солар Кремниевые технологии», г. Подольск. Предварительно слиток по длине был разделен на 6 брусков, из которых и отбирались пластины. Все пластины испытывались в двух состояниях: исходном (после резки, толщиной 195 мкм) и после стравливания нарушенного слоя с последующей пассивацией (толщина последних составляла ~ 175 мкм).

Прочностные испытания пластин проводились на разработанных оригинальных автоматизированных установках кольцевого изгиба. Пластины помещались на подставку в виде кольца диаметром 60 мм и нагружались со скоростью 0.2 мм/мин. Оконечная часть штока испытательной машины также представляла кольцо диаметром 20 мм, соосного с первым кольцом и образцом. В ходе эксперимента фиксировалась сила F как функция перемещения штока испытательной машины Δl , т.е. прогиба пластины под нагружающим кольцом. В результате было обнаружено, что примерно до прогиба, равного половине толщины пластины, функция $F(\Delta l)$ хорошо удовлетворяет точному решению осесимметричной задачи теории упругости с усредненными по различным направлениям в плоскости (100) модулем упругости и коэффициентом Пуассона. В нашем случае предсказывает зависимость $F \approx 6 \cdot \Delta l$, где F в H и Δl в мкм. При $\Delta l > 0.1$ нагрузка начинает резко возрастать. Причиной этого могут служить различные факторы: мембранный эффект при изгибе, необходимость учета большого угла поворота пластины на опоре, а также неупругие эффекты (отклонения от закона Гука, или превышение физического предела упругости), которые наблюдались нами при ультразвуковых измерениях модуля упругости.

Физический (акустический) предел упругости определялся по методике акустического внутреннего трения на частоте ~ 100 кГц. Для этого вырезанные из пластин в двух направлениях $[010]$ и $[011]$, соответствующих наименьшему и наибольшему модулю упругости в плоскости (100) , образцы поочередно присоединялись к пьезовибратору. Результат измерения амплитудной зависимости модуля Юнга и декремента затухания показали, что отклонения от постоянных значений (дефект модуля) начинаются при амплитудах деформации $\varepsilon \sim 5 \cdot 10^{-5}$, что приблизительно равно деформации при прогибе 0.1 мм.

Были проведены также фотоэлектрические исследования пластин после двухстороннего стравливания нарушенного слоя и нанесения пассивирующих слоев. Исследования зависимостей свойств от номера бруска, на которые разрезали слиток, показали, что наблюдается немонотонная зависимость концентраций кислорода и углерода в пластинах от их положения в слитке. К концу слитка увеличивается их прочность и эластичность, что, возможно, связано с изменением концентрации центров трещинообразования на поверхности пластин. Было установлено, что нет каких-либо заметных корреляций между фотоэлектрическими, электрофизическими свойствами пластин и местом их положения в ростовом слитке. На основании анализа корреляций, наблюдаемых на всей совокупности стравленных и пассивированных пластин, между временем жизни неосновных носителей и другими параметрами (контрольными, технологическими, целевыми) можно сделать прогноз, что КПД, изготовленных с их использованием солнечных элементов типа НТ, окажется около $19\text{--}21\%$.

РОСТ МЕТОДОМ «ГОРЯЧЕЙ ПРОВОЛОКИ» СИЛЬНОЛЕГИРОВАННЫХ Ge/Si(001) СЛОЕВ n-ТИПА ПРОВОДИМОСТИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ GaP-ИСТОЧНИКА

Шенгуров В.Г.^{1,2}, Денисов С.А.^{1,2}, Чалков В.Ю.¹, Прохоров Д.С.²,
Зайцев А.В.², Кудрин А.В.^{1,2}, Здоровейщев А.В.¹, Дорохин М.В.^{1,2},
Бузынин Ю.Н.³, Трушин В.Н.^{1,2}, Ведь М.В.^{1,2}

¹ Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород, Россия

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

³ Институт физики микроструктур РАН,
Нижний Новгород, Россия
shengurov@phys.unn.ru

В работе приводятся результаты исследования эпитаксиальных слоев германия, выращенных методом «горячей проволоки» (HW CVD) и легированных атомами фосфора при испарении соединения GaP из эффузионной ячейки. Слои осаждали на подложках Si(100) при низких температурах (~350°C). Разложение моногермана (GeH₄) происходило на танталовом полосковом источнике, расположенном напротив подложки и нагреваемом до $T = 1300 - 1500^\circ\text{C}$. Соиспарение атомов фосфора происходило при нагревании соединения GaP, загруженного в эффузионную ячейку и нагретого до $700 - 775^\circ\text{C}$.

Экстремально высокие концентрации носителей заряда около $8 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$ были получены в слоях Ge/Si(100) без подвержения их постростовой термической обработке для активации примеси. Контролируемое легирование слоев атомами фосфора в пределах $2 \cdot 10^{18} - 8 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$ достигалось лишь изменением температуры ячейки, либо соотношением потока фосфора и потока из ячейки фрагментов прекурсора, испаряемых с «горячей проволоки». Эти концентрации носителей были близки к концентрации атомов фосфора, измеренной методом ВИМС. Это позволяет предположить, что механизм роста слоев Ge:P обеспечивает почти полное встраивание атомов фосфора в слой и происходит подавление формирования неактивных кластеров и дефектов.

Выращенные слои имели высокую кристалличность (плотность прорастающих дислокаций $\sim 1 \cdot 10^5 \text{ см}^{-2}$, ширина кривой качания на полувысоте пика Ge(100) по данным рентгеновской дифракции $\sim 0,05^\circ$). По данным атомно-силовой микроскопии среднеквадратичная шероховатость (rms) поверхности $\sim 0,3 \text{ нм}$.

Исследование фотолюминесценции (ФЛ) слоев n^+ -Ge/Si(100) показало, что на спектре наблюдается сдвиг пика по отношению как к пику от монокристалла Ge для прямого, так и для непрямого перехода. Этот сдвиг пика ФЛ может быть связан с высоким уровнем легирования слоев.

Работа выполнялась в рамках госзадания Минобрнауки России (№16.7443.2017/БЧ).

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ СЛОЕВ GaSb НА ПОВЕРХНОСТИ Si(001)

Недомолкина А.А., Гутаковский А.К.

ИФП СО РАН, г. Новосибирск, Россия

avgystina17@mail.ru, gut@isp.nsc.ru

В настоящее время актуальна проблема создания светоизлучающих устройств с высокой светоотдачей на базе кремниевой интегральной технологии. Эту задачу пытаются решить либо выращиванием тонких пленок прямозонных полупроводников на подложках кремния, либо синтезом монокристаллических кремниевых структур со встроенными напряженными слоями и/или нанокристаллами прямозонных полупроводников. Недостаток первого подхода - формирование высокой плотности дислокаций и дефектов упаковки в пленке, что приводит к росту безызлучательной рекомбинации и существенному снижению интенсивности электролюминесценции. Альтернативный подход позволяет сформировать в активной области кремниевого р-п перехода нанокристаллы прямозонных и квазипрямозонных полупроводников. В этом случае удастся получить электролюминесценцию в требуемом спектральном диапазоне, однако её интенсивность недостаточна для практического использования в оптоволоконных системах. Таким образом, основной задачей данного исследования является установление связей между условиями получения, структурой и оптическими свойствами нанокристаллов. На первом этапе этой работы были исследованы структурно-морфологические особенности ультратонких слоев GaSb, выращенные методом МЛЭ на поверхности Si(001). Исследования выполнены с помощью высокоразрешающей электронной микроскопии (ВРЭМ) на электронном микроскопе JEM-4000EX (JEOL) при ускоряющем напряжении 400кВ. Для количественного анализа ВРЭМ-изображений проводилась цифровая обработка экспериментальных изображений с использованием коммерческого пакета программ GMS-1.8.4 (GATAN).

Установлено, что при условиях МЛЭ, соответствующих осаждению примерно 5 монослоев антимонида галлия (около 1,6 нм) формируются островки GaSb, латеральные размеры которых составляют 20-30 нм, а высота – 5 – 6 нм. Все островки эпитаксиально ориентированы относительно подложки и имеют кристаллическую структуру с кристаллографическими параметрами, соответствующими объемному GaSb. Цифровая обработка экспериментальных ВРЭМ изображений методом геометрической фазы позволяет отчетливо визуализировать в гетерогранице GaSb – Si дислокации несоответствия (ДН), средний период залегания которых составляет 3,21 нм и соответствует полной аккомодации несоответствия сопрягаемых кристаллических решеток.

При наращивании этих островков кремнием, они сохраняют свою структуру и размеры. При этом, ДН, которые обеспечивают аккомодацию кристаллических решеток GaSb и Si формируются по периметру островков.

Работа выполнена в рамках проекта РФФИ (грант 18-32-00548).

1. А. В. Баранов, В. Г. Маслов, А. О. Орлова, А. В. Федоров Практическое использование наноструктур // Учебное пособие. - Санкт-Петербург: НИУ ИТМО, 2014.
2. E.A. Chusovitina, D.L. Goroshko, S.A. Dotsenko, S.V.Chusovitina, A.V. Shevlyagin, N.G. Galikin, A.K.Gutakovskii GaSb nanocrystals grown by solid phase epitaxy and embedded into monocrystalline silicon// Scripta Materialia 2017, 136, PP 83-86.

МОДЕРНИЗИРОВАННЫЕ АВТОМАТИЗИРОВАННЫЕ ИЗМЕРИТЕЛИ УДЕЛЬНОГО СОПРОТИВЛЕНИЯ «РОМЕТР» И ВРЕМЕНИ ЖИЗНИ НЕРАВНОВЕСНЫХ НОСИТЕЛЕЙ ЗАРЯДА «ТАУМЕТР-2М» В КРЕМНИИ

Владимиров В.М., Матвеев С.В., Марков В.В., Сергей М.Е., Шепов В.Н.

ФИЦ КНЦ СО РАН, Красноярск, Россия
vlad@ksc.krasn.ru

В докладе будут представлены модернизированные приборы для измерения характеристик кремния – автоматизированный измеритель удельного электросопротивления (УЭС) монокристаллического кремния четырехзондовым методом «Рометр» и автоматизированный измеритель времени жизни неравновесных носителей заряда (ВЖ ННЗ) в кремнии бесконтактным сверхвысокочастотным способом – «Тауметр 2М».

Механические части приборов «Рометр» (рис. 1) и «Тауметр 2М» (рис. 2) максимально унифицированы. Измерительный стол приборов позволяет проводить измерения на пластинах и слитках кремния высотой до 30 мм и диаметром до 300 мм. Точность позиционирования образцов – 100 мкм. Управление приборами «Рометр» и «Тауметр 2М» осуществляется через USB порт.



Рис. 1



Рис. 2

Основное преимущество прибора «Тауметр-2М» заключается в том, что в приборе реализована развертка частоты в диапазоне 4800 – 5300 МГц, поэтому оператор контролирует не только величину затухания СВЧ мощности на рабочих резонансах измерительного резонатора, но и форму резонансных кривых. Это необходимо для устранения искажений резонансных линий, приводящих к увеличению ошибки измерений.

Кроме того, измерения ВЖ ННЗ проводятся на двух разных модах диэлектрического резонатора (ДР), обладающих разной чувствительностью – **Е** и **Н** моды, резонансы которых находятся в диапазоне частот 4800 – 5300 МГц. Благодаря разной чувствительности мод, образцы кремния с большим изменением фотопроводимости под действием лазерного излучения фиксируются слабочувствительной **Н** модой, а образцы с малым изменением фотопроводимости измеряются на высокочувствительной **Е** моде.

Таким образом, в результате применения СВЧ датчика на основе двухмодового ДР, прибор «Тауметр-2М» позволяет измерять ВЖ ННЗ в диапазоне от 0.1 мкс до 10 мс. При этом диапазон УЭС может варьироваться от 0.05 до 10 000 Ом×см. Возбуждение ННЗ в полупроводниках осуществляется излучением лазерного диода с длиной волны 1.06 мкм и предельной мощностью непрерывного излучения 500 мВт. Для измерения малых значений ВЖ ННЗ в приборе применен АЦП с максимальной частотой дискретизации 100 МГц. Для измерения ВЖ ННЗ в низкоомных полупроводниках реализован режим измерений с накоплением данных.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ СПИН-ЗАВИСИМЫХ ПРОЦЕССОВ НА ПОВЕРХНОСТИ КРЕМНИЯ В КВАНТОВОМ КОМПЬЮТИНГЕ

Коплак О.В.^{1*}, Терещенко А.Н.², Моргунов Р.Б.¹

¹Институт проблем химической физики РАН, Черноголовка, Россия

²Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия

o.koplak@gmail.com

В квантовом компьютеринге процесс вычислений реализуется в результате манипуляции волновыми функциями микрочастиц. При этом особого внимания заслуживает установление роли дефектов, включений, гетерофазных границ и поверхности, ведь рабочим элементом любого устройства, в конечном итоге, окажется поверхность кристалла. Нами предложен метод использования спин-зависимых реакций в кремнии в квантовых вычислениях и их реализации с помощью магнитного изотопного эффекта, управляемого спинами ядер ^{29}Si [1, 2] и контролируемого по окислению кремния. Неравновесная электронная пара $\text{Si}\dots\text{O}$ с тремя спинами рассмотрена, как прототип простейшего логического устройства. Переориентации ядерных спинов соответствуют элементарным преобразованиям информации.

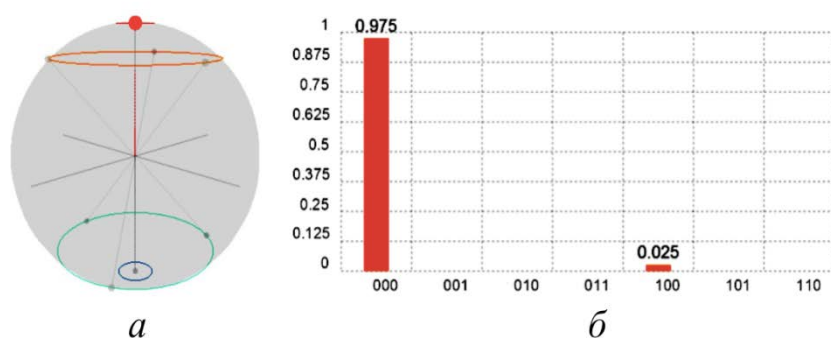


Рис. 1. а – сфера Блоха, б – расчет вероятностей состояний 3-qbit.

Реальный расчет вероятности различных состояний в трех спиновых системах ($S_A = \frac{1}{2}$ спин кислорода, $S_B = \frac{1}{2}$ электронный спин Si, $I = \frac{1}{2}$ спин ядра Si) осуществлен с помощью спинового композитора IBM [3]. Расчет вероятностей произведен в пространстве восьми собственных состояний в системе трех спинов, $|000\rangle$, $|001\rangle$, $|010\rangle$, $|011\rangle$, $|100\rangle$, $|101\rangle$, $|110\rangle$, $|111\rangle$, показанных на сфере Блоха (рис.1 а). Заселенность состояний представлена на рис. 1 б. Малая примесь состояния $|100\rangle$ указывает на незначительную роль декогерентности, как это и происходит в кристаллической решетке Si. Переход двухэлектронной спиновой системы из синглетного состояния к триплетному состоянию является операцией CNOT. Примеры этого преобразования доступны в [3]. Считывание результата вычислений соответствует образованию стабильного комплекса SiO (логическая единица), или не сформировавшегося комплекса (логический ноль). В наших экспериментах окисленные участки поверхности регистрировали с помощью атомного силового микроскопа после магнитоиндуцированного окисления поверхности. В результате были обнаружены макроскопические ансамбли окисленного кремния, в которых произошел синглет-триплетный переход.

Работа выполнена при частичной поддержке гранта РФФИ №16-02-00420.

1. Koplak O., и др. Chemical Phys. Lett., 2013, vol. 560, pp. 29-31.
2. Koplak O.V., et al., Physics of the Solid State, 2014, vol. 56, pp. 1443-1448.
3. <https://quantumexperience.ng.bluemix.net>

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПЛОТНОСТИ СОСТОЯНИЙ НА ПОВЕРХНОСТИ КНИ-СЕНСОРОВ

Наумова О.В., Фомин Б.И., Пинигина Д.Л.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН, Новосибирск, Россия

naumova@isp.nsc.ru

Благодаря большому аспектному соотношению поверхность/объем, тонкопленочные КНИ-МОП транзисторы хорошо известны, как высокочувствительные сенсорные элементы. Принцип действия прибора основан на полевом эффекте – изменении проводимости КНИ-транзистора при изменении потенциала на его поверхности в результате адсорбции целевых частиц. Различные способы модификации поверхности сенсора используются для увеличения селективности и специфичности взаимодействия частиц аналита с сенсорным элементом. Понятно, что высокая плотность поверхностных состояний ведет к экранированию заряда частиц аналита и уменьшению чувствительности КНИ-сенсоров. Поэтому контроль и уменьшение плотности состояний на поверхности сенсоров является одной из ключевых задач для таких приборов.

КНИ-сенсор, конструктивно представляющий собой полоски или нанопроволоки кремния с контактными областями стока-истока на концах, фактически представляет собой двух-затворный МОП-транзистор (рис.1, вставка). Для так называемой BG (bottom-gate) части сенсора в качестве затвора BG используется подложка структур КНИ, в качестве подзатворного диэлектрика – скрытый окисел (BOX-buried oxide). Поверхность сенсора, как правило, покрыта окислом (естественным или термическим), который играет роль подзатворного TG (top-gate) окисла. Адсорбируемая частица играет

роль виртуального локального затвора TG. Для сенсора в электролите, в качестве затвора TG может использоваться электрод, помещенный в раствор. Таким образом, прибор является многокомпонентной системой. В настоящее время существуют только численные решения для интерфейсных потенциалов/зарядов и их распределения в слоях для системы сенсор-электролит.

В данной работе на основе модели Лимма-Фоссума и эквивалентной схемы TG-части КНИ-сенсора получено аналитическое выражение, позволяющее связать пороговое напряжение BG-транзистора (V_{th}) и напряжение на затворе TG (V_{tg}). Полученное выражение и наклон линейного участка $V_{th}(V_{tg})$

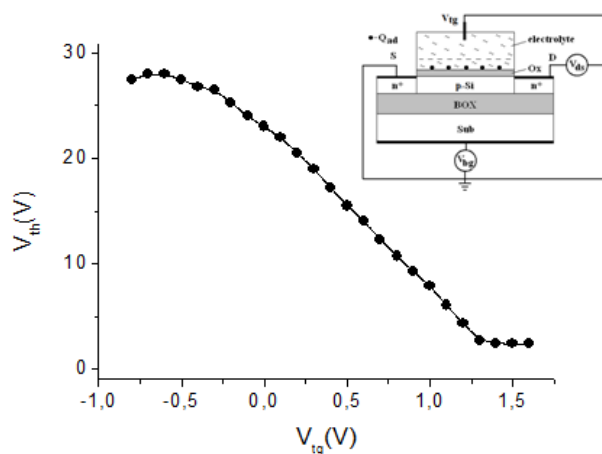


Рис.1. Типичные $V_{th}()$ -зависимости и схематичное представление КНИ-МОПТ сенсора (на вставке) в электролите

зависимости (рис.1) позволяет определить плотность состояний D_{it} на поверхности сенсора. В работе также приводятся данные D_{it} для сенсоров с разным способом подготовки поверхности.

Работа выполнена при поддержке ГЗ №0306-2018-0004.

ФОРМИРОВАНИЕ ФОТОПРИЕМНЫХ СТРУКТУР НА ОСНОВЕ ИМПЛАНТИРОВАННЫХ И ВАКУУМНО-ОСАЖДЕННЫХ СЛОЕВ Si, СОДЕРЖАЩИХ НАНОЧАСТИЦЫ Ag

Баталов Р.И., Баязитов Р.М., Файзрахманов И.А., Лядов Н.М.,
Ивлев Г.Д.*

*Казанский физико-технический институт им. Е.К. Завойского, Федеральный
исследовательский центр «Казанский научный центр РАН», Казань, Россия*

**Белорусский государственный университет, Минск, Беларусь*

batalov@kfti.knc.ru

В последнее время значительно вырос интерес к наночастицам (НЧ) благородных металлов (Ag, Au), сформированных на поверхности или в объеме полупроводниковой либо диэлектрической матрицы и проявляющих эффект плазмонного резонанса. Эффект заключается в генерации сильных электромагнитных полей вблизи металлических НЧ при их взаимодействии со световой волной. Это приводит к усиленному поглощению или рассеянию света и, как следствие, к повышенной генерации фототока в видимой и ближней ИК-областях (400–1600 нм) в Si солнечных элементах [1].

В данной работе исследовалось формирование НЧ Ag в приповерхностных слоях Si двумя методами: (1) высокодозная ($\Phi > 10^{17}$ ион/см², $E = 30$ кэВ) имплантация ионов Ag⁺ в монокристалл p-Si(111) и (2) ионное распыление композитной мишени <Ag/Si> с осаждением аморфной пленки Si:Ag толщиной $d = 200$ нм с однородным распределением Ag в ней. В обоих случаях кристаллизация аморфных слоев Si:Ag проводилась импульсным наносекундным отжигом лазерными ($\lambda = 0.694$ и 1.064 мкм) или ионными (C⁺, H⁺, $E = 300$ кэВ) пучками высокой интенсивности ($W = 0.5$ – 1.5 Дж/см²). В процессе лазерного отжига проводилось оптическое зондирование поверхности имплантированного Si с целью изучения процессов нагрева, плавления и кристаллизации [2]. С помощью методов СЭМ и ПЭМ изучались состав и микроструктура отожженных слоев. Методом ВИМС исследовалось глубинное распределение атомов Ag в Si в результате отжига. Также изучались ВАХ полученных структур и их фотопроводимость (ФП).

Установлено, что импульсный отжиг в жидкофазном режиме приводит к эффективной рекристаллизации имплантированных и вакуумно-осажденных слоев с образованием вблизи поверхности сферических НЧ Ag размером 10–50 нм. Данные ВИМС свидетельствуют о сегрегации примеси Ag к поверхности в слой толщиной ~ 60 нм. Измерения ВАХ показали, что в результате отжига формируется диодная структура p-Si:Ag/p-Si. Механизм возникновения электронной проводимости в отожженных слоях Ag:Si может быть связан с инжекцией электронов из НЧ в матрицу Si через барьер Шоттки. Измерения ФП на полученных диодных структурах при их освещении лампой накаливания (150 Вт) показали рост сигнала с повышением плотности энергии отжига (W) и приложением обратного смещения. Полученные результаты демонстрируют перспективы слоев Si:Ag для создания новых фотоприемных устройств и солнечных элементов.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ (проект № 18-48-160011).

1. Garcia M.A. J. Phys. D: Appl. Phys., 44, 283001 (2011)
2. Баталов Р.И., Воробьев В.В. и др. Оптика и спектр., 125(10), 549 (2018).

ОСОБЕННОСТИ НИЗКОЭНЕРГЕТИЧНОГО ОБЛУЧЕНИЯ МОНОКРИСТАЛЛА Si ПУЧКОМ ИОНОВ Xe^+

Баталов Р.И., Баязитов Р.М., Файзрахманов И.А., Лядов Н.М.,
Хайбуллин Р.И., Базаров В.В.,
Гумаров А.И.*

*Казанский физико-технический институт им. Е.К. Завойского, Федеральный
исследовательский центр «Казанский научный центр РАН», Казань*

**Казанский федеральный университет, Казань*

batalov@kfti.knc.ru

Известно, что ионное облучение полупроводников широко применяется как для формирования заданного рельефа поверхности, так и для их легирования электроактивными примесями. В данной работе изучались эффекты облучения образцов монокристаллического кремния (Si) *p*-типа проводимости с ориентацией (111) пучком ионов ксенона (Xe^+) с низкой энергией ($E \sim 1$ кэВ) и высокой плотностью тока ($j \sim 100$ мкА/см²). В процессе ионного облучения варьировались параметры ионного пучка (доза, плотность тока, угол падения). Также на поверхность облучаемых образцов дополнительно распылялись металлы (Fe, Cr, Ni, Ti) с целью последующего внедрения этих элементов в приповерхностную область Si атомами отдачи. С использованием широкого набора экспериментальных методов исследовались структурные, оптические, магнитные и электрические свойства облученных образцов.

В первом случае, облучение под углом $\alpha \sim 60^\circ$ относительно нормали к плоскости образцов Si приводит к образованию на их поверхности развитого, «ступенчатого», рельефа, обусловленного интенсивным распылением атомов Si тяжелыми ионами Xe^+ . Коэффициент распыления при этом, согласно данным SRIM-2006, составлял $Y = 4.1$ атом/ион. Установлено, что модифицированная таким образом поверхность Si обладает пониженным отражением $R(\lambda)$, особенно в УФ-области ($\lambda < 400$ нм), и может найти применение при создании антиотражающих покрытий для солнечной энергетики.

Во втором случае, облучение образцов Si под углом $\alpha = 0^\circ$ (при $Y = 0.5$ атом/ион) и одновременным распылением ионным пучком металлических мишеней приводит к формированию тонкого ($d \sim 10$ нм) аморфного слоя на поверхности, содержащего высокую концентрацию металлов ($N > 10^{21}$ атом/см³). Исследования магнитных свойств таких образцов показало, что они проявляют ферромагнитный отклик при комнатной температуре с узкой петлей магнитного гистерезиса. Кроме того, ионное облучение приводит к инверсии типа проводимости на поверхности и образованию диодной структуры *n*-Si/*p*-Si. Полученная структура работает как фотоприемник видимого и инфракрасного излучения в диапазоне длин волн 400-1200 нм с эффективностью, сравнимой с типовым кремниевым фотодиодом (напр. ФД-27К). Полученные структуры могут найти применение при создании спинтронных устройств, фотоприемников и солнечных элементов с использованием недорогого технологического процесса.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ (проект № 18-48-160011) и использовании оборудования ФЦКП ФХИ КФУ.

ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ ОТЖИГА НА СПЕКТРЫ ЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ КРЕМНИЯ, ИМПЛАНТИРОВАННОГО ИОНАМИ ГЕРМАНИЯ

Паршин Е.О.^{1*}, Мелесов Н.С.¹, Симакин С.Г.¹

Калядин А.Е.², Сахаров В.И.², Серенков И.Т.², Шек Е.И.², Соболев Н.А.²

¹ЯФ ФТИАН РАН, Ярославль, Россия

²ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия

*par1959@yandex.ru

Одним из приоритетных направлений для развития кремниевой оптоэлектроники является создание светодиодов (СД) на длину волны ~ 1.6 мкм. Перспективным путем для создания СД на эту длину волны представляется использование так называемой дислокационной люминесценции (ДЛ) [1]. Обычно, когда говорят о ДЛ, имеют в виду образование четырех линий D1–D4, длины волн которых при низких температурах равняются 1.53, 1.43, 1.33 и 1.25 мкм. Для практического использования представляет интерес только D1 линия, поскольку она соответствует интересующей длине волны и наблюдается при комнатной температуре. Из различных технологических методов изготовления светоизлучающих структур (СИС) с ДЛ только ионная имплантация используется в современной технологии изготовления сверхбольших интегральных схем. Следует отметить, что такая технология обеспечивает однородное распределение структурных дефектов и люминесцентных центров по площади всей имплантируемой пластины и характеризуется высокой воспроизводимостью результатов. На настоящий момент ДЛ наблюдалась в кремнии, имплантированном ионами Er, Ho, Dy, Si, O и F [1, 2]. Цель настоящей работы заключалась в исследовании возможности создания СИС с ДЛ с помощью имплантации ионов Ge.

Ионы Ge с энергией 1 МэВ имплантировались с дозой $1.5 \cdot 10^{14}$ см⁻² и плотностью ионного тока 4 нА/см² при комнатной температуре в пластины кремния, выращенного методом Чохральского, р-типа проводимости. Постимплантационный отжиг проводился в хлорсодержащей атмосфере при температуре 1100°C длительностью 0.5 – 1.5 часа. Дефектная структура имплантированных слоев исследовалась с помощью метода резерфордского обратного рассеяния (РОР) ионов гелия с энергией 1800 кэВ в режимах каналирования и псевдослучайного направления пучка. Оказалось, что интенсивность случайного сигнала во всем диапазоне измерений выше, чем у каналирующего. Это свидетельствует о том, что аморфизации имплантированного слоя не происходит. Фотолюминесценция (ФЛ) возбуждалась твердотельным лазером на длине волны 532 нм и регистрировалась в диапазоне длин волн 1 – 1.65 мкм при температуре 10 К. После высокотемпературного отжига имплантированных образцов в течение 0.5 – 1.5 часа наблюдается образование только двух D1 и D2 линий ДЛ. При увеличении времени отжига интенсивность линии D1 уменьшается, а D2 – остается постоянной, но во всех спектрах доминирует D1 линия. Обсуждаются возможные факторы, приводящие к снижению интенсивности D1 линии с увеличением времени отжига.

Ионная имплантация и измерения методом РОР проводились на оборудовании ЦКП «Диагностика микро- и наноструктур» (ЯФ ФТИАН РАН).

1. Н.А. Соболев. ФТП, **10**, 23 (2010).
2. Н.А. Соболев, А.Е. Калядин, В.И. Сахаров, И.Т. Серенков, Е.И. Шек, К.В. Карабешкин, П.А. Карасев, А.И. Титов. Письма в ЖТФ, **43**(1), 14 (2017).

НОВОЕ ПОКОЛЕНИЕ КРЕМНИЕВЫХ МИКРОЭЛЕКТРОННЫХ ДАТЧИКОВ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА ОСНОВЕ ТОНКОПЛЁНОЧНОГО ДВУХЗАТВОРНОГО ТРАНЗИСТОРА СО ВСТРОЕННЫМ КАНАЛОМ В КАЧЕСТВЕ ЧУВСТВИТЕЛЬНОГО ЭЛЕМЕНТА

Леонов А.В., Мордкович В.Н.

ИПТМ РАН, г. Черноголовка, МО, Россия

mord36@mail.ru

Обсуждается концепция создания нового поколения микроэлектронных датчиков различных физических воздействий на основе тонкоплёночных управляемых полем двухзатворных транзисторов (ТПТ) со встроенным каналом в качестве чувствительного элемента. Результаты экспериментов авторов по разработке датчиков магнитного поля, термисторов и датчиков газов и анализ публикаций по датчикам давления, состава биохимических жидкостей, фотопреобразователей показывает, что использование технологии «кремний на изоляторе» для изготовления ТПТ со встроенным каналом, обеспечивает возможность создания нового поколения датчиков, существенно превосходящих традиционные кремниевые аналоги по чувствительности, радиационной и температурной надёжности, малости энергопотребления. Более того КНИ ТПТ позволяет освоить новые области применения, в которых использование кремния считалось не возможным. Так КНИ магниточувствительные ТПТ могут функционировать вплоть до температур 400 – 500°C, тогда как разработка сенсорных приборов высокотемпературной микроэлектроники до сих пор считается монополией алмаза и соединений A_3B_5 .

Кроме того, в датчиках на основе КНИ ТПТ можно использовать новые схемные решения, расширяющие функциональные возможности сенсорной аппаратуры. В частности, речь идёт о не имеющих аналогов многоканальном многофункциональном датчике магнитного поля и температуры, в котором используется один КНИ ТПТ для контроля обоих воздействий, и многоэлементном высокочувствительном приёмнике магнитного поля (магнитный аналог фотоприёмника на основе приборов с зарядовой связью).

ОПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОРИСТОГО КРЕМНИЯ, ПОЛУЧЕННОГО НА ШЛИФОВАННЫХ ПЛАСТИНАХ

Павликов А.В.¹, Латухина Н.В.², Лизункова Д.А.²

¹ *Физический факультет МГУ им. М.В.Ломоносова, Москва,*
pavlikov@physics.msu.ru

² *Самарский национальный исследовательский университет
имени академика С. П. Королева, Самара*

Пористый кремний (por-Si), который получается путем электрохимического травления пластин кристаллического кремния (с-Si), давно хорошо изучен. Данная структура была впервые получена в 1956 году [1] и затем исследовалась как материал для электроизолирующих и антиотражающих покрытий монокристаллического кремния [2]. Однако, настоящий бум в исследовании свойств ПК начался в 1990 г. после того, как в нем была обнаружена эффективная фотолуминесценция в видимой области спектра при комнатной температуре [3]. Многие физические свойства por-Si определяются его морфологией: кремниевые остатки имеют кораллоподобную форму, а в процессе электрохимического травления с-Si рост пор происходит преимущественно в направлениях [100].

В данной работе исследуются слои кремниевых наноструктур, полученных на шлифованных подложках кремния. По данным электронной микроскопии в результате электрохимического травления образуются слои с нехарактерной для por-Si морфологией, а представляющих собой слои вертикальных нанонитей аналогично тому, что образуются при металл стимулированном химическом травлении кремния. Данный метод получил название в литературе MACE [4].

Слои por-Si были получены травлением шлифованных пластин в растворе $\text{HF} + \text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$ 1:1 в электролитической ячейке при плотностях тока $j = 10 \text{ мА/см}^2$ в течение 5 и 10 минут.

Для полученных слоев были измерены спектры отражения в инфракрасном (ИК) диапазоне, а также спектры комбинационного рассеяния света (КРС).

Используя полученные методы, обнаружено усиление сигнала КРС по сравнению с кристаллической подложкой. Обнаружено, что слои por-Si испытывают сильный локальный нагрев при облучении возбуждающим лазерным излучением, о чем свидетельствуют данные КРС.

1. Uhler A. "Electrolytic shaping of germanium and silicon" //Bell Syst. Tech., 1956, v.35, no.2, pp.333-347.
2. Лабунов В.А., Бондаренко В.П., Борисенко В.Е. "Получение, свойства и применение пористого кремния" //Зарубежная электронная техника, 1978, №15, с.3-27.
3. Canham L.T., Silicon Quantum Wire Array Fabrication by Electrochemical and Chemical Dissolution of Wafers //Appl. Phys. Lett., 1990, v.57, n.10, pp.1046-1048.
4. Sivakov V., et al.// Nano Lett. 2009, vol.9, 1549.

КОНТАКТНЫЕ И БЕСКОНТАКТНЫЕ МЕТОДЫ ИЗМЕРЕНИЯ ПАРАМЕТРОВ ПОРИСТОГО КРЕМНИЯ

Латухина Н. В.¹, Кобелева С.П.², Рогожина Г.А.¹, Щемеров И.В.².

¹ Самарский национальный исследовательский университет
имени академика С.П. Королева, Самара, Россия

² Национальный исследовательский технический университет «МИСиС»,
Москва, Россия
natalat@yandex.ru

Бесконтактные методы измерения параметров представляют особый интерес для наноматериалов, к которым относится и пористый кремний, т.к. при измерении их параметров контактными методами наноструктура может быть необратимо нарушена. Актуальным вопросом является интерпретация результатов измерений параметров наноматериалов бесконтактными методами и сопоставление их с результатами традиционных контактных методов. В данной работе проводилось измерение удельного электросопротивления (УЭС) и времени жизни (ВЖ) неосновных носителей заряда образцов монокристаллических пластин кремния с созданным на их поверхности пористым слоем различной толщины, а также образцы с карбидизированным пористым кремнием.

Пористый слой на поверхности пластин создавался методом электрохимического травления в спиртово-водных растворах плавиковой кислоты в электролитических ячейках как вертикального, так и горизонтального типа. Карбидизация пористого кремния проводилась методом высокотемпературной эндотаксии в атмосфере водорода [1]. Измерение УЭС проводилось традиционным четырехзондовым методом и бесконтактным СВЧ - методом, который заключался в поглощении СВЧ сигнала свободными носителями заряда [2]. Измерение ВЖ проводилось контактными и бесконтактными методами спада фотопроводимости. Схема измерения ВЖ бесконтактным методом позволяла проводить измерения в тех же точках поверхности, в которых измерялось УЭС.

Анализ полученных результатов показывает, что картина распределения УЭС по поверхности пластины примерно одинакова при измерении как контактными, так и бесконтактными методами и соответствует картине распределения электрического поля в электролите. При карбидизации пористого кремния его сопротивление заметно уменьшается, что согласуется с полученными ранее данными ИК-спектроскопии и спектроскопии комбинационного рассеяния образцов подобных структур [1].

Анализ результатов измерения времени жизни неосновных носителей заряда показывает, что также существует распределение его величины по поверхности пластины, разброс численных значений достигает 50%, при этом картина распределения не совпадает с картиной распределения УЭС.

1. Павликов А.В., Латухина Н.В., Чепурнов В.И., Тимошенко В.Ю. Структурные и оптические свойства нанонитей пористого кремния, полученных высокотемпературной карбидизацией кремниевых наноструктур // ФТП. 2017. Т. 51. № 3. С.421-425
2. Анфимов И.М., Кобелева С.П., Щемеров И.В. Установка для измерения удельного электросопротивления бесконтактным СВЧ методом // Материалы I международной конф. «Актуальные проблемы прикладной физики 2012». Севастополь, 2012, с. 82-83

ВЫРАЩИВАНИЕ МЕТОДОМ HW-CVD СЛОЕВ ГЕРМАНИЯ P-ТИПА ПРОВОДИМОСТИ С ВЫСОКОЙ ПОДВИЖНОСТЬЮ ДЫРОК НА КРЕМНИИ

Денисов С.А.¹, Чалков В.Ю.¹, Шенгуров В.Г.^{1,2}, Зайцев А.В.², Кудрин А.В.^{1,2}, Бузынин Ю.Н.³

¹ Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород, Россия

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

³ Институт физики микроструктур РАН, Нижний Новгород, Россия
denisov@nfti.unn.ru

Интеграция германиевых каналов с высокой подвижностью носителей заряда в Si-KМОП технологию может стать альтернативой для напряженного кремния при реализации высокосовершенных MOSFET.

Газофазное осаждение с разложением прекурсора (например, GeH_4) на горячей проволоке (англ.: Hot Wire Chemical Vapor Deposition, HW CVD), как было показано нами [1], является подходящим низкотемпературным методом выращивания эпитаксиальных релаксированных и гладких слоев Ge с относительно низкой плотностью дислокаций ($\sim 1 \cdot 10^5 \text{ см}^{-2}$) на Si(100) подложках без буферных слоев.

В данной работе исследовался рост методом HW CVD эпитаксиальных слоев Ge, легированных атомами галлия, которые испарялись из сублимационного источника Ge, легированного этой примесью. Выбор такого способа легирования обусловлен высокой атомарностью потока Ga, что должно обеспечить лучшее встраивание этой примеси в решетку растущего слоя Ge. Выращивание слоев Ge толщиной $\sim 1 \text{ мкм}$ проводили по методике, близкой к описанной в [2]. Дополнительно в качестве источника паров Ga использовалась пластина, вырезанная из слитка Ge марки ГДГ-0,005 и нагреваемая пропусканием тока до температуры 900 - 930°C. Исследовались зависимости концентрации носителей заряда в слоях от температуры подложки, температуры горячей нити (Ta) и температуры источника Ge:Ga.

Максимальная холловская подвижность дырок в выращенных слоях составляла $807 \text{ см}^2/\text{В} \cdot \text{с}$. Эта величина в $\sim 2,5$ раза превышала подвижность сравнимо легированного Si.

Таким образом, рост эпитаксиальных слоев Ge:Ga методом HW CVD может быть перспективным для создания приборов с гетеропереходом на основе Si, используемых высокие подвижности дырок.

Работа выполнялась в рамках госзадания Минобрнауки России (№16.7443.2017/БЧ).

1. Low temperature growth of the epitaxial Ge layers on Si(100) by Hot Wire Chemical Vapor Deposition / S.A. Matveev, S.A. Denisov, D.V. Guseinov, V.N. Trushin, A.V. Nezhdanov, D.O. Filatov, V.G. Shengurov // Journal of Physics: Conference Series – 2014. – V.541. – 012026.
2. Фотодетекторы на базе гетероструктур Ge/Si(001), выращенных методом горячей проволоки / В.Г. Шенгуров, В.Ю. Чалков, С.А. Денисов, Н.А. Алябина, Д.В. Гусейнов, В.Н. Трушин, А.П. Горшков, Н.С. Волкова, М.М. Иванова, А.В. Круглов, Д.О. Филатов // Физика и техника полупроводников. – 2015. – Т.49, Вып.10. – С.1411-1414.

СВОЙСТВА ТОНКИХ ПЛЕНОК КРЕМНИЯ, ПОЛУЧАЕМЫХ ГАЗОСТРУЙНЫМ ПЛАЗМОХИМИЧЕСКИМ МЕТОДОМ И ИХ КОРРЕЛЯЦИИ С ПАРАМЕТРАМИ ПЛАЗМЫ

Щукин В.Г., Константинов В.О., Шарафутдинов Р.Г.

Институт Теплофизики им. С.С. Кутателадзе СО РАН, Новосибирск, РФ
shchukin@itp.nsc.ru

Тонкие пленки кремния давно вызывают повышенный интерес в связи с их уникальными свойствами, сильно отличающими их от массивного материала, прежде всего это связано с их проводимостью и оптическими характеристиками. Наиболее перспективными способами осаждения тонких плёнок являются плазмохимические методы, использующие удаленную плазму, где прекурсоры вводятся на некотором удалении от плазменного источника, что снижает негативное влияние высокоэнергетичных ионов на поверхность растущей пленки [1]. К таким методам относится газоструйный плазмохимический метод осаждения тонких пленок, представленный в данной работе [2].

Эксперименты проводились на газодинамической установке низкой плотности Института Теплофизики СО РАН. Схема экспериментальной установки приведена на рисунке 1. В качестве генератора плазмы использовался холодный плазмотрон [3], состоящий из электронной пушки с полым катодом и осесимметричного сверхзвукового кольцевого сопла, используемого для подачи газов в рабочую камеру. Пленки кремния осаждались на кремниевых шайбах, расположенных на нагревателе. Температура и концентрация вторичных электронов измерялась в области центра подложки с помощью двойного подогреваемого зонда Ленгмюра.

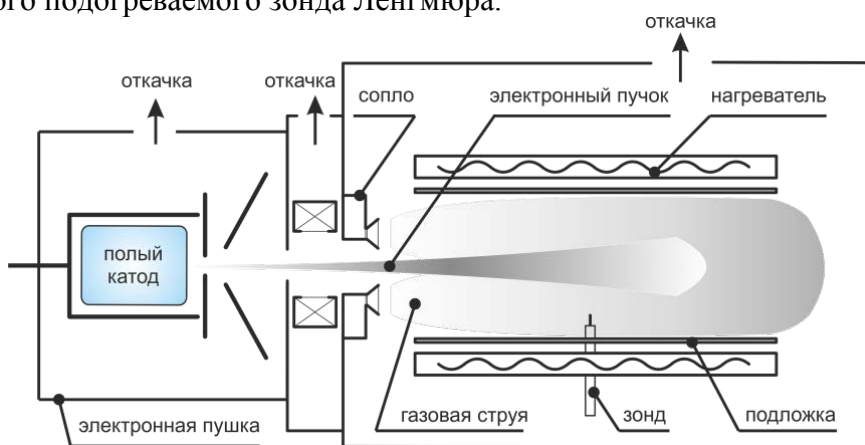


Рис. 1. Схема экспериментальной установки

В ходе выполнения работы газоструйным плазмохимическим методом получены пленки кремния и измерены параметры плазмы. Установлено, что степень кристалличности и скорость осаждения пленок кремния пропорциональны концентрации вторичных электронов при слабо меняющейся температуре.

Работа выполнена при поддержке РФФИ и Министерства образования, науки и инновационной политики Новосибирской области (проект № 17-48-540665 p_a).

1. M.C.M. Van de Sanden et al. J. Appl. Phys. **84**, 2426 (1998).
2. R.G. Sharafutdinov et al. Sol. Energy Mater Sol. Cells. **89**, 99 (2005).
3. В.Г. Щукин и др. ЖТФ. **6**, 914 (2018).

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПАРАМЕТРОВ ТОЧЕЧНЫХ ДЕФЕКТНЫХ ЦЕНТРОВ УГЛЕРОДА В НАНОЧАСТИЦАХ КРЕМНИЯ

Ташметов М.Ю., Сулайманов Н.Т., Нормуродов А.Б., Махкамов Ш.М.,
Умарова Ф.Т., Хугаев А.В., Холмедов Х.М.

*Институт ядерной физики АН РУз,
Ташкент, Узбекистан,
sulaymonovn@gmail.com*

Углерод в кремнии является одной из фоновых примесей, оказывающей наряду с кислородом значительное влияние на электрические и структурные характеристики монокристаллического материала. Углерод также может сильно влиять на характеристики кремниевых наночастиц, изучению которых посвящена эта работа. В качестве моделей наночастиц нами выбраны наноразмерные кластеры Si_{29} , Si_{35} , Si_{59} , Si_{71} , с димеризованной поверхностью и насыщением поверхностных атомов кремния атомами водорода в количестве 24, 36 и 60 атомов. Эти кластеры являются атомно-центрированными, и симметрия центрального атома является тетраэдрической.

В настоящее время общепризнано, что углерод в кремнии служит источником зарождения дефектов структуры, оказывающих существенное влияние на характеристики полупроводниковых приборов.

Возникновение заряда у нейтральных примесей обусловлено пространственной протяженностью волновых функций электронов примесного атома и окружающих его соседних атомов кристаллической решетки. Заряд на примесном атоме определяется различием электронного средства атомов основного вещества и примеси.

Нами рассчитаны основные структурные и энергетические параметры атома углерода в различных координационных сферах от центра поверхностно-димеризованных и гидрогенизированных кластеров $\text{Si}_{29}\text{H}_{24}$, $\text{Si}_{34}\text{H}_{36}$, $\text{Si}_{58}\text{H}_{60}$, $\text{Si}_{71}\text{H}_{60}$, с заменой центрального атома Si на атом углерода. Анализ результатов моделирований показывает сохранение T_d симметрии примесного атома во всех кластерах. При исходном моделировании междоузельного расположения атома углерода, этот примесный атом образует мостиковую связь с двумя атомами кремния, и находится в гексагональном положении в центре клетки. Избыток заряда приводит к упрочнению связи.

Локальные уровни, обусловленные примесным атомом углерода в запрещенной зоне кластера, незначительно влияют на края зон, т.е. на значения ВЗМО и НСМО. Это связано с тем, что, атом углерод по энергетическим характеристикам и валентному состоянию мало отличается от кремния и поэтому такая примесь даже в замещенном положении не вносит глубоких локальных уровней.

ЛЕГИРОВАНИЕ КРЕМНИЕВЫХ ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ СЛОЕВ БЫСТРОДИФФУНДИРУЮЩИМИ ПРИМЕСЯМИ

Саттиев А.Р., Махкамов Ш., Ташметов М.Ю., Эрдонов М.Н.,
Холмедов Х.М.

*Институт ядерной физики АН РУз, Ташкент, Узбекистан,
sattiev@inp.uz*

Перспектива управления параметрами кремния путем легирования примесями, создающими электронные уровни в запрещенной зоне кристалла, обусловлена их стабилизирующими свойствами и относительно простой и дешевой технологией. Высокий коэффициент диффузии элементов, создающих глубокие центры в кремнии, и их невысокая растворимость позволяют управлять их электроактивной концентрацией в объеме кристалла в пределах $10^{12} \div 10^{16} \text{ см}^{-3}$, что важно для повышения быстродействия кремниевых изделий. Однако в отличие от технологических примесей, используемых для формирования р-п перехода, быстродиффундирующие элементы из-за высокого коэффициента диффузии при легировании тонких эпитаксиальных слоев проникает в подложку и приводит к изменению их параметров. В работе предлагается способ легирования кремниевых эпитаксиальных слоев элементами Zn и Ag без изменения свойств и параметров кремниевых подложек. Для выявления применимости способа легирования быстродиффундирующих примесей на случай тонких эпитаксиальных слоев нами проводилась диффузия Zn и Ag, проявляющиеся в кремнии акцепторное и донорное свойства соответственно и исследовались влияния их на параметры следующих структур толщиной подложки 250 мкм:

На подложку Si n- типа с $\rho = 40 \text{ Ом} \cdot \text{см}$ наращивался эпитаксией слой р- типа проводимости толщиной 3 мкм с $\rho = 1 \text{ Ом} \cdot \text{см}$ (структура типа I); на Si с $\rho = 0,01 \text{ Ом} \cdot \text{см}$ n- типа наращивался эпитаксией слой n- типа толщиной 5 мкм с $\rho = 1 \text{ Ом} \cdot \text{см}$ (структура типа II); на Si с $\rho = 0,005 \text{ Ом} \cdot \text{см}$ р- типа наращивался слой n- типа толщиной 12 мкм с $\rho = 0,7 \text{ Ом} \cdot \text{см}$ (структура типа III).

Диффузия эпитаксиальных слоев Zn и Ag проводилась из нанесенных на поверхность раствора химических солей ZnO и AgNO₃ с последующей термообработкой в интервале $400 \div 800 \text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение $2 \div 10$ часов с целью получения легированного окисного слоя между диффузантом и поверхностью эпитаксиального слоя кремния. Далее образцы подвергались отжигу в интервале температур $1000 \div 1200 \text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение $3 \div 8$ часов. Измерения сопротивления растекания и электрических параметров легированных эпитаксиальных слоев показали, что в зависимости от времени и температуры предварительной термообработки и диффузии глубина проникновения Zn и Ag составляла от 3 до 12 мкм. После диффузии Ag при температурах $1100 - 1200 \text{ }^{\circ}\text{C}$ и термообработки при $400 - 600 \text{ }^{\circ}\text{C}$ электрические параметры эпитаксиальных слоев и подложек кремния практически не изменялись, а в случае Zn в указанном интервале температур в структурах I - типа толщина эпитаксиального слоя увеличилась до 6 - 10 мкм. Для структур II и III типа после диффузии Zn электрические параметры не изменялись. Компенсация подложки и смещение р- слоя в структурах I- типа обусловлена акцепторным характером примеси цинка.

Установлено, что Zn в р- Si и Ag в n- Si проявляют стабилизирующие свойства и замедляют образование термодиффектов в легированных структурах.

КРЕМНИЕВЫЕ ПЛАСТИНЫ КАК ДЕТЕКТОР РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ПОТОКА ТЕПЛОВЫХ НЕЙТРОНОВ В ЯДЕРНЫХ РЕАКТОРАХ

Анфимов И.М.¹, Варлачев В.А.², Дробышевский Ю.В.³, Кобелева С.П.¹,
Некрасов С.А.⁴, Прохоров А.К.⁵, Столбов С.Н.³, Щемеров И.В.¹,
Егоров Д.С.¹

¹ *Национальный исследовательский технологический университет МИСиС*

² *Национальный исследовательский Томский политехнический университет*

³ *ООО Протиус*

⁴ *Национальный исследовательский университет*

«Московский энергетический институт»

⁵ *ЗАО Эллина НТ*

kob@misis.ru

Устройства, формирующие и использующие направленные высокоинтенсивные пучки тепловых нейтронов востребованы в настоящее время, т.к. позволяют разрабатывать высокоэффективные детекторы нейтронов, конструировать ядерные и термоядерные реакторы нового поколения, совершенствовать технологию нейтронного легирования полупроводников [1,2]. Кремниевые монокристаллические пластины представляют собою удобный датчик нейтронного потока реактора из-за эффекта нейтронного легирования, изменяющего удельное электросопротивление (УЭС) материала [3]. Изучали эффект сепарации тепловых нейтронов в реакторе ИРТИ-Т НИ ТПУ. Сепарацию проводили с помощью концентраторов нейтронов с каналами эллиптического профиля двух типов — на блоке графитовых нейтронных зеркал и на блоке алюминиевых тонкостенных эллиптических зеркал [4]. Было проведено три эксперимента с проверкой эффекта селективной сепарации нейтронов на профилированных пластинах. В первом эксперименте четыре раздвинутые селектирующие пластины были выполнены из графита, а кремниевые детектирующие пластины были поставлены поперек формируемого ими потока нейтронов. Во втором и третьем эксперименте селектирующие пластины были выполнены из алюминия, собраны пакетом, а детектирующие кремниевые пластины (две во втором эксперименте и одна в третьем) были поставлены вдоль формируемого ими потока нейтронов для того, чтобы можно было проанализировать их угловую расходимость. Измеряли распределение УЭС на высокоомных пластинах электронного кремния. Эффект концентрирования тепловых нейтронов зарегистрирован на обоих типах концентраторов. Показано, что использование блока профилированных селектирующих элементов из алюминия позволяет вдвое увеличить интенсивность потока тепловых нейтронов в выделенной области активной зоны.

1. E. Lehmann, P. Trtik, D. Ridikas. Status and perspectives of neutron imaging facilities, Neutron imaging for applications in industry and science, Physics Procedia, Том 88, с. 140-147, 2017г.
2. Ю.В. Дробышевский, С.Н. Столбов, «Термоядерный реактор с внутренним каталитическим циклом», SCI-ARTICLE №16, с. 219-232, 2014 г. <http://sci-article.ru/stat.php?i=1418333672>
3. Varlachev V.A., Solodovnikov E.S. A Thermal Neutron Detector Based on Single-Crystalline Silicon // Instruments and Experimental Techniques, 2009. – Vol. 52. – No. 3. – P. 342–344.
4. Ю.В. Дробышевский, С.Н. Столбов «Устройство для формирования направленного потока нейтронов», Патент RU №1821818, 1990 г.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ДИШИНГ-ЭФФЕКТА ПРИ ПОЛИРОВАНИИ ПЕРИОДИЧЕСКИХ СТРУКТУР МЕДЬ–ДВУОКИСЬ КРЕМНИЯ

Махвиладзе Т.М., Сарычев М.Е.

*Физико-технологический институт РАН (ФТИАН РАН),
Москва, Россия
sarych@yandex.ru*

При производстве различных элементов кремниевой микро- и наноэлектроник широко используется процесс химико-механического полирования (СМР). В частности, в ходе изготовления межсоединений возникает необходимость полирования (планаризации) пластин, содержащих неоднородные структуры чередующихся полос металла (в современных устройствах – медь) и диэлектрика (двуокись кремния - SiO_2). Для оптимизации СМР-процесса для подобных структур актуальна разработка адекватных моделей кинетики полирования [1]. Такие модели, в частности, должны описывать так называемый дишинг-эффект [1], заключающийся в том, что из-за различия скоростей полирования металла и диэлектрика в каждый момент времени наблюдается некоторое распределение глубин образующихся ямок (лунок); этот эффект был обнаружен в ряде экспериментов по полированию.

В работе развита детальная модель процесса и проведено теоретическое исследование кинетики СМР пластин, содержащих периодические структуры металл – диэлектрик, с использованием методов контактной механики. Аналитически получены и исследованы выражения для величины дишинг-эффекта, количественно характеризующего разностью D между глубиной полирования в полосах металла и в диэлектрике. Исследованы особенности данного эффекта, возникающие при различного рода зависимостях скорости полирования от давления полировальника и от относительной скорости вращения полировальника и обрабатываемой пластины; большое внимание уделено случаю, когда эти зависимости являются нелинейными.

Показано, что в некоторых ситуациях при одних и тех же значениях параметров процесса решение уравнений модели для стационарного режима дишинга оказывается не единственным, а может иметь две или несколько ветвей. Это обусловлено расширением области рассматриваемых давлений до значений, при которых скорость полирования по крайней мере одного из материалов структуры начинает падать. Такая ситуация означает, что в какой-то области значений параметров может оказаться устойчивой (относительно малых возмущений) одна из ветвей решения, а в другой области устойчивостью обладает другая ветвь (эффект бистабильности). Если эти области граничат, то вблизи границы малое изменение параметров должно приводить к скачкообразному переходу процесса полирования с одного стационарного режима на другой.

Полученные в рамках модели зависимости величины дишинг-эффекта D от ширины линий металла, плотности их заполнения и периода полируемой структуры, качественно согласуются с экспериментальными данными для СМР-процесса структур медь – SiO_2 .

1. Р. В. Гольдштейн, Т. М. Махвиладзе, М. Е. Сарычев. Микроэлектроника, 2016, Т.45, № 4, С. 289–297.

СИНТЕЗ ДВУМЕРНЫХ СТРУКТУР И КВАНТОВЫХ ТОЧЕК НА ПОВЕРХНОСТИ Si(111)

Лозовой К.А., Коханенко А.П., Войцеховский А.В.

*Национальный исследовательский Томский государственный университет,
Томск, Россия
lka@sibmail.com*

Полупроводниковые материалы на основе кремния с наноразмерными включениями (квантовыми точками) и двумерными кристаллами кремния-германия-олова зарекомендовали себя весьма перспективными для всевозможных применений в микро- и оптоэлектронике нового поколения [1–3].

Основным методом синтеза гетероструктур с двумерными структурами и квантовыми точками является их самопроизвольное формирование из неравновесных гетероэпитаксиальных систем в процессе молекулярно-лучевой эпитаксии. При этом традиционно используется синтез германиевых островков на подложках кремния с различной кристаллографической ориентацией Si(100) и Si(111). Особое значение в последнее время приобрело изучение подложки Si(111), так как именно в этой ориентации возможно создание 2D кристаллов (таких как силицен, германен и станен) на кремниевых подложках [4, 5].

В данной работе для расчета параметров двумерных слоев, критической толщины перехода от двумерного к трехмерному росту по Странскому–Крастанову, параметров массивов островков в случае роста Ge на поверхности Si(111) используется теоретическая модель, основанная на общей теории нуклеации островков [6].

Получены выражения для определения равновесной толщины смачивающего слоя и скорости зарождения островков, поверхностной плотности и функции распределения квантовых точек по размерам. Кроме того, теоретически определены зависимости критической толщины перехода по Странскому–Крастанову от двумерного к трехмерному росту от температуры синтеза. Проведен сравнительный анализ особенностей выращивания методом молекулярно-лучевой эпитаксии квантовых точек германия на поверхностях кремния с кристаллографическими ориентациями Si(100) и Si(111). Получено хорошее согласие рассчитанных величин с имеющимися экспериментальными данными [7].

1. Cahangirov S., Sahin H., Lay G.L., Rubio A. Introduction to the Physics of Silicene and other 2D Materials. Springer, 2016. 96 p.
2. Wirths S., Buca D., Mantl S. Si–Ge–Sn alloys: From growth to applications // Progress in Crystal Growth and Characterization of Materials. 2016. V. 62. P. 1-39.
3. Wu J., Chen S., Seeds A., Liu H. Quantum dot optoelectronic devices: lasers, photodetectors and solar cells // Journal of Physics D: Applied Physics. 2015. V. 48. P. 363001 (1-28).
4. Zhachuk R., Coutinho J., Dolbak A., Cherepanov V., Voigtländer B. Si(111) strained layers on Ge(111): Evidence for $c(2 \times 4)$ domains. Physical Review B. V. 96. P. 085401 (1-7).
5. Zhu F., Chen W., Xu Y., Gao C., Guan D., Liu C., Qian D., Zhang S., Jia J. Epitaxial growth of two-dimensional stanene // Nature Materials. 2014. V. 14. P. 1020-1026.
6. Dubrovskii V. G. Nucleation theory and growth of nanostructures. Springer, 2014. 601 p.
7. Lozovoy K.A., Kokhanenko A.P., Voitsekhovskii A.V. Critical thickness of transition from 2D to 3D growth and peculiarities of quantum dots formation in $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}/\text{Sn}/\text{Si}$ and $\text{Ge}_{1-y}\text{Sn}_y/\text{Si}$ systems // Surface Science. 2018. V. 669. P. 45-49.

TEMPERATURE VARIATIONS OF TIME OF LIFE CARRIERS IN HETERO STRUCTURES p - CdTe - SiO_2 - Si WITH DEEP IMPURITY LEVELS

Alimov N., Otajonov S., Tolanov O.

Fergana State University, Ferghana, Uzbekistan

otajonov_s@mail.ru

In work dependences of time of a life carriers on thermal energy (κT) in hetero structures p - CdTe - SiO_2 - Si for the first time are studied. Technological sedimentation of hetero structures is described in work [1]. At studying it is revealed, that thermal emission of carriers from filled traps can take place together with carrier capture processes. The dominant emission centres more definitely can be estimated from carrier lifetime dependence on thermal energy (kT). Such dependence has been investigated (fig. 1) in CdTe - SiO_2 - Si structure by considering the carrier capture lifetime extracted from contact PPIS transients as a function of temperature. Then the dominant emission centres can be characterized by thermal activation energy (E_{em}). The latter can be estimated from the slope of the relative lifetime value changes, as $E_{em} \approx [\Delta \tau_{eff} / \tau_{min}] / [\Delta(1/kT)]$, assuming that carrier lifetime increases exponentially ($\tau_{eff} \sim \tau_{min} \exp(E_{em}/kT)$) with reciprocal thermal energy, starting from τ_{min} within a plateau range.

The free-standing lift-off layers of polycrystalline CdTe films, mounted on polished sapphire substrates, and p - CdTe - SiO_2 - Si heterostructures with laterally deposited ohmic contacts on CdTe have been examined by combining measurements of the microwave probed (MW) and contact photoconductivity (PC) transients varying pulsed laser excitation wavelengths. The pulsed photoionization spectra (PPIS) have been analysed using the Lucovsky model. The MW-PC transients in free-standing polycrystalline CdTe epilayers with bare surfaces are governed by surface recombination, where diffusion limited surface recombination prevails. This surface recombination is mainly influenced by deep traps of 1,23eV photoactivation energy. In CdTe - SiO_2 - Si - the structure samples, surface recombination is suppressed by SiO_2 interface layer and by a metal- CdTe barrier. The bulk traps in CdTe - SiO_2 - Si structure exhibited a spectrum with five photo-ionization steps, having the threshold photo-ionization energy of the $E_{b1} = 0,57 \text{ eV}$, $E_{b2} = 0,94 \text{ eV}$ and $E_{b5} = 1,42 \text{ eV}$, $E_{b4} = 1,13 \text{ eV}$ and $E_{b3} = 1,05 \text{ eV}$ which are attributed using literature data to the Te interstitials (E_{b1}), to Cd (E_{b2} and E_{b5}) and Te (E_{b4}) vacancies, and to anti-site (Te in Cd) defect (E_{b3}), respectively.

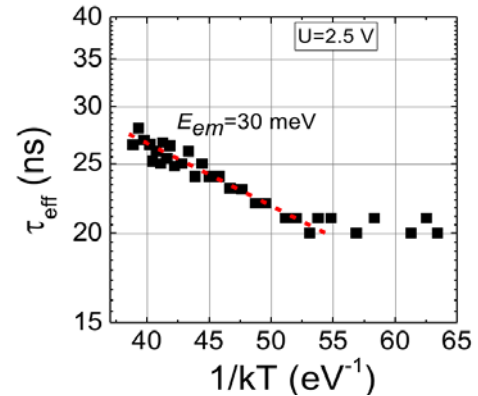


Fig. 1. Carrier emission lifetime as a function of the reciprocal thermal energy obtained for CdTe on SiO_2/Si structure and measured by using contact photoconductivity transients at excitation wavelength of 700 nm

1. N. Alimov, K. Botirov, P. Movlonov, S. Otajonov, M. Khalilov, O. Ergashev, Sh. Yakubova. Journal of Surface Physics and Engineering, Kharkov, 2016, vol. 1, No. 1, pp. 140–144.

ФОРМИРОВАНИЕ НАНОРАЗМЕРНЫХ ПЛЕНОК СИЛИЦИДОВ Rb и Li НА ПОВЕРХНОСТИ Si(111)

Рысбаев А.С., Нормуродов М.Т., Бекпулатов И.Р., Игамов Б.Д.

Ташкентский государственный технический университет, Узбекистан,
rysbaev@mail.ru

Интерес к исследованию процессов формирования наноразмерных пленок силицидов металлов на поверхности Si обусловлен возможностью их применения в качестве контактов, материалов для приборов функциональной электроники.

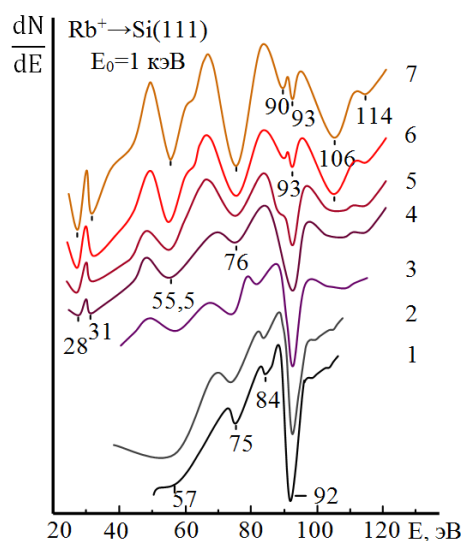


Рис. 1. Изменение оже-спектра кремния при имплантации ионов Rb^+ с $E_0=1$ кэВ с различной дозой облучения D , $см^{-2}$: 0-кривая 1; $5 \cdot 10^{13}$ - 2; $5 \cdot 10^{14}$ - 3; $5 \cdot 10^{15}$ - 4; 10^{16} - 5; $8 \cdot 10^{16}$ - 6; $2 \cdot 10^{17}$ - 7

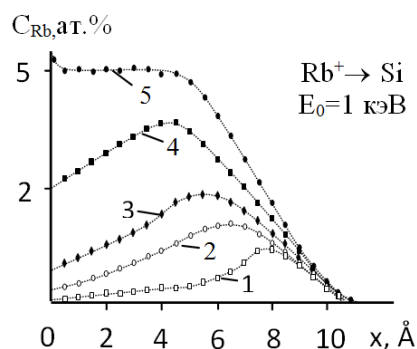


Рис.2. Концентрационные профили распределения атомов Rb, имплантированных в Si(111) с энергией $E_0=1$ кэВ с различной дозой D , $см^{-2}$: $5 \cdot 10^{13}$ (кривая 1); $5 \cdot 10^{14}$ (2); $5 \cdot 10^{15}$ (3); $8 \cdot 10^{16}$ (4) и $2 \cdot 10^{17}$ (5).

Пленки силицидов рубидия и лития нами получены методом низкоэнергетической (≤ 5 кэВ) и высокодозной ионной имплантации в сочетании с отжигом. Исследования проводились в вакууме $\sim 10^{-7}$ Па методами электронной спектроскопии и дифракции медленных электронов.

На рис.1 приведены оже-спектры кремния имплантированного ионами Rb с $E_0=1$ кэВ с различной дозой D . Как видно, при имплантации ионов Rb^+ до дозы $10^{15} см^{-2}$ пики характерные для Rb в спектрах отсутствуют. Это вероятно связано с глубоким проникновением ионов Rb^+ при малых дозах облучения. Начиная с дозы $5 \cdot 10^{15} см^{-2}$, в спектре появляются оже-пики характерные для Rb при 28 эВ, 31 эВ, 57 эВ, 76 эВ, 106 эВ и 114 эВ при этом также присутствует основной пик кремния $Si_{L2,3VV}$ при 92 эВ. При дозах $\geq 10^{16} см^{-2}$ оже - пик $Si_{L2,3VV}$ расщепляется, превращаясь из синглетной формы в дублетную.

На рис.2 приведены концентрационные профили распределения атомов Rb в Si(111) имплантированном ионами с $E_0=1$ кэВ с различной дозой облучения. Видно, что при дозах имплантации до $5 \cdot 10^{15}$ профили распределения атомов Rb по глубине имеют форму близкую к гауссовскому, при этом с увеличением дозы ионов максимум распределения смещается к поверхности. Максимальная глубина проникновения Rb при данной энергии составляет 110 Å. При дозе имплантации $2 \cdot 10^{17} см^{-2}$ максимум распределения начинается непосредственно с поверхности. Образуется практически ступенчатый профиль распределения с концентрацией Rb ~ 50 ат.%. Толщиной 40 Å. Т.е. в этой области образуется моносилицид рубидия RbSi. Приводится анализ полученных результатов.

ИССЛЕДОВАНИЕ ЭЛЕКТРОННОЙ И КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ СИЛИЦИДОВ ЩЕЛОЧНЫХ МЕТАЛЛОВ

Рысбаев А.С., Нормуродов М.Т., Хужаниязов Ж.Б., Камилов Т.С., Гаибов А.Г.

Ташкентский государственный технический университет, Узбекистан,
rysbaev@mail.ru

В работе методами вторично-эмиссионной спектроскопии и дифракции медленных электронов исследовано влияние низкоэнергетической имплантации ионов щелочных элементов и последующего термического отжига на электронную и кристаллическую структуру поверхности Si(111). Эксперименты проводились в вакууме 10^{-7} Па в приборе с анализатором сферической геометрии с тормозящим полем, а также в стандартных приборах: LASS-2200 фирмы Riber (Франция), просвечивающем РЭМ высокого разрешения Titan80-300 TEM/STEM (Голландия).

Таблица. Значения вторично-эмиссионных и структурных параметров силицидов

Тип силицидов	E_{pm} , эВ	σ_m	$e\phi$, эВ	Φ , эВ	χ , эВ	E_g , эВ	Тип поверхностной структуры	$T_{отж}$, К
BaSi	460	3,2	2,75	3,1	2,4	0,7	Si(111)-1x1Ba	700
BaSi ₂	440	3,0	2,75	3,0	2,5	0,5	Si (111)-1x1Ba	750
NaSi	450	3,0	2,8	3,2	2,5	0,65	Si (111)-4x4Na	650
NaSi ₂	430	2,8	2,8	3,1	2,5	0,6	Si (111)-4x4Na	700
LiSi	440	2,8	2,0	3,2	2,4	0,8	Si (111)-4x4Li	750
RbSi	450	4,3	2,65	3,0	2,3	0,7	Si (111)-2x2Rb	600
CsSi	470	4,5	2,6	3,0	2,2	0,85	Si (111)-4x4Cs	600

В таблице приведены значения энергетических ($e\phi$ – термоэлектронная работа выхода, Φ – фотоэлектронная работа выхода, χ – сродство к электрону, E_g – ширина запрещенной зоны) и структурных параметров наноразмерных силицидных пленок, полученных имплантацией ионов в Si и последующим прогревом.

Было установлено, что поверхность чистого Si(111) имеет гладкий микрорельеф. Образование дефектов при имплантации ионов сопровождается изменением рельефа поверхности: при малых дозах $D \leq 5 \cdot 10^{14}$ см⁻² наблюдаются отдельные молекулярные комплексы-кластеры с увеличением дозы имплантированных ионов растет число кластеров, которые при дозах $D \geq 5 \cdot 10^{15}$ см⁻² объединяются и поверхность Si(111) становится полностью аморфной. Определены значения критических доз аморфизации поверхности Si(111) и Si(100) при имплантации ионов Li⁺, Na⁺, K⁺, Rb⁺, Cs⁺ и Ba⁺ с разной энергией. Показано, что имплантация ионов Na⁺, Rb⁺, Cs⁺, Li⁺ с $E_0 = 1$ кэВ, большой дозой в Si(111) и проведение последующего кратковременного прогрева при 600, 800, 500, 900 К, соответственно приводит к формированию в приповерхностном слое пленок силицидов со следующими структурами: Si(111)-4x4Na, Si(111)-2x2Rb, Si(111)-4x4Cs, Si(111)-4x4Li.

Впервые исследованиями методом РЭМ высокого разрешения установлено, что при имплантации ионов Rb⁺ с дозой 10^{15} см⁻² наблюдается формирование отдельных мелких островков силицида рубидия с размерами 10÷30 нм. С увеличением дозы имплантации они сливаются в более крупные (30÷100 нм) островки, округлой формы с монокристаллической структурой. При этом между крупными островками наблюдаются неограниченные мелкие островки с аморфной структурой. При дозе $6 \cdot 10^{16}$ см⁻² и прогреве при $T = 900$ К происходит полное слияние островков и формирование сплошной пленки силицида рубидия.

ВЛИЯНИЕ ОБРАЗОВАНИЯ СИЛИЦИДОВ НИКЕЛЯ НА УДЕЛЬНОЕ СОПРОТИВЛЕНИЕ МОНОКРИСТАЛЛОВ КРЕМНИЯ

Мустафоева Н.М., Суяркулов Ш.А., Ташмухамедова Д.А., Ташатов А.К.,
Умирзаков Б.Е.

Ташкентский государственный технический университет,
Ташкент, Узбекистан,
ftmet@rambler.ru

Для использования тонкослойных полупроводниковых структур при создании приборов электронной техники необходимо изучить физические процессы происходящих в этих структурах, разработать новые физико-технологические основы и принципы создания структур с улучшенными эксплуатационными параметрами. Известно, что при формировании тонких пленок силицидов на поверхности кремния происходит миграция примесных атомов вблизи границы силицид-кремний. Это может приводить к изменению электрофизических свойств подложки. В данной работе изучены профили распределения примесных атомов в ионно-имплантированном Si и их влияния на объемное удельное сопротивление ρ кремния.

Ионная имплантация, температурная обработка, исследование элементного и химического состава поверхности и приповерхностных слоев проводились в единых экспериментальных условиях, в одном и том же сверхвысоковакуумном многокамерном приборе. Термическая очистка образцов Si осуществлялась в вакууме не хуже 10^{-7} Па. Окончательная очистка проводилась распылением поверхности ионами Ar^+ с последующим отжигом. Профили распределения атомов по глубине определялись методом оже-электронной спектроскопии (ОЭС) в сочетании с ионным травлением. Имплантация проводилась ионами Ni с $E_0 = 10, 5$ и 1 кэВ при $D = 8 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$.

Изучение профилей распределения примесей по глубине показали, что в сильно легированной области Si практически не обнаруживаются атомы кислорода и бора, а в переходном слое системы NiSi_2/Si – их концентрация резко увеличивается. В таблице приведены значения ρ для чистого и ионно-имплантированного Si, а также для систем NiSi_2/Si .

Таблица. Значения ρ исследуемых образцов

Параметр	Si (111), p-тип	Si имплантированный ионами Ni^+	
		до прогрева	после прогрева
ρ , Ом·см	9 – 10	10 – 11	18 – 20

Видно, что после формирования системы NiSi_2/Si удельное сопротивление системы резко увеличивается. Это уменьшение можно объяснить существенным уменьшением концентрации примесных атомов в Si вблизи границы NiSi_2/Si . Расчеты показывают, что толщина “без примесной” области Si лежит в пределах $150 - 200 \text{ \AA}$ и она зависит от состава и толщины силицидной пленки. Исследования в этой области продолжаются.

СРАВНЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ РЕКТИФИКАЦИОННЫХ КОЛОНН ПРИ РАЗДЕЛЕНИИ SiHCl_3 И SiCl_4

Иванов В. М.

*ООО «Германий и приложения»,
г.Новомосковск, Российская Федерация
v.m.ivanov@rambler.ru*

Проводится сравнение эффективности ректификационных колонн с ситчатыми тарелками и пакетной насадкой при разделении смеси трихлорсилана и тетрахлорида кремния, полученной гидрохлорированием технического кремния и гидрированием тетрахлорида кремния. Ректификационные колонны с ситчатыми тарелками, имеющими к.п.д. 60–80%, традиционно используются в полупроводниковой промышленности. В последние десятилетия начали внедряться ректификационные колонны с плоскопараллельной насадкой, представляющей собой изготовленные из стали, сплавов или полимерных материалов пакеты из плоских или волнистых листов с гофрами и перфорацией. Регулярная насадка имеет меньшую склонность к каналообразованию и развитию пристеночного эффекта, наличие гофров увеличивает время межфазового контакта, она имеет высокую эффективность и хорошие эксплуатационные характеристики.

Для сравнения эффективности колонн с тарелками ТС-Р и насадкой MellapakPlus M752.Y в работе использована высота, эквивалентная теоретической ступени разделения (ВЭТС), рассчитанная как частное от деления рабочей высоты колонны на число теоретических ступеней разделения. Число теоретических ступеней разделения определялось на основе хроматографического анализа проб дистиллята и кубового продукта. ВЭТС тарельчатой колонны составляет 1,86 м, ВЭТС насадочной колонны – 1,20 м.



Рис. 1. Регулярная насадка типа MellapakPlus 752.Y

Сделан вывод, что колонны с регулярной насадкой MellapakPlus M752.Y фирмы Sulzer Chemtech Ltd имеют эффективность на 35,5% выше по сравнению с колоннами с ситчатыми тарелками. Такие колонны являются перспективными в промышленном производстве поликристаллического кремния как при строительстве новых предприятий, так и при модернизации колонн на действующих предприятиях. Внедрение этого прогрессивного контактного устройства позволяет повысить качество получаемых продуктов и снизить производственные затраты за счёт экономии энергоносителей.

ТЕХНОЛОГИЯ ПРОИЗВОДСТВА ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО КРЕМНИЯ С ПРИМЕНЕНИЕМ ХЛОРИРОВАНИЯ В СОЛЕВОМ РАСПЛАВЕ

Иванов В. М.

ООО «Германий и приложения», г.Новомосковск, Российская Федерация
v.m.ivanov@rambler.ru

Обсуждаются проблемы развития производства поликристаллического кремния (ПКК). Используемый в качестве сырьевого материала кристаллический кремний имеет высокую цену – на мировом рынке его цена составляет 2260 \$/т.

Для снижения себестоимости ПКК предлагается в качестве исходного сырья использовать материалы, содержащие диоксид кремния. Эти материалы подвергать прямому хлорированию, а образующийся тетрахлорид кремния (ТК) гидрированием конвертировать в трихлорсилан (ТХС).

Хотя для промышленного производства ТК природное окисное сырьё не нашло широкого применения, литературные данные по хлорированию кремнезёма показывают принципиальную возможность хлорирования SiO_2 в расплаве солей. В производстве губчатого титана ТК образуется при хлорировании двуокиси кремния, присутствующем в титановом шлаке.

На основе имеющихся данных по расходу сырьевых материалов определены стоимость сырья в традиционной технологии производства поликремния, применявшейся в отечественной промышленности, и новой технологии, основанной на хлорировании диоксида кремния в расплаве солей с гидрированием образующегося SiCl_4 до SiHCl_3 . Использование установки низкотемпературной регенерации позволит разделять водород, хлористый водород и хлорсиланы, образующиеся при получении ПКК в процессе водородного восстановления. Выделенный ТК гидрированием будет конвертироваться в трихлорсилан.

В таблице представлены удельные расходы основных сырьевых материалов и их стоимость для традиционной и новой технологий производства ПКК. Расходы материалов по новой технологии получены расчётным путём на основе практики работы промышленных солевых хлораторов.

Сырьевые материалы	Расход на 1 кг ПКК	Цена	Стоимость, руб.	Стоимость материалов, руб.
Традиционная технология				
кремний	5,788 кг	140 000 руб./т	810,32	4 566,26
хлор	20,907 кг	21 599,6 руб./т	451,58	
водород	29,139 м³	113,40 руб./м³	3 304,36	
Новая технология				
кремнезём	5,6914 кг	2 200 руб./т	12,52	521,69
хлор	9,928 кг	21 599,6 руб./т	214,44	
водород	2,480 м³	113,40 руб./м³	281,23	
кокс	1,544 кг	2 500 руб./т	3,86	
карналлит	0,0114 кг	4 892 руб./т	0,06	
хлористый калий	0,665 кг	11 412 руб./т	7,59	
хлористый натрий	0,662 кг	3 000 руб./т	1,99	

Сделан вывод, что переход с традиционной на новую технологию производства ПКК может дать снижение затрат на сырьё в 8,7 раз, что позволит решить задачу по созданию производства дешёвого полупроводникового кремния.

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

Страумал Б.Б.^{1,3}, Мазилкин А.А.^{1,3}, Когтенкова О.А.¹,
Горнакова А.С.¹, Кильмаметов А.Р.³

¹Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия

²Черноголовский научный центр РАН, Черноголовка, Россия

³Институт нанотехнологий КИТ, Карлсруэ, Германия

straumal@issp.ac.ru, andrey.mazilkin@kit.edu, alenahas@issp.ac.ru,
koololga@issp.ac.ru, askar.kilmametov@kit.edu

Интенсивная пластическая деформация (ИПД) может приводить к необычным фазовым превращениям. Теория, разработанная Ж.Мартеном для материалов под облучением [1], предсказывает, что в неравновесных условиях под интенсивным внешним воздействием в материалах могут образовываться фазы, которые в равновесных условиях наблюдаются при некоторой эффективной температуре T_{eff} , которая может быть выше температуры ИПД. Мы наблюдали в экспериментах, что ИПД – наряду с измельчением зерен – может приводить к распаду пересыщенного твердого раствора в сплавах алюминий-цинк (T_{eff} близка к комнатной), кобальт-медь ($T_{\text{eff}} \sim 400^\circ\text{C}$), никель-медь ($T_{\text{eff}} \sim 300^\circ\text{C}$). При ИПД сплавов Ni–Nb–Y исходная смесь пяти кристаллических фаз превращается в смесь двух кристаллических и двух аморфных фаз ($T_{\text{eff}} = 1450^\circ\text{C}$). Анализ опубликованных работ по аморфизации сплавов TiNi и NdFeB при ИПД дает значения $T_{\text{eff}} = 950\text{--}1250^\circ\text{C}$ и $T_{\text{eff}} = 700^\circ\text{C}$. Анализ нанокристаллизации аморфных сплавов тоже позволил определить T_{eff} . После некоторой деформации при ИПД наблюдается переход в стационарное состояние. Оно обладает свойствами эквифинальности, т.е. состав фаз в стационарном состоянии не зависит от исходного состояния.

ИПД кремния приводит к появлению в образце смеси фаз, где наряду с фазой Si-I с кубической решеткой алмаз появляются аморфная фаза, а также метастабильные фазы Si-III с ОЦК решеткой и Si-XII с ромбоэдрической решеткой [2, 3]. ИПД изменяет также свойства и фазовый состав германия [4, 5] и арсенида галлия [6].

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проекты № 18-03-00067, 16-53-12007) и ННАО.

1. G. Martin, *Phys. Rev. B* **30**, 1424 (1984).
2. Y. Ikoma, K. Hayano, K. Edalati, K. Saito, Q. Guo, Z. Horita, *Appl. Phys. Lett.* **101**, 121908 (2012).
3. Y. Ikoma, K. Hayano, K. Edalati, K. Saito, Q. Guo, Z. Horita, T. Aoki, D.J. Smith, *J. Mater. Sci.* **49**, 6565 (2014).
4. R.K. Islamgaliev, R. Kuzel, E.D. Obraztsova, J. Burianek, F. Chmelik, R. Z. Valiev, *Mater. Sci. Eng. A* **249**, 152 (1998).
5. Y. Ikoma, K. Kumano, K. Edalati, K. Saito, Q. Guo, Z. Horita, *Philos. Mag. Lett.* **97**, 27 (2017).
6. Y. Ikoma, Y. Ejiri, K. Hayano, K. Saito, Q. Guo, Z. Horita, *Philos. Mag. Lett.* **94**, 1 (2014).

РАЗВИТИЕ ТЕХНОЛОГИИ КРЕМНИЕВЫХ СВЕТОИЗЛУЧАЮЩИХ СТРУКТУР С ЛЮМИНЕСЦЕНЦИЕЙ, ОБУСЛОВЛЕННОЙ ПРОТЯЖЕННЫМИ СТРУКТУРНЫМИ ДЕФЕКТАМИ

Соболев Н.А.¹, Калядин А.Е.¹, Шек Е.И.¹, Вейко В.П.²,
Поляков Д.С.²

¹ФТИ им. А.Ф. Иоффе, Санкт-Петербург, Россия

²СПб НИУ ИТМО, Санкт-Петербург, Россия

nick@sobolev.ioffe.rssi.ru

Прогресс в развитии оптоэлектроники во многом определяется разработкой оптоэлектронных интегральных схем (чипов) на основе кремния. Такие чипы обладают лучшими функциональными свойствами, чем интегральные схемы, отдельные элементы которых соединяются проводами, что может обеспечить существенное увеличение объема и скорости обработки информации. При разработке отдельных элементов таких чипов наиболее трудной задачей оказывается создание эффективных светоизлучающих структур (СИС) на основе кремния. В настоящее время в оптоэлектронике используются два оптических диапазона, соответствующие второму расширенному (~ 1.3 мкм) и третьему (~ 1.5 мкм) окнам прозрачности кварцевых волокон. СИС на длину волны ~ 1.6 мкм с так называемой дислокационной люминесценцией (ДЛ) изготавливаются с помощью различных технологий [1], но только метод, основанный на ионной имплантации, совместим с технологией интегральных схем. Основной недостаток имплантационного метода заключается в малой толщине светоизлучающего слоя. Целый ряд опубликованных работ [2-4] позволяет предположить, что СИС с ДЛ и толстым светоизлучающим слоем можно изготовить с помощью лазерного облучения и последующего отжига. Наши исследования проводились при облучения пластин кремния с помощью волоконного импульсно-периодического иттербиевого лазера с длиной волны 1.07 мкм. Недавно нами также начаты работы по созданию СИС для второго диапазона, в которых с помощью имплантации ионов кислорода и последующего отжига формируются протяженные так называемые {113} дефекты с люминесценцией на длине волны ~ 1.38 мкм [5,6].

В настоящей работе приводятся результаты исследования ключевых моментов технологии создания СИС на основе Si с двумя видами протяженных структурных дефектов – определения оптимальных условий радиационного и оптического воздействий и последующего отжига для достижения максимальной интенсивности ДЛ и люминесценции {113} дефектов.

1. Н.А. Соболев // ФТП. 2010. Т.44, вып.1. С.3-25.
2. R.H. Uebbing et al. // Appl. Phys. Lett. 1980. V.37, No.12. P.1078-1079.
3. А.В. Двуреченский, Г.А. Качурин, Е.В. Нидаев, Л.С. Смирнов. Импульсный отжиг полупроводниковых материалов. Москва: «Наука», 1982.
4. А.М. Скворцов и др. // Квантовая электроника. 2017. Т.47, вып. 6. С.503-508.
5. Н.А. Соболев и др. // ФТТ. 2016. Т.58, вып.12. С.2411-2414.
6. N.A. Sobolev et al. // Phys. Stat. Sol. A. 2017. V.214. P.1700317.

COST EFFECTIVE GROWTH OF SILICON MONO INGOTS BY THE APPLICATION OF THE MULTIPULLING TECHNIQUE COMBINED WITH ACTIVE CRYSTAL COOLING

Mosel¹ F., Denisov¹ A.V., Klipp¹ B., Kunert² R., Dold² P.

¹ *PVA Crystal Growing Systems GmbH, Wettengel, Germany*

² *Fraunhofer-Center für Silizium-Photovoltaik CSP, Halle (Saale), Germany*
alexey.denisov@pvatepla.com

The permanent quest for the reduction of production costs and for an increase of productivity has placed much focus on the multiple Cz-pulling technique and an enhancement of the crystal growth rate. The matters regarding the first topic were reported at the EUPVSEC in 2016 [1]. At the following conference [2] we reported measures which made it possible to increase the pull speed significantly. This includes an optimized hotzone design as well as the use of an active crystal cooling device. This time, the combination of both techniques will be shown. The main focus of this report will be on cost savings while increasing productivity.

During this project the hotzone configuration has been deliberately optimized to provide suitable radial and axial temperature gradients that allow a high pull speed. In addition an active cooling device was integrated into the heating zone above the crystallisation front, which allows an increased dissipation of the heat of crystallisation. With the application of these two improvements a pulling speed of 1.–1.9 mm / min was successfully achieved. Higher pull rates seem to be possible.

In addition to this active crystal cooling an accessory has been retrofitted to the standard puller, allowing the use of the mobile recharge system (MRS) developed by PVA Crystal Growing Systems GmbH.

Active crystal cooling thus shortens the process time in the body phase by up to 50%. This time can be converted directly into a higher material yield by pulling several crystals from one crucible utilizing its limited lifetime. In sum of both measures quite decisive cost advantages can be generated.

In this paper we report about the equipment configuration and the process parameters which were successfully applied resulting in high quality crystals grown under high crystallisation rates with and without the active crystal cooling device. It is further reported on the new developed mobile recharge system, with which a controlled mass flow of silicon can be adjusted. The advantage of the mobile recharge system is the manageable investment costs, since a mobile feeder can serve several pullers. Complete characterisation of the ingots grown by the multipulling technique at a high pull speed are presented.

High quality crystals for the production of high efficiency cells can be grown by the application of an optimized hot zone configuration with an integrated active crystal cooling system at a high crystallisation rate. It is shown that using these techniques the productivity can be increased significantly. At the same time the production costs - especially the consumption of energy - can be reduced.

1. F. Mosel, A.V. Denisov, B. Klipp, B. Spill, R. Sharma, R. Kunert, P. Dold, Cost effective growth of silicon mono ingots by the application of a mobile recharge system in Cz-puller, Proceedings 32nd European Photovoltaic Solar Energy Conference, München, Germany, (2016), 1064-1068
2. F. Mosel, A.V. Denisov, B. Klipp, R. Kunert, P. Dold, Cost effective growth of silicon mono ingots by the application of increased pull speed in Cz-puller, Proceedings 33rd European Photovoltaic Solar Energy Conference, Amsterdam, Netherlands, (2017), 495-500

Именной указатель

Abrosimov N.V.	37	Барабаненков Ю.Н.	83
Alimov N.	107	Баранов Г.В.	75
Arutyunov N.Yu.	37	Барков К.А.	82
Denisov A.V.	115	Басалаева Л.С.	40
Dold P.	115	Баталов Р.И.	94, 95
Elsayed M.	37	Батаронов И.Л.	5, 56
Emtsev V.V.	37	Баязитов Р.М.	94, 95
Florin Baltaretu	17	Бекпулатов И.Р.	108
Gonik M.A.	17	Белов А.И.	31, 87
Hombe A.	79	Беляков О.А.	85
Klipp B.	115	Блошкин А.А.	14
Kozlovski V.V.	37	Бобыль А.В.	88
Krause-Rehberg R.	37	Бойко М.Е.	88
Kunert R.	115	Бондаренко А.С.	43
Kurokawa Y.	79	Брунков П.Н.	51
Lastovskii S.	23	Брылевский В.И.	51
Mosel F.	115	Бузынин Ю.Н.	89, 100
Oganesyan G.A.	37	Буланов А.Д.	12, 67
Ota Y.	79	Бушуйкин П.А.	78
Otajonov S.	107		
Rabier J.	16	Валеев В.Ф.	74
Rutckaia V.	86	Варлачев В.А.	104
Tolanov O.	107	Василенко А.П.	73
Usami N.	79	Вдовин В.И.	18
Weber J.	21, 23	Ведь М.В.	89
Yarykin N.	23	Вейко В.П.	114
		Вербицкий В.Н.	88
Абрамкин Д.С.	50	Вербус В.А.	78, 79
Абросимов А.В.	67	Верезуб Н.А.	59
Абросимов Н.В.	13, 21, 46	Викулов В.В.	57
Агапов Б.Л.	45	Владимиров В.М.	91
Агафонов Ю.А.	22, 62	Войцеховский А.В.	106
Алимов О.М.	64	Володин В.А.	66
Андреев Б.А.	78	Воробьев В.В.	74
Аношин К.Е.	63, 64	Воронина Т.Н.	85
Антонов А.В.	26, 78	Вывенко О.Ф.	41, 43
Антонов В.А.	27		
Анфимов И.М.	104	Гаврилова Т.А.	80
Арзуманян Г.В.	34	Гаибов А.Г.	109
Арчаков А.И.	28	Гисматулин А.А.	27
Аскарлов Ш.И.	71, 72	Гоник М.А.	64
Астров Ю.А.	21, 46	Горнакова А.С.	113
		Горнев Е.С.	4
Базаров В.В.	95	Грехов И.В.	51
Байдакова Н.А.	78, 79	Гридчин В.А.	65
Балашев В.В.	57	Гумаров А.И.	95
Барабаненков М.Ю.	83	Гурьянов А.М.	20

Гусев Н.С.	78	Камилов Т.С.	109
Гусейнов Д.В.	42	Карабанов А.С.	85
Гутаковский А.К.	50, 90	Карабанов С.М.	85
Гуткин А.А.	51	Кардашев Б.К.	88
Гущина Е.В.	33	Кведер В.В.	9, 10
Давитадзе С.Т.	88	Кильмаметов А.Р.	113
Данилов Д.В.	41	Кириенко В.В.	14
Двуреченский А.В.	14, 81	Клушина Н.В.	35
Дежин В.В.	55, 56	Кобелева С.П.	99, 104
Денисов С.А.	42, 89, 100	Когтенкова О.А.	113
Деточенко А.П.	42	Колпачев А.Б.	34
Димитриев А.А.	57	Конаков А.А.	42
Домашевская Э.П.	45, 82	Коновалов А.В.	82
Дорохин М.В.	89	Константинов В.О.	70, 101
Дробышевский Ю.В.	104	Коплак О.В.	32, 92
Дроздов М.Н.	76, 78	Коробцов В.В.	57
Дульцев Ф.Н.	40	Королев Д.С.	31, 87
Егоров Д.С.	104	Котерева Т.В.	67
Ежевский А.А.	42	Коханенко А.П.	106
Емельянов Е.А.	50	Кочнов О.Ю.	15
Ерахтин О.В.	85	Коюда Д.А.	24, 25, 44, 45
Еременко В.Г.	16, 62	Красильник З.Ф.	78, 86
Ершов А.В.	45	Кривякин Г.К.	81
Есин М.Ю.	49, 50	Критская Т.В.	8, 36
Жанаев Э.Д.	26	Кудрин А.В.	89, 100
Жарова Ю.А.	33	Кудрявцев К.Е.	78
Журавлёв В.Н.	36	Куликова Т.В.	45
Зайцев А.В.	89, 100	Куприянов И.Н.	28
Зайцева Э.Г.	77	Курбанова Р.Д.	47
Здоровейцев А.В.	89	Латухина Н.В.	60, 61, 98, 99
Зиненко В.И.	22, 62	Латышев А.В.	38, 39, 52-54
Зиновьев В.А.	14, 81	Леонов А.В.	97
Зиновьева А.Ф.	14	Лизункова Д.А.	60, 61, 98
Зинченко Е.Н.	45	Лодыгин А.Н.	21, 46
Иванов В.М.	111, 112	Лозовой К.А.	106
Иванов М.С.	51	Локтионова О.Е.	82
Иванов Ю.Д.	28	Лошаченко А.С.	41
Ивков С.А.	82	Лошкарев И.Д.	50, 73
Ивлев Г.Д.	94	Лядов Н.М.	94, 95
Игамов Б.Д.	108	Мазилкин А.А.	113
Ильницкий М.А.	27, 28	Мальсагова К.А.	28
Итальянцев А.Г.	75	Мамедов Ш.Г.	47
Казакевич П.В.	61	Мамедова Ф.М.	47
Калядин А.Е.	96, 114	Марков В.В.	91
Камаев Г.Н.	65, 66	Марченко Д.	24
		Матвеев С.В.	91
		Махвиладзе Т.М.	105
		Махкамов Ш.	103

Махкамов Ш.М.	102	Плешакова Т.О.	28
Машин А.И.	78	Подольская Н.И.	51
Мелесов Н.С.	96	Поляков Д.С.	114
Михайлов А.Н.	31	Пономарёв С.А.	52
Михайлов А.Н.	87	Попов В.П.	26-28, 30
Михайловский И.Г.	80	Порцель Л.М.	21, 46
Моргунов Р.Б.	32, 92	Преображенский В.В.	50, 73
Мордкович В.Н.	97	Прокофьева В.К.	84
Морозова Е.Е.	78, 79	Простомолотов А.И.	59
Мустафоева Н.М.	110	Прохоров А.К.	104
Мяконьких А.А.	28	Прохоров Д.С.	89
		Путято М.А.	50, 73
Настаушев Ю.В.	40		
Наумов А.В.	11, 63, 64	Рогило Д.И.	38
Наумова О.В.	77, 80, 93	Рогило Д.И.	52-54
Недомолкина А.А.	90	Рогов А.М.	74
Нежданов А.В.	67, 78	Рогожина Г.А.	99
Неизвестный И.Г.	65	Родин П.Б.	51
Некрасов С.А.	104	Родякина Е.Е.	39
Нелюбин И.В.	80	Рощупкин Д.В.	62
Ненашев А.В.	14	Руденко К.В.	28
Непомнящих А.И.	35	Рудин С.А.	81
Нестеров Д.Н.	82	Рыгалин Б.Н.	84
Никифоров А.И.	49	Рысбаев А.С.	108, 109
Никифоров М.О.	84		
Николаев В.И.	88	Сабурова В.И.	65
Никольская А.А.	31, 87	Садчиков А.С.	44
Новиков А.В.	76, 78, 79, 81, 86	Салиева Ш.К.	71, 72
Нормуродов А.Б.	102	Сарайкин В.В.	62
Нормуродов М.Т.	108, 109	Сарычев М.Е.	105
Нуждин В.И.	74	Саттиев А.Р.	103
		Сафронов Л.Н.	26
Овсянников Р.	24, 25, 44, 45	Сахаров В.И.	96
Орлов В.И.	68, 69	Седловец Д.М.	62
Осин Ю.Н.	74	Семягин Б.Р.	50
		Сенников П.Г.	12, 67
Павликов А.В.	98	Сергеев С.М.	86
Павлов Д.А.	87	Сергий М.Е.	91
Павлов С.И.	33	Серебряков А.Е.	85
Панов А.А.	85	Серенков И.Т.	96
Паранин В.Д.	61	Сиваков В.	24, 25
Паринова Е.В.	24, 25, 44, 45	Симакин С.Г.	75, 96
Пархоменко Ю.Н.	11	Ситников С.В.	39
Паршин Е.О.	96	Скороходов Е.В.	78, 79, 86
Петров А.С.	38	Скуратов В.А.	66
Петрушков М.О.	50, 73	Сливкин Е.В.	85
Пещерова С.М.	35	Смагина Ж.В.	81
Пинигина Д.Л.	93	Смирнова Е.В.	88
Писаренко Т.А.	57	Смирнова И.А.	51
Пислярук А.К.	24, 25	Смирнова Н.А.	63

Соболев Н.А.	41, 96, 114	Фоменко Ю.Л.	82
Солтанович О.А.	68	Фомин Б.И.	77, 80, 93
Сражев С.Н.	72		
Стенин В.В.	58	Хайбуллин Р.И.	95
Стенина Н.А.	58	Холмедов Х.М.	102, 103
Степанов А.Л.	74	Хорошева М.А.	9, 10, 31
Степанов В.И.	15	Хугаев А.В.	102
Степихова М.В.	81	Хужаниязов Ж.Б.	109
Степихова М.В.	86		
Столбов С.Н.	104	Чалков В.Ю.	42, 89, 100
Страумал Б.Б.	113	Черкаев А.С.	65, 66
Стужнев Ю.А.	15	Чилингарова Н.С.	34
Стук А.А.	15	Чувенкова О.А.	24, 25
Стукова И.А.	15	Чувенкова О.А.	44
Суворов Д.В.	85	Чуешова А.Г.	35
Сулайманов Н.Т.	102		
Сухоруков А.В.	42	Шалеев М.В.	79, 86
Сушков А.А.	87	Шамирзаев Т.С.	50
Суяркулов Ш.А.	110	Шарафутдинов Р.Г.	70, 101
		Шарипов Б.З.	71, 72
Таланин В.И.	48	Шварцман Л.Я.	8
Таланин И.Е.	48	Шек Е.И.	96, 114
Тарабрин Д.Ю.	85	Шенгуров В.Г.	42, 89, 100
Ташатов А.К.	110	Шепов В.Н.	91
Ташметов М.Ю.	102, 103	Шишкин И.А.	60
Ташмухамедова Д.А.	110	Шлейзенер А.	24, 25
Терехов В.А.	45, 82	Шмагин В.Б.	76
Терещенко А.Н.	10, 31, 32, 92	Шпейзман В.В.	88
Теруков Е.И.	88	Штейнман Э.А.	31, 32
Тетельбаум Д.И.	31, 87	Шукурова Д.М.	71
Тимофеев А.А.	49	Шуман В.Б.	21, 46
Толмачев В.А.	33		
Тонких А.А.	44	Щеглов Д.В.	38, 52-54
Тошбоев Т.У.	72	Щемеров И.В.	99, 104
Трубицын А.А.	85	Щукин В.Г.	70, 101
Труханов Е.М.	73		
Трушин В.Н.	89	Эрдонов М.Н.	103
Турищев С.Ю.	24, 25, 44, 45		
Тыщенко И.Е.	29, 30	Юнин П.А.	78
		Юрасов Д.В.	76, 78, 79
Умарова Ф.Т.	102		
Умирзаков Б.Е.	110	Яблонский А.Н.	78, 81, 86
Уткин Д.Е.	86	Якимов А.И.	14
		Якимов Е.Б.	68, 69
Файзрахманов И.А.	94, 95	Ярыкин Н.А.	21, 22, 68, 69
Федина Л.И.	19, 52-54		

Содержание

	Стр
Горнев Е.С. МИКРОЭЛЕКТРОНИКА В РОССИИ: ПРОБЛЕМЫ И ПУТИ РЕШЕНИЯ	4
Критская Т.В., Шварцман Л.Я. НОВАЯ ПРОМЫШЛЕННАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО КРЕМНИЯ «КРЕМНИЙ ИЗ ПЕСКА»	8
Кведер В.В., Хорошева М.А. ВЛИЯНИЕ АТОМОВ ХРОМА НА ЭЛЕКТРОННЫЕ СВОЙСТВА КРЕМНИЯ С ДИСЛОКАЦИЯМИ И РОСТОВЫМИ ВАКАНСИОННЫМИ ДЕФЕКТАМИ	9
Хорошева М.А., Кведер В.В., Терещенко А.Н. ЭЛЕКТРОННЫЕ СВОЙСТВА АТОМОВ ЖЕЛЕЗА НА ДИСЛОКАЦИЯХ В КРЕМНИИ	10
Пархоменко Ю.Н., Наумов А.В. "НОВАЯ РЕАЛЬНОСТЬ» РЫНКА ПОЛИКРЕМНИЯ	11
Сенников П.Г., Буланов А.Д. КРЕМНИЙ – ПЕРСПЕКТИВНЫЙ МАТЕРИАЛ ДЛЯ ПРАКТИЧЕСКОЙ РЕАЛИЗАЦИИ КВАНТОВОГО КОМПЬЮТЕРА	12
Абросимов Н.В. ИЗОТОПНО ЧИСТЫЙ КРЕМНИЙ – ОСОБЕННОСТИ ТЕХНОЛОГИЙ ВЫРАЩИВАНИЯ, СВОЙСТВА И ВОЗМОЖНЫЕ ПРИМЕНЕНИЯ	13
Двуреченский А.В., Якимов А.И., Зиновьева А.Ф., Ненашев А.В., Зиновьев В.А., Блошкин А.А., Кириенко В.В. ОПТИЧЕСКИЕ И СПИНОВЫЕ ЯВЛЕНИЯ В НАНОГЕТЕРОСТРУКТУРАХ НА ОСНОВЕ КРЕМНИЯ	14
Стук А.А., Стукова И.А., Стужнев Ю.А., Степанов В.И., Кочнов О.Ю. ЯДЕРНОЕ ЛЕГИРОВАНИЕ КРЕМНИЯ: СОСТОЯНИЕ И ПЕРСПЕКТИВЫ. ОПЫТ ОРГАНИЗАЦИИ ПРОИЗВОДСТВА ЯЛК НА ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКОМ РЕАКТОРЕ ВВР-Ц	15
Еременко В.Г., Rabier J. АТОМНЫЕ ОСОБЕННОСТИ ДИСЛОКАЦИОННОГО МЕХАНИЗМА ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРЕМНИЯ	16
Gonik M.A., Florin Baltaretu HOW TO REACH A UNIFORM LONGITUDINAL IMPURITY DISTRIBUTION IN THE MC-Si INGOT	17
Вдовин В.И. ДИСЛОКАЦИОННЫЕ ДИПОЛИ В ПРОЦЕССАХ ПЛАСТИЧЕСКОЙ РЕЛАКСАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ В Si	18

Федина Л.И. О ПРИРОДЕ ДИСЛОКАЦИОННОЙ ЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ В Si: СТРУКТУРА ЯДРА И ТОЧЕЧНЫЕ ДЕФЕКТЫ	19
Гурьянов А.М. ЭНЕРГЕТИЧЕСКИЕ ПОТЕНЦИАЛЬНЫЕ БАРЬЕРЫ В КРЕМНИЕВЫХ МДП-СТРУКТУРАХ С ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИМИ СЛОЯМИ ОКСИДА СКАНДИЯ	20
Ярыкин Н.А., Шуман В.Б., Порцель Л.М., Лодыгин А.Н., Астров Ю.А., Абросимов Н.В., Weber J. ЕМКОСТНАЯ СПЕТРОСКОПИЯ КРЕМНИЯ, ЛЕГИРОВАННОГО МАГНИЕМ	21
Ярыкин Н.А., Агафонов Ю.А., Зиненко В.И. ВЛИЯНИЕ КОИМПЛАНТАЦИИ ГЕЛИЯ НА ЭФФЕКТИВНОСТЬ ВВЕДЕНИЯ ВОДОРОДНЫХ ДОНОРОВ В КРЕМНИИ	22
Yarykin N., Lastovskii S., Weber J. EFFECT OF NICKEL IN-DIFFUSION ON THE VACANCY-TYPE DEFECTS IN SILICON	23
Паринова Е.В., Сиваков В., Чувенкова О.А., Коюда Д.А., Шлейзенер А., Овсянников Р., Марченко Д., Пислярук А.К., Турищев С.Ю. АТОМНОЕ И ЭЛЕКТРОННОЕ СТРОЕНИЕ КОМПОЗИТНЫХ НАНОСТРУКТУР НИТЕВИДНЫЙ КРЕМНИЙ - МОСVD ПОКРЫТИЕ SnO ₂	24
Паринова Е.В., Сиваков В., Пислярук А.К., Коюда Д.А., Шлэйзенер А., Овсянников Р., Чувенкова О.А., Турищев С.Ю. ЭЛЕКТРОННОЕ СТРОЕНИЕ И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ НАНОПОРОШКОВ, СФОРМИРОВАННЫХ ИЗ МАССИВОВ НИТЕВИДНОГО КРЕМНИЯ	25
Попов В.П., Сафронов Л.Н., Жанаев Э.Д., Антонов А.В. ИК-СПЕКТРОСКОПИЯ ПОГЛОЩЕНИЯ НА ПОВЕРХНОСТИ ПЛАСТИН КРЕМНИЯ ПОСЛЕ ПЛАЗМЕННЫХ ОБРАБОТОК	26
Попов В.П., Антонов В.А., Ильницкий М.А., Гисматулин А.А. КНИ СТРУКТУРЫ С УЛЬТРАТОНКИМИ СЛОЯМИ ДИОКСИДА ГАФНИЯ	27
Ильницкий М.А., Попов В.П., Куприянов И.Н., Мяконьких А.А., Руденко К.В., Иванов Ю.Д., Мальсагова К.А., Плешакова Т.О., Арчаков А.И. НАНОПРОВОЛОЧНЫЕ КНИ МОП ТРАНЗИСТОРЫ С Н-К СТЕКОМ ДЛЯ БИО- И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИХ СЕНСОРОВ	28
Тыщенко И.Е. АНОДНОЕ ОКИСЛЕНИЕ СТРУКТУР КРЕМНИЙ-НА-ИЗОЛЯТОРЕ	29
Тыщенко И.Е., Попов В.П. СТРУКТУРЫ КРЕМНИЙ-НА-ИЗОЛЯТОРЕ С ФТОРИРОВАННЫМ ЗАХОРОНЕННЫМ SiO ₂	30
Терещенко А.Н., Королев Д.С., Никольская А.А., Михайлов А.Н., Белов	31

А.И., Тетельбаум Д.И., Хорошева М.А., Штейнман Э.А. ВЛИЯНИЕ ГЕТТЕРИРОВАНИЯ НА ТЕМПЕРАТУРНУЮ ЗАВИСИМОСТЬ ДИСЛОКАЦИОННОЙ ЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ В ИОННО-ИМПЛАНТИ- РОВАННОМ КРЕМНИИ.	
Терещенко А.Н., Штейнман Э.А., Коплак О.В., Моргунов Р.Б. ОСОБЕННОСТИ ДИСЛОКАЦИОННОЙ ЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ В КРЕМ- НИИ, ОБОГАЩЕННОМ ИЗОТОПОМ ^{29}Si .	32
Жарова Ю.А., Толмачев В.А., Павлов С.И., Гущина Е.В. ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ ФОРМИРОВАНИЯ ОСТРОВКОВОЙ ПЛЕНКИ СЕ- РЕБРА И СЛОЯ КРЕМНИЕВЫХ НАНОНИТЕЙ НА МОРФОЛОГИЮ И ОПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА.	33
Арзуманян Г.В., Колпачев А.Б., Чилингарова Н.С. ЭНЕРГЕТИЧЕСКИЕ СОСТОЯНИЯ В ЗАПРЕЩЕННОЙ ЗОНЕ КРИСТАЛ- ЛИЧЕСКОГО КРЕМНИЯ, ОБУСЛОВЛЕННЫЕ АТОМАМИ ЗАМЕЩЕНИЯ ТИТАНА	34
Пещерова С.М., Непомнящих А.И., Чуешова А.Г., Клушина Н.В. ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СПЕЦИАЛЬНЫХ ГРАНИЦ ЗЁРЕН В МУЛЬТИКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ КРЕМНИИ, ВЫРАЩЕННОМ МЕТО- ДОМ БРИДЖМЕНА	35
Критская Т.В., Журавлёв В.Н. ЭФФЕКТ ИЗЛУЧЕНИЯ ЭНЕРГИИ ПРИ РАЗРУШЕНИИ КРИСТАЛЛИЧЕ- СКОГО КРЕМНИЯ	36
Arutyunov N.Yu., Emtsev V.V., Krause-Rehberg R., Elsayed M., Oganessian G.A., Kozlovski V.V., Abrosimov N.V. CONFIGURATION OF OPEN VACANCY VOLUME AROUND POSITRON IN n -TYPE FLOATING ZONE SILICON IRRADIATED BY 0.9-MeV ELECTRONS	37
Петров А.С., Рогило Д.И., Щеглов Д.В., Латышев А.В. ВЛИЯНИЕ СТОКА АДАТОМОВ В СТУПЕНИ НА ДВУМЕРНО- ОСТРОВКОВОЕ ЗАРОЖДЕНИЕ НА ПОВЕРХНОСТИ Si(111)-(7×7) ПРИ ОСАЖДЕНИИ Si И Ge	38
Родякина Е.Е., Ситников С.В., Латышев А.В. ЭФФЕКТИВНЫЙ ЗАРЯД АДАТОМА НА ПОВЕРХНОСТИ КРЕМНИЯ (001) В УСЛОВИЯХ ЭЛЕКТРОМИГРАЦИИ	39
Басалаева Л.С., Настаушев Ю.В., Дульцев Ф.Н. ОСОБЕННОСТИ ЭЛЕКТРОННОЙ ЛИТОГРАФИИ НА НЕГАТИВНОМ РЕЗИСТЕ ДЛЯ ФОРМИРОВАНИЯ УПОРЯДОЧЕННЫХ МАССИВОВ КРЕМНИЕВЫХ НАНОПИЛЛАРОВ	40
Данилов Д.В., Лошаченко А.С., Вывенко О.Ф., Соболев Н.А. ОСОБЕННОСТИ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КИСЛОРОДНЫХ ПРЕЦИПИТАТОВ В КРЕМНИИ	41
Деточенко А.П., Ежевский А.А., Сухоруков А.В., Гусейнов Д.В., Конаков	42

А.А., Денисов С.А., Чалков В.Ю., Шенгуров В.Г. ТОНКИЕ СЛОИ КРЕМНИЯ, ЛЕГИРОВАННЫЕ ВИСМУТОМ, ДЛЯ ДЕ- ТЕКТИРОВАНИЯ СПИНОВОГО ТРАНСПОРТА	
Бондаренко А.С., Вывенко О.Ф. ЭЛЕКТРОННЫЕ СВОЙСТВА ЛОВУШЕК НОСИТЕЛЕЙ ЗАРЯДА В ПОЛЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОТЕНЦИАЛА ДИСЛОКАЦИЙ	43
Садчиков А.С., Чувенкова О.А., Тонких А.А., Овсянников Р., Парина Е.В., Коюда Д.А., Турищев С.Ю. ТРАНСФОРМАЦИЯ ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ НАНОСЛОЕВ ОЛОВА НА КРЕМНИИ ПРИ ИХ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ В ВАКУУМЕ	44
Коюда Д.А., Турищев С.Ю., Терехов В.А., Парина Е.В., Ершов А.В., Ага- пов Б.Л., Куликова Т.В., Зинченко Е.Н., Овсянников Р., Домашевская Э.П. ЭВОЛЮЦИЯ АТОМНОГО, ЭЛЕКТРОННОГО СТРОЕНИЯ И СОСТАВА МНОГОСЛОЙНЫХ НАНОПЕРИОДИЧЕСКИХ СТРУКТУР, СОДЕРЖА- ЩИХ НАНОЧАСТИЦЫ КРЕМНИЯ ПРИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ МОДИФИКАЦИИ	45
Шуман В.Б., Лодыгин А.Н., Порцель Л.М., Абросимов Н.В., Астров Ю.А. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПАРАМЕТРОВ КРЕМНИЯ НА СТАБИЛЬ- НОСТЬ ПРИМЕСИ МАГНИЯ	46
Мамедов Ш.Г., Курбанова Р.Д., Мамедова Ф.М. ИССЛЕДОВАНИЕ СИСТЕМЫ $\text{Ag}_2\text{SnS}_3\text{--AgSbS}_2$	47
Таланин В.И., Таланин И.Е. ОБРАЗОВАНИЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ЦЕНТРОВ В МОНОКРИСТАЛЛАХ КРЕМНИЯ	48
Есин М.Ю., Никифоров А.И., Тимофеев А.А. ИЗУЧЕНИЕ ДИНАМИКИ ФОРМИРОВАНИЯ ОДНОДОМЕННОЙ СТРУКТУРЫ ВИЦИНАЛЬНОЙ ПОВЕРХНОСТИ Si(100)	49
Абрамкин Д.С., Петрушков М.О., Емельянов Е.А., Путятю М.А., Семягин Б.Р., Есин М.Ю., Лошкарев И.Д., Гутаковский А.К., Преображенский В.В., Шамирзаев Т.С. ГЕТЕРОСТРУКТУРЫ В ШИРОКОЗОННЫХ МАТРИЦАХ AlAs И GaP, СФОРМИРОВАННЫЕ НА КРЕМНИЕВОЙ ПОДЛОЖКЕ	50
Брылевский В.И., Брунков П.Н., Гуткин А.А., Иванов М.С., Подольская Н.И., Смирнова И.А., Родин П.Б., Грехов И.В. ЭЛЕКТРОННОЕ ОБЛУЧЕНИЕ КРЕМНИЕВЫХ ДИОДНЫХ ОБОСТРИ- ТЕЛЕЙ ПИКОВСЕКУНДНОГО ДИАПАЗОНА	51
Рогило Д.И., Пономарёв С.А., Федина Л.И., Щеглов Д.В., Латышев А.В. РАСПРЕДЕЛЕНИЕ КОНЦЕНТРАЦИИ АТОМОВ И ПОВЕРХНОСТ- НЫХ ВАКАНСИЙ НА ЭКСТРЕМАЛЬНО ШИРОКИХ ТЕРРАСАХ ПО- ВЕРХНОСТИ Si(111) В ПРОЦЕССЕ СУБЛИМАЦИИ	52
Рогило Д.И., Федина Л.И., Щеглов Д.В., Латышев А.В. ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ МОЛЕКУЛЯРНОГО ПУЧКА СЕЛЕНА С АТОМНО-	53

ЧИСТОЙ ПОВЕРХНОСТЬЮ Si(111)	
Роголо Д.И., Федина Л.И., Щеглов Д.В., Латышев А.В. МНОГОСЛОЙНЫЙ РОСТ КРЕМНИЯ НА ЭКСТРЕМАЛЬНО ШИРОКИХ ТЕРРАСАХ ПОВЕРХНОСТИ Si(111) ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРА- ТУРАХ	54
Батаронов И.Л., Дежин В.В. О КОЛЕБАНИЯХ ДИСЛОКАЦИИ В КРИСТАЛЛАХ С ВЫСОКИМ БАРЬ- ЕРОМ ПАЙЕРЛСА	55
Батаронов И.Л., Дежин В.В. ВНУТРЕННЕЕ ТРЕНИЕ, ОБУСЛОВЛЕННОЕ РАДИАЦИОННЫМИ ПО- ТЕРЯМИ ПРИ КОЛЕБАНИЯХ ДИСЛОКАЦИИ В РЕЛЬЕФЕ ПАЙЕРЛСА	56
Писаренко Т.А., Балашев В.В., Викулов В.В., Димитриев А.А., Коробцов В.В. ЛАТЕРАЛЬНЫЙ ФОТОВОЛЬТАИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В $\text{Fe}_3\text{O}_4/\text{SiO}_2/\text{Si}$ И $\text{Fe}/\text{SiO}_2/\text{Si}$ СТРУКТУРАХ	57
Стенин В.В., Стенина Н.А. РАФИНИРОВАНИЕ КРЕМНИЯ	58
Верезуб Н.А., Простомолотов А.И. ВЛИЯНИЕ РОСТОВЫХ ПАРАМЕТРОВ НА ПОВЕДЕНИЕ V-I ГРАНИЦЫ ПРИ РОСТЕ БЕЗДИСЛОКАЦИОННЫХ МОНОКРИСТАЛЛОВ КРЕМНИЯ	59
Латухина Н.В., Лизункова Д.А., Шишкин И.А. ФОТОЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ ПАРАМЕТРЫ ФЭП НА ОСНОВЕ ПОРИСТОГО КРЕМНИЯ, УЧАСТВУЮЩИХ В ЛЕТНОМ ЭКСПЕРИМЕНТЕ НА МКА "АИСТ-2Д"	60
Латухина Н.В., Лизункова Д.А., Паранин В.Д., Казакевич П.В. МОДЕЛИРОВАНИЕ СПЕКТРАЛЬНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК МНОГО- СЛОЙНЫХ СТРУКТУР НА ОСНОВЕ ПОРИСТОГО КРЕМНИЯ С ПРО- СВЕТЛЯЮЩИМИ ПОКРЫТИЯМИ	61
Зиненко В.И., Агафонов Ю.А., Сарайкин В.В., Еременко В.Г., Седловец Д.М., Рошупкин Д.В., Седловец Д.М. СИНТЕЗ ПЛЕНОК SiC НА КРЕМНИИ ХОЛОДНОЙ ИМПЛАНТАЦИИ АТОМОВ ОТДАЧИ УГЛЕРОДА	62
Аношин К.Е., Наумов А.В. Смирнова Н.А. ОСОБЕННОСТИ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ВАКАНСИОННЫХ КЛАСТЕРОВ В МОНОКРИСТАЛЛАХ ГЕРМАНИЯ ДИАМЕТРОМ 200 ММ	63
Аношин К.Е., Алимов О.М., Гоник М.А., Наумов А.В. МОДИФИКАЦИЯ МЕТОДА ВЕРТИКАЛЬНОЙ НАПРАВЛЕННОЙ КРИ- СТАЛЛИЗАЦИИ ДЛЯ УЛУЧШЕНИЯ ОПТИЧЕСКОЙ ОДНОРОДНОСТИ ГЕРМАНИЕВЫХ ОКОН	64
Камаев Г.Н., Гридчин В.А., Неизвестный И.Г., Сабурова В.И., Черкаев А.С. ВЛИЯНИЕ МАСШТАБИРОВАНИЯ НА ПРОВОДИМОСТЬ ПОЛИКРЕМ-	65

НИЕВЫХ МЕЗАРЕЗИСТОРОВ	
Черкова С.Г., Володин В.А., Скуратов В.А., Камаев Г.Н. СВЕТОИЗЛУЧАЮЩИЕ ЦЕНТРЫ, ФОРМИРУЕМЫЕ В ГЕТЕРОСТРУКТУРАХ GeO/SiO ₂ ПРИ ОБЛУЧЕНИИ БЫСТРЫМИ ТЯЖЕЛЫМИ ИОНАМИ	66
Котерева Т.В., Сенников П.Г., Нежданов А.В., Буланов А.Д., Абросимов А.В. ИССЛЕДОВАНИЕ КОЛЕБАТЕЛЬНЫХ СПЕКТРОВ ИЗОТОПНО-МОДИФИЦИРОВАННЫХ МОНОКРИСТАЛЛОВ Si _{1-x} Ge _x (x = 0,007)	67
Орлов В.И., Солтанович О.А., Ярыкин Н.А., Якимов Е.Б. ИССЛЕДОВАНИЯ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ НИКЕЛЯ С ПРОТЯЖЕННЫМИ ДЕФЕКТАМИ В КРЕМНИИ ПРИ КОМНАТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ МЕТОДОМ DLTS	68
Орлов В.И., Ярыкин Н.А., Якимов Е.Б. ВЛИЯНИЕ НИКЕЛЯ НА РЕКОМБИНАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА ПРОТЯЖЕННЫХ ДЕФЕКТОВ В КРЕМНИИ	69
Шукин В.Г., Константинов В.О., Шарафутдинов Р.Г. СВОЙСТВА ПЛЕНОК КРЕМНИЯ, ЛЕГИРОВАННЫХ БОРОМ И ФОСФОРОМ, ПОЛУЧЕННЫХ ГАЗОСТРУЙНЫМ ПЛАЗМОХИМИЧЕСКИМ МЕТОДОМ	70
Аскаров Ш.И., Шарипов Б.З., Салиева Ш.К., Шукурова Д.М. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ДАВЛЕНИЯ ПАРОВ ДИФФУЗАНТА НА СОСТОЯНИЯ ПРИМЕСНЫХ ЦЕНТРОВ СЕРЫ В КРЕМНИИ	71
Аскаров Ш.И., Шарипов Б.З., Сражев С.Н., Тошбоев Т.У., Салиева Ш.К. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ЭЛЕКТРИЧЕСКОЙ НЕЙТРАЛИЗАЦИИ НЕКОНТРОЛИРУЕМЫХ БЫСТРОДИФФУНДИРУЮЩИХ ПРИМЕСЕЙ НА КОНЦЕНТРАЦИЮ ГЕНЕРИРУЕМЫХ ТЕРМОДОНОРОВ В КРЕМНИИ ПРИ ТЕМПЕРАТУРЕ 450° С	72
Лошкарев И.Д., Петрушков М.О., Василенко А.П., Труханов Е.М., Путятю М.А., Преображенский В.В. ФОРМИРОВАНИЕ СЕТКИ ДИСЛОКАЦИЙ НЕСООТВЕТСТВИЯ В СИСТЕМАХ GaSb/Si(001) С РАЗЛИЧНЫМИ ПОДСЛОЯМИ ЗАРОЖДЕНИЯ	73
Воробьев В.В., Рогов А.М., Осин Ю.Н., Нуждин В.И., Валеев В.Ф., Степанов А.Л. РАСПЫЛЕНИЕ ПОВЕРХНОСТИ КРЕМНИЯ ПРИ ИМПЛАНТАЦИИ ИОНАМИ СЕРЕБРА	74
Баранов Г.В., Итальянцев А.Г., Симакин С.Г. ЭФФЕКТ ЗАТОРМОЖЕННОЙ ДИФФУЗИИ Sb ПРИ ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ СТРУКТУРЫ SiO ₂ -Si	75
Юрасов Д.В., Дроздов М.Н., Новиков А.В., Шмагин В.Б. СЕГРЕГАЦИЯ ДОНОРОВ И АКЦЕПТОРОВ ПРИ ЭПИТАКСИАЛЬНОМ РОСТЕ Si И Ge НА ПОДЛОЖКАХ РАЗЛИЧНОЙ КРИСТАЛЛОГРАФИ-	76

ЧЕСКОЙ ОРИЕНТАЦИИ	
Зайцева Э.Г., Наумова О.В., Фомин Б.И. ОПРЕДЕЛЕНИЕ КОМПОНЕНТОВ ПОДВИЖНОСТИ НОСИТЕЛЕЙ ЗАРЯДА ВБЛИЗИ ГЕТЕРОГРАНИЦ ТОНКОПЛЕНОЧНЫХ КРЕМНИЕВЫХ СТРУКТУР	77
Новиков А.В., Юрасов Д.В., Морозова Е.Е., Скороходов Е.В., Юнин П.А., Дроздов М.Н., Вербус В.А., Яблонский А.Н., Байдакова Н.А., Андреев Б.А., Бушуйкин П.А., Гусев Н.С., Кудрявцев К.Е., Антонов А.В., Нежданов А.В., Машин А.И., Красильник З.Ф. p-Ge/Si СЛОИ И ЛОКАЛЬНО РАСТЯНУТЫЕ МИКРОСТРУКТУРЫ ДЛЯ КРЕМНИЕВОЙ ФОТОНИКИ	78
Байдакова Н.А., Вербус В.А., Морозова Е.Е., Новиков А.В., Скороходов Е.В., Шалеев М.В., Юрасов Д.В., Ota Y., Hombe A., Kurokawa Y., Usami N./СОЗДАНИЕ BLACK-Si ДЛЯ СОЛНЕЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ ЗА СЧЕТ СЕЛЕКТИВНОГО ТРАВЛЕНИЯ СТРУКТУР С GeSi ОСТРОВКАМИ	79
Наумова О.В., Нелюбин И.В., Фомин Б.И., Михайловский И.Г., Гаврилова Т.А. ВЛИЯНИЕ H ₂ /N ₂ ПЛАЗМЫ НА ВЫСОТУ БАРЬЕРА МЕЖЗЕРЕННЫХ ГРАНИЦ LPCVD ПЛЕНОК ПОЛИ-КРЕМНИЯ	80
Смагина Ж.В., Зиновьев В.А., Рудин С.А., Кривякин Г.К., Яблонский А.Н., Степихова М.В., Новиков А.В., Двуреченский А.В. УПОРЯДОЧЕННЫЕ АНСАМБЛИ GeSi КВАНТОВЫХ ТОЧЕК НА СТРУКТУРИРОВАННОЙ ПОВЕРХНОСТИ Si(100)	81
Терехов В.А., Барков К.А., Коновалов А.В., Ивков С.А., Фоменко Ю.Л., Локтионова О.Е., Нестеров Д.Н., Домашевская Э.П. ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ ЗАКИСИ АЗОТА В ГАЗОВОЙ СМЕСИ SiH ₄ -N ₂ O НА СООТНОШЕНИЕ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ И АМОРФНЫХ ФАЗ В ПЛЕНКАХ ПОЛУИЗОЛИРУЮЩЕГО КРЕМНИЯ	82
Барабаненков М.Ю., Барабаненков Ю.Н. СРАВНЕНИЕ ВОЛНОВодНЫХ СВОЙСТВ ЛИНЕЙНЫХ ЦЕПОЧЕК Au И Si НАНОСФЕР	83
Рыгалин Б.Н., Прокофьева В.К., Никифоров М.О. ВЛИЯНИЕ ВИДА ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ ПОДЛОЖКИ НА СВОЙСТВА КРЕМНИЕВЫХ ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ СТРУКТУР	84
Карабанов С.М., Суворов Д.В., Тарабрин Д.Ю., Беяков О.А., Карабанов А.С., Сливкин Е.В., Серебряков А.Е., Трубицын А.А., Воронина Т.Н., Панов А.А., Ерахтин О.В. МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ВАКУУМНОГО РАФИНИРОВАНИЯ РАСПЛАВА КРЕМНИЯ В УСЛОВИЯХ МАГНИТО-ГИДРОДИНАМИЧЕСКОГО ПЕРЕМЕШИВАНИЯ	85
Степихова М.В., Яблонский А.Н., Скороходов Е.В., Сергеев С.М., Шалеев М.В., Уткин Д.Е., Rutckaia V., Новиков А.В., Красильник З.Ф.	86

УСИЛЕНИЕ ФОТОЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ НАНООСТРОВКОВ Ge(Si) В НИЗКОРАЗМЕРНЫХ РЕЗОНАТОРАХ НА БАЗЕ ФОТОННЫХ КРИСТАЛЛОВ	
Королев Д.С., Никольская А.А., Михайлов А.Н., Белов А.И., Сушков А.А., Павлов Д.А., Тетельбаум Д.И. ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ФОРМИРОВАНИЯ И ЛЮМИНЕСЦЕНТНЫХ СВОЙСТВ ГЕКСАГОНАЛЬНЫХ ФАЗ КРЕМНИЯ, СИНТЕЗИРОВАННЫХ С ПРИМЕНЕНИЕМ ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ	87
Николаев В.И., Шпейзман В.В., Бобыль А.В., Кардашев Б.К., Бойко М.Е., Вербицкий В.Н., Теруков Е.И., Смирнова Е.В., Давитадзе С.Т. ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОДЛОЖЕК КРЕМНИЯ ДЛЯ СОЛНЕЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ	88
Шенгуров В.Г., Денисов С.А., Чалков В.Ю., Прохоров Д.С., Зайцев А.В., Кудрин А.В., Здоровейщев А.В., Дорохин М.В., Бузынин Ю.Н., Трушин В.Н., Ведь М.В. РОСТ МЕТОДОМ «ГОРЯЧЕЙ ПРОВОЛОКИ» СИЛЬНОЛЕГИРОВАННЫХ Ge/Si(001) СЛОЕВ n-ТИПА ПРОВОДИМОСТИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ GaP-ИСТОЧНИКА	89
Недомолкина А.А., Гутаковский А.К. ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ СЛОЕВ GaSb НА ПОВЕРХНОСТИ Si(001)	90
Владимиров В.М., Матвеев С.В., Марков В.В., Сергей М.Е., Шепов В.Н. МОДЕРНИЗИРОВАННЫЕ АВТОМАТИЗИРОВАННЫЕ ИЗМЕРИТЕЛИ УДЕЛЬНОГО СОПРОТИВЛЕНИЯ «РОМЕТР» И ВРЕМЕНИ ЖИЗНИ НЕРАВНОВЕСНЫХ НОСИТЕЛЕЙ ЗАРЯДА «ТАУМЕТР-2М» В КРЕМНИИ	91
Коплак О.В., Терещенко А.Н., Моргунов Р.Б. ИСПОЛЬЗОВАНИЕ СПИН-ЗАВИСИМЫХ ПРОЦЕССОВ НА ПОВЕРХНОСТИ КРЕМНИЯ В КВАНТОВОМ КОМПЬЮТИНГЕ	92
Наумова О.В., Фомин Б.И., Пинигина Д.Л. ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПЛОТНОСТИ СОСТОЯНИЙ НА ПОВЕРХНОСТИ КНИ-СЕНСОРОВ	93
Баталов Р.И., Баязитов Р.М., Файзрахманов И.А., Лядов Н.М., Ивлев Г.Д. ФОРМИРОВАНИЕ ФОТОПРИЕМНЫХ СТРУКТУР НА ОСНОВЕ ИМПЛАНТИРОВАННЫХ И ВАКУУМНО-ОСАЖДЕННЫХ СЛОЕВ Si, СОДЕРЖАЩИХ НАНОЧАСТИЦЫ Ag	94
Баталов Р.И., Баязитов Р.М., Файзрахманов И.А., Лядов Н.М., Хайбуллин Р.И., Базаров В.В., Гумаров А.И. ОСОБЕННОСТИ НИЗКОЭНЕРГЕТИЧНОГО ОБЛУЧЕНИЯ МОНОКРИСТАЛЛА Si ПУЧКОМ ИОНОВ He ⁺	95
Паршин Е.О., Мелесов Н.С., Симакин С.Г., Калядин А.Е., Сахаров В.И., Серенков И.Т., Шек Е.И., Соболев Н.А. ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ ОТЖИГА НА СПЕКТРЫ ЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ	96

КРЕМНИЯ, ИМПЛАНТИРОВАННОГО ИОНАМИ ГЕРМАНИЯ	
Леонов А.В., Мордкович В.Н. НОВОЕ ПОКОЛЕНИЕ КРЕМНИЕВЫХ МИКРОЭЛЕКТРОННЫХ ДАТЧИ- КОВ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА ОСНОВЕ ТОНКОПЛЁНОЧНОГО ДВУХЗАТВОРНОГО ТРАНЗИСТОРА СО ВСТРОЕННЫМ КАНАЛОМ В КАЧЕСТВЕ ЧУВСТВИТЕЛЬНОГО ЭЛЕМЕНТА	97
Павликов А.В., Латухина Н.В., Лизункова Д.А. ОПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОРИСТОГО КРЕМНИЯ, ПОЛУЧЕННОГО НА ШЛИФОВАННЫХ ПЛАСТИНАХ	98
Латухина Н.В., Кобелева С.П., Рогожина Г.А., Щемеров И.В. КОНТАКТНЫЕ И БЕСКОНТАКТНЫЕ МЕТОДЫ ИЗМЕРЕНИЯ ПАРА- МЕТРОВ ПОРИСТОГО КРЕМНИЯ	99
Денисов С.А., Чалков В.Ю., Шенгуров В.Г., Зайцев А.В., Кудрин А.В., Бу- зынин Ю.Н.ВЫРАЩИВАНИЕ МЕТОДОМ $\text{NH}_3\text{-CVD}$ СЛОЕВ ГЕРМАНИЯ Р-ТИПА ПРОВОДИМОСТИ С ВЫСОКОЙ ПОДВИЖНОСТЬЮ ДЫРОК НА КРЕМНИИ	100
Щукин В.Г., Константинов В.О., Шарафутдинов Р.Г. СВОЙСТВА ТОНКИХ ПЛЕНОК КРЕМНИЯ, ПОЛУЧАЕМЫХ ГА- ЗОСТРУЙНЫМ ПЛАЗМОХИМИЧЕСКИМ МЕТОДОМ И ИХ КОРРЕЛЯ- ЦИИ С ПАРАМЕТРАМИ ПЛАЗМЫ.	101
Ташметов М.Ю., Сулайманов Н.Т., Нормуродов А.Б., Махкамов Ш.М., Умарова Ф.Т., Хугаев А.В., Холмедов Х.М. МОДЕЛИРОВАНИЕ ПАРАМЕТРОВ ТОЧЕЧНЫХ ДЕФЕКТНЫХ ЦЕН- ТРОВ УГЛЕРОДА В НАНОЧАСТИЦАХ КРЕМНИЯ	102
Саттиев А.Р., Махкамов Ш., Ташметов М.Ю., Эрдонов М.Н., Холмедов Х.М. ЛЕГИРОВАНИЕ КРЕМНИЕВЫХ ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ СЛОЕВ БЫСТ- РОДИФФУНДИРУЮЩИМИ ПРИМЕСЯМИ	103
Анфимов И.М., Варлачев В.А., Дробышевский Ю.В., Кобелева С.П., Некрасов С.А., Прохоров А.К., Столбов С.Н., Щемеров И.В., Егоров Д.С. КРЕМНИЕВЫЕ ПЛАСТИНЫ КАК ДЕТЕКТОР РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ПО- ТОКА ТЕПЛОВЫХ НЕЙТРОНОВ В ЯДЕРНЫХ РЕАКТОРАХ	104
Махвиладзе Т.М., Сарычев М.Е. МОДЕЛИРОВАНИЕ ДИШИНГ-ЭФФЕКТА ПРИ ПОЛИРОВАНИИ ПЕРИ- ОДИЧЕСКИХ СТРУКТУР МЕДЬ– ДВУОКИСЬ КРЕМНИЯ	105
Лозовой К.А., Коханенко А.П., Войцеховский А.В. СИНТЕЗ ДВУМЕРНЫХ СТРУКТУР И КВАНТОВЫХ ТОЧЕК НА ПО- ВЕРХНОСТИ $\text{Si}(111)$	106
Alimov N., Otajonov S., Tolanov O. TEMPERATURE VARIATIONS OF TIME OF LIFE CARRIERS IN HETERO STRUCTURES p - CdTe - $\text{SiO}_2\text{-Si}$ WITH DEEP IMPURITY LEVELS	107

Рысбаев А.С., Нормуродов М.Т., Бекпулатов И.Р., Игамов Б.Д. ФОРМИРОВАНИЕ НАНОРАЗМЕРНЫХ ПЛЕНОК СИЛИЦИДОВ Rb и Li НА ПОВЕРХНОСТИ Si(111)	108
Рысбаев А.С., Нормуродов М.Т., Хужаниязов Ж.Б., Камилов Т.С., Гаибов А.Г. ИССЛЕДОВАНИЕ ЭЛЕКТРОННОЙ И КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ СИЛИЦИДОВ ЩЕЛОЧНЫХ МЕТАЛЛОВ	109
Мустафоева Н.М., Суяркулов Ш.А., Ташмухамедова Д.А., Ташатов А.К., Умирзаков Б.Е. ВЛИЯНИЕ ОБРАЗОВАНИЯ СИЛИЦИДОВ НИКЕЛЯ НА УДЕЛЬНОЕ СОПРОТИВЛЕНИЕ МОНОКРИСТАЛЛОВ КРЕМНИЯ	110
Иванов В.М. СРАВНЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ РЕКТИФИКАЦИОННЫХ КОЛОНН ПРИ РАЗДЕЛЕНИИ SiHCl_3 И SiCl_4	111
Иванов В.М. ТЕХНОЛОГИЯ ПРОИЗВОДСТВА ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО КРЕМНИЯ С ПРИМЕНЕНИЕМ ХЛОРИРОВАНИЯ В СОЛЕВОМ РАСПЛАВЕ	112
Страумал Б.Б., Мазилкин А.А., Когтенкова О.А., Горнакова А.С., Кильмаметов А.Р. ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ	113
Соболев Н.А., Калядин А.Е., Шек Е.И., Вейко В.П., Поляков Д.С. РАЗВИТИЕ ТЕХНОЛОГИИ КРЕМНИЕВЫХ СВЕТОИЗЛУЧАЮЩИХ СТРУКТУР С ЛЮМИНЕСЦЕНЦИЕЙ, ОБУСЛОВЛЕННОЙ ПРОТЯЖЕННЫМИ СТРУКТУРНЫМИ ДЕФЕКТАМИ	114
Mosel F., Denisov A.V., Klipp B., Kunert R., Dold P. COST EFFECTIVE GROWTH OF SILICON MONO INGOTS BY THE APPLICATION OF THE MULTIPULLING TECHNIQUE COMBINED WITH ACTIVE CRYSTAL COOLING	115
Именной указатель	116
Содержание	120

Научное издание

Кремний -2018

Тезисы докладов XII Конференции по актуальным проблемам физики, материаловедения, технологии и диагностики кремния, нанометровых структур и приборов на его основе. (Черноголовка 22-26 октября 2018 г.)

Редактор Борис Борисович Страумал

*Техническое редактирование и
компьютерная верстка Е.В. Черняевой*

Библиографическое описание дано в авторской редакции