

НАНО- и МИКРОСИСТЕМНАЯ ТЕХНИКА

№ 10 (111) ✧ 2009

ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ МЕЖДИСЦИПЛИНАРНЫЙ ТЕОРЕТИЧЕСКИЙ И ПРИКЛАДНОЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ ЖУРНАЛ

Журнал выпускается при научно-методическом руководстве Отделения нанотехнологий
и информационных технологий Российской Академии наук

Журнал включен в перечень научных и научно-технических изданий ВАК России
и в систему Российского индекса научного цитирования

Издается с 1999 г.

Главный редактор

Мальцев П. П.

Зам. гл. редактора

Лучинин В. В.

Редакционный совет:

Аристов В. В.

Асеев А. Л.

Гапонов С. В.

Каляев И. А.

Квардаков В. В.

Климов Д. М.

Ковальчук М. В.

Нарайкин О. С.

Никитов С. А.

Сауров А. Н.

Сигов А. С.

Чаплыгин Ю. А.

Шевченко В. Я.

Редакционная коллегия:

Абрамов И. И.

Андреевский Р. А.

Антонов Б. И.

Арсентьева И. С.

Астахов М. В.

Быков В. А.

Волчихин В. И.

Горнев Е. С.

Градецкий В. Г.

Гурович Б. А.

Захаревич В. Г.

Кальнов В. А.

Карякин А. А.

Колобов Ю. Р.

Кузин А. Ю.

Мокров Е. А.

Норенков И. П.

Панич А. Е.

Панфилов Ю. В.

Петросьянц К. О.

Петрунин В. Ф.

Путилов А. В.

Пятышев Е. Н.

Серебряников С. В.

Сухопаров А. И.

Телец В. А.

Тимошенко С. П.

Тодуа П. А.

Шубарев В. А.

Отв. секретарь

Лысенко А. В.

Редакция:

Григорин-Рябова Е. В.

Чугунова А. В.

Учредитель:

Издательство
"Новые технологии"

СОДЕРЖАНИЕ

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ

Алексенко А. Г., Галицын А. А. Российская электроника: новая технология радиосвязи 2

НАНОТЕХНОЛОГИИ И ЗОНДОВАЯ МИКРОСКОПИЯ

Куковицкий Е. Ф., Шустов В. А., Львов С. Г., Осин Ю. Н., Мусатов А. Л., Израэльянц К. Р., Ормонт А. Б. Углеродные нанотрубные автоэммиттеры с большой плотностью эмиссионного тока: синтез и эмиссионные характеристики 5
Адамов Д. Ю., Адамов Ю. Ф., Горшкова Н. М. Нанопроводники для нанoeлектроники 9

МАТЕРИАЛОВЕДЧЕСКИЕ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МНСТ

Биленко Д. И., Белобровая О. Я., Галушка В. В., Жаркова Э. А., Мысенко И. Б., Терин Д. В., Хасина Е. И. Влияние адсорбции на емкостные свойства нанопористого кремния 15
Смолин В. К. Формирование острий на металлических стержнях анодным растворением 19
Джангуразов Б. Ж., Козлов Г. В., Микитаев А. К. Мультифрактальная трактовка процессов сорбции для нанокompозитов полиимид/органоглина 21
Еремкин В. В., Шах-Назарьян Н. А., Смотраков В. Г., Панич А. А., Шевцова С. И. Особенности получения электрострикционной керамики для нанопозиционеров Штенников В. Н. Международные стандарты IPC о паяльных стержнях из стали 23 28

ЭЛЕМЕНТЫ МНСТ

Власенко В. А., Ефимов А. Г., Ильичев Э. А., Немировский В. Э., Полторацкий Э. А., Горячев А. В., Попков А. Ф., Фролова Г. В., Шупегин М. Л. Микроэлектромеханические коммутаторы для радиочастотных устройств 30
Белозубов Е. М., Белозубова Н. Е., Васильев В. А. Тонкопленочные тензорезисторные микроэлектромеханические системы с идентичными тензоэлементами Александров П. А., Баранова Е. К., Баранова И. В., Бударягин В. В., Литвинов В. Л. Действие излучения на схемы памяти с фазовым изменением на халькогенидных стеклах 40

МОДЕЛИРОВАНИЕ

Егоров В. В. Аналитическое решение задачи рассеяния электромагнитной волны от статистически неровной в среднем плоской поверхности 47

НОВОСТИ НАНОТЕХНОЛОГИЙ

Подконтрольная молекула 52
Раткин Л. С. На пути к шестому технологическому укладу — наноиндустриальному 53
Contents 55

Аннотации на русском и английском языках с 1999 г. по настоящее время находятся в свободном доступе на сайтах журнала (<http://www.microsystems.ru>) и научной электронной библиотеки (<http://elibrary.ru>). Электронные версии полнотекстовых статей расположены на сайте журнала: с 1999 г. по 2003 г. в разделе "ПОИСК СТАТЕЙ" и 2008 г. — в разделе "АРХИВ".

ПОДПИСКА:

- по каталогу Роспечати (индекс 79493);
- по каталогу "Пресса России" (индекс 27849)
- в редакции журнала (тел./факс: (499) 269-55-10)

Адрес для переписки:
e-mail: nmst@novtex.ru

УДК 621.3.049.77

А. Г. Алексенко, д-р техн. наук, проф.,
НОЦ "Нанотроника" НИЯУ "МИФИ",
e-mail: aalexenko@mail.ru,
А. А. Галицын, канд. техн. наук,
НПП "Новсистех", e-mail: novsystech@mail.ru

РОССИЙСКАЯ ЭЛЕКТРОНИКА: НОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ РАДИОСВЯЗИ

Рассмотрены перспективы однокристалльной интегральной микро- и нанoeлектронной реализации новой российской широкополосной технологии радиосвязи (защищенной патентами России и США). Такая реализация является прорывом в технике телекоммуникаций, позиционирования, локации и придаст системам новые качества персонализации, технологичности, надежности, себестоимости.

Переход на этот уровень зависит от масштабирования "индустрии проектирования" (Fabless-индустрии) — революционного преобразования электронной отрасли и приборостроения.

Ключевые слова: системы-на-кристалле, беспроводные наносистемы, индустрия проектирования, аутсорсинг, системная нанотехнология, широкополосность, энергетическая обработка, Контролируемая Сверхширокополосная технология, компонентная платформа.

Системы-на-кристалле

Микро- и нанотехнология современного полупроводникового производства вышла на уровень так называемых систем-на-кристалле (*System-on-Chip, SoC*). Последствием такого развития должен быть массовый экономический крах приборостроительных предприятий, создающих системы на основе микросхем и печатных плат, но не имеющих технологии разработки, производства и применения *SoC*.

Импортная компонентная база, которой сейчас широко пользуются в нашей стране, исчезнет с мировых рынков в связи с нерентабельностью и массовым переходом мировых производителей на конечные продукты — специализированные системы класса *SoC*.

Такая перспектива подталкивает к освоению новых технологий десятки тысяч приборостроительных предприятий по всему миру. Индустриализации такого освоения в России пока нет.

Индустрия проектирования

Проблемы отечественной радиоэлектронной отрасли сейчас связаны не столько с отсутствием полупроводниковых фабрик, сколько с неразвитостью "индустрии проектирования" (*Fabless¹-индустрии*). В самом деле, с использованием аутсорсинга рос-

¹ *Fabless* — (от англ. *fab* — фабрика, *less* — суффикс, обозначающий отсутствие) — структура, специализирующаяся на создании электронных систем, но не имеющая собственной полупроводниковой фабрики.

сийские предприятия могли бы быстро и эффективно производить чипы любой сложности [1]. Но ничего подобного пока не происходит, так как в стране до сих пор нет *Fabless*-индустрии. И хотя для функционирования известных САПР — "*Synopsys*" и "*Cadence*" достаточно персональных компьютеров, только приобретение, освоение, поддержание и использование лицензионных пакетов на такие системы вместе с постоянно обновляемыми библиотеками схемотехнических конфигураций открывает дорогу к реальному аутсорсингу и использованию малозагруженных фабрик (фаундри) стран Юго-Восточной Азии [1].

Затраты на создание *Fabless*-производства на порядок меньше затрат на сооружение одного современного полупроводникового завода, обреченного на простой в случае отсутствия рыночного спроса.

Индустриальная разработка кристалла в настоящее время сводится в значительной степени к системному объединению и организации взаимодействия готовых (библиотечных или покупных и отнюдь не дешевых) функциональных *IP²*-блоков.

В современных разработках такие *IP*-блоки составляют около 80—90 % площади кристалла, а в дальнейшем, в связи с развитием нанoeлектроники, роль и доля покупных *IP*-блоков еще более возрастет. Таким образом, создание высокотехнологичной радиоэлектронной продукции стало глобализуемым и высокочрезвычайно затратным процессом.

К сожалению, отрасли отечественного электронного приборостроения оказались неподготовленными к такого рода стилю разработок и производства продукции.

Рентабельность производства

Следует отметить, что доля военных закупок изделий электроники составляет, по оценкам экспертов, 10...15 % объемов производства современных полупроводниковых фабрик. Именно такое соотношение позволяет странам с развитой экономикой содержать фабрики и обеспечивать свои армии.

Окупаемость и прибыльность полупроводникового производства всегда зависит от сбыта гражданской микроэлектронной аппаратуры, бытовой радиоэлектроники. К сожалению, рынок гражданской электроники в России почти целиком заполнен импортной продукцией, с которой отечественные предприятия пока конкурировать не могут.

Вместе с тем в стране создаются новые, действительно уникальные (но, к сожалению, пока единичные) нанотехнологические производства электронной техники ("Нанофаб-100"), закупается дорогостоящее технологическое оборудование для новых

² *IP* — аббревиатура от *intellectual property* согласно словарю *Geistiges Eigentum Glossary*: http://de.wikipedia.org/wiki/Geistiges_Eigentum <http://www.ipal.de/en/service/glossarv/?type=123&filename=Glossary.pdf>

крупносерийных полупроводниковых фабрик (ОАО "Ангстрем -Т", ОАО "Ситроникс").

Недогрузка или простой каждой такой фабрики будет обходиться дороже, чем затраты на ее строительство. Спрашивается — какой конкурентоспособной продукцией можно сейчас такие фабрики загрузить? Ведь импортируя фабрику (с уже устаревшими по мировым меркам технологиями), Запад ни при каких обстоятельствах не продаст нам ни йоты рынка — даже нашего собственного.

Итак, сформулируем проблемы.

Пять наболевших проблем

1. В связи с произошедшим выходом мировой электронной индустрии на уровень систем на кристалле (SoC) крах отечественного приборостроения в ближайшие годы неизбежен, а без приборостроения, без современной электронной индустрии не может быть ни авиации, ни космоса, ни обороны. Не будет же, в самом деле, Запад вместо законченных изделий (SoC) производить устаревшую элементную базу "специально для русских" в ущерб себе?

2. С открытием рынков страны для иностранных производителей у отечественных высокотехнологичных отраслей (электроники в первую очередь) нет никакого другого способа развития, кроме выпуска инновационной продукции.

3. Приобретение "голых" полупроводниковых фабрик, которые через два года нечем будет загрузить, следует срочно дополнить финансированием индустрии проектирования *Большой системы* (созданием *Fabless*-производственных мощностей, организацией их штатной эксплуатации и постоянной производственной загрузки, замещением импортных компонентов, тренингами персонала и т. д.)

4. Создавать, содержать и развивать электронную индустрию за счет средств государственного бюджета не может себе позволить ни одна экономика мира. Без выхода электроники на массовую гражданскую продукцию российский оборонный заказ просто сядет на "бюджетную иглу", чего "не потянут" ни нефтяная, ни газовая артерии государства.

5. Перекося в сторону одностороннего финансирования "Технопарков" и "Инкубаторов" в отсутствие необходимых темпов развития высокотехнологичной индустрии — среды для роста нового поколения специалистов — чреват как неэффективным использованием средств и потерей времени, так и утратой отечественных рынков сбыта инновационных видов продукции.

Где же выход?

Что же может вывести отечественную радиоэлектронную отрасль не только из состояния стагнации, но и на мировой уровень? Парадоксально, но не грандиозные полупроводниковые фабрики (их самих надо спасать!), а только российский интеллект — только инновационные разработки и только грамотная, действительно инновационная, с прямым выходом на рынок, организация работ в высокотехнологичных отраслях и, в первую очередь, по прорывным направлениям системообразующих отраслей — радио-

электроники, системной нанотехнологии³, информационно-телекоммуникационных систем. И, конечно, разумный протекционизм государства, особенно в вопросах, касающихся национальной безопасности страны и просто безопасности населения.

Беспроводные электронные системы

Важнейшим фактором современного прогресса является переход техники на беспроводные решения [4, 5]. Под воздействием этого фактора сейчас происходит смена поколений всего потребительского рынка электронного оборудования. Переход техники на беспроводные решения предъявляет совершенно *новый уровень* требований и к разработчикам, и к их разработкам, но вместе с тем обеспечивает создание принципиально новых, причем весьма емких с финансовой точки зрения, секторов рынка современной электронной продукции, что дает уникальный шанс для выхода на мировой электронный рынок стран с растущей экономикой.

Реальная продукция

Строящиеся российские полупроводниковые фабрики смогут выпускать продукцию, находящуюся под "протекторатом государства" и конкретных фирм, т. е. военные системы, массовое связное оборудование в "нетрадиционных" диапазонах, спецсвязь, системы локального позиционирования в реальном масштабе времени, паспортные чипы, социальные и медицинские карты, средства аутентификации, чипы для пропусков и других внутренних служебных документов, системы охраны, электронные финансы, электронные билеты, средства сертификации (на предмет борьбы с контрафактом) товарного рынка, — вот, собственно, и все. Но и это серьезный рынок, требующий внимательного к себе отношения, причем без инновационного подхода он будет "проигран". Как показывает анализ, основу продукции, которую могут в современных условиях разрабатывать и производить российские предприятия, составляют беспроводные решения [4], и ключевой элемент каждого из них сегодня — это элемент, определяющий их качество, — радиочастотный блок.

Радиосистемы на чипе

В связи со сказанным выше, важнейшей задачей, которая стоит перед разработчиками нашей страны, да и всего мира, является создание радиосистем (*Radio Frequency*, RF-систем) в интегральном исполнении. Ведь интегральная реализация — это и себестоимость, и надежность, и массогабаритные, и энергетические показатели, это развитая радиоиндустрия, в конце концов.

³ Системная нанотехнология — это технология и индустрия целенаправленной системной сборки нанотехнологических достижений (знаний, технологий, производств). Целью такой сборки является конструирование и коммерциализация инновационных "больших" систем, отвечающих "критическим" интересам общества и востребованных рынком.

Реальным, универсальным, но очень дорогостоящим способом перехода к интегральной реализации радиосистем явилось использование цифровой обработки сигналов и применение цифровых сигнальных процессоров.

Помимо высокой себестоимости (даже при миллионных сериях), цифровая обработка накладывает серьезные ограничения на пропускную способность радиосистем и не отменяет большинства проблем, обусловленных супергетеродинной структурой приемника.

Российская Контролируемая Сверхширокополосная технология

Наиболее близко (по сравнению с другими) к интегральной реализации стоит российская Контролируемая Сверхширокополосная RF-технология (*Controlled Ultra Wide Band Radio Frequency, C-UWB RF*), описанная в № 5 журнала "Электроника" за 2008 год [3]. Сущность технологии заключается в "нетрадиционном" переходе от методов модуляции, основанных на изменении (в различных сочетаниях) амплитуды, частоты и фазы высокочастотного сигнала, к некогерентной (энергетической) обработке [2, 3] широкополосных шумоподобных радиосигналов, что позволяет:

- избавиться от принципиально не интегрируемых элементов и обеспечить возможность эффективной интегральной реализации радиосистем;
- обеспечить совершенную имитозащиту сигнала;
- обеспечить безупречную криптозащиту информации;
- принципиально устранить влияние эффекта Доплера на работу системы;
- существенно повысить термостабильность изделий за счет простых цифровых решений.

Кроме того, данный подход позволил предложить уникальные по своей простоте и эффективности методы подавления [2, 3] мощнейших узкополосных помех — наиболее опасных для широкополосных систем радиосвязи и повысить (при прочих равных условиях) помехозащищенность предлагаемых систем на два порядка по сравнению с любыми традиционными широкополосными аналогами (за счет контролируемости предложенных и запатентованных UWF-решений).

Новая компонентная платформа

На основе упомянутых выше предложений возможно создание не только конкретной новой продукции, но и принципиально новой базовой интегральной платформы.

Такая компонентная IP-платформа включает в себя блоки, чипсеты, интегральные радиопроцессоры, базовое системное программное обеспечение для широкого круга RF-систем как гражданского, так и военного назначения. Это открывает возможность системного повышения основных качественных показателей RF-структур на 1—2 порядка по сравнению с отечественными и зарубежными аналогами, организацию на основе этой платформы массового *Fabless*-производства RF-чипов класса SoC и последующего производства самых разнообразных RF-комплексов и систем на их основе.

Перспективы коммерциализации

Предлагаемая технология может стать основой для новейших секторов IT-индустрии, включая огромный рынок систем безопасности и стремительно растущий государственный сектор рынка RFID-систем: защиты документов идентификации личности, контроля доступа, автоматизированного сбора и обработки данных. А появление универсального интегрального C-UWB радиопроцессора приведет к созданию совершенно новых, неизвестных ныне локальных и глобальных информационных систем, которые, интегрируясь с возможностями сети Интернет, в свою очередь, инициируют его видоизменение и создание совершенно нового "живого" виртуального мира вещей и нового "лица" расширенного Интернета.

Как это ни покажется странным, но технология C-UWB способна сыграть сегодня такую же ключевую роль в процессе развития, какую в свое время сыграл супергетеродин в радио или микропроцессор в компьютерной технике.

Ведь сейчас это то ключевое техническое звено, "потянув" за которое можно "вытащить" не только радиоэлектронную отрасль, но и весь высокотехнологичный комплекс страны; ведь без современной радиоэлектронной индустрии не могут развиваться авиация, космонавтика, системы вооружения.

Важность понимания этого момента исключительна именно сейчас, в революционный для электронной техники период перехода на уровень SoC (систем на кристалле) и беспроводных решений, когда "крах" традиционного российского радиоэлектронного приборостроения уже в ближайшем обозримом будущем просто неизбежен.

Вызов времени

Дальнейшее чрезмерное использование иностранной элементной базы в военных разработках не может быть терпимо. Неужели нужна еще одна война, чтобы власть и гражданское общество осознали, что без современной электронной промышленности, системной нанотехнологии и настоящей *Fabless*-индустрии для информационно-телекоммуникационной отрасли не может быть ни цивилизованного товарного рынка, ни современной армии, ни успешной страны?

Список литературы

1. **Алексенко А. Г.** Нанoeлектроника и революционные преобразования в промышленности // *Аэрокосмический курьер*. 2005. № 4 (40). С. 46—48.
2. **Галицын А. А.** Технология широкополосной высокочастотной радиосвязи (C-UWB): что лежит "под сукном" у российских чиновников? // *Первая миля*. Приложение к журналу *Электроника: Наука, Технология, Бизнес*. 2008. № 1 (4). С. 8—13.
3. **Галицын А. А.** Технология C-UWB — основа для информационно-телекоммуникационных систем нового поколения // *Электроника: Наука, Технология, Бизнес*. 2008. № 5. http://www.electronics.ru/pdf/5_2008/1836.pdf
4. **Алексенко А. Г.** Новый облик электроники — беспроводные сенсорные системы // *Нано- и микросистемная техника*. 2007. № 1. С. 2—4.
5. **Алексенко А. Г.** Микро- и наносистемы беспроводной электроники // *Нано- и микросистемная техника*. 2009. № 9. С. 33—36.

УДК 537.533 + 549.212

Е. Ф. Куковицкий, ст. науч. сотр., e-mail: kuk@kfti.knc.ru,
В. А. Шустов, науч. сотр.,
С. Г. Львов, науч. сотр.,
Ю. Н. Осин, науч. сотр.,
Казань, Казанский физико-технический институт КНЦ РАН
им. Е. К. Завойского,
А. Л. Мусатов, д-р физ.-мат. наук, проф.,
К. Р. Израэльянц, науч. сотр.,
А. Б. Ормонт, канд. физ.-мат. наук, ст. науч. сотр.,
Москва, Институт радиотехники и электроники РАН
им. В. А. Котельникова

УГЛЕРОДНЫЕ НАНОТРУБНЫЕ АВТОЭМИТТЕРЫ С БОЛЬШОЙ ПЛОТНОСТЬЮ ЭМИССИОННОГО ТОКА: СИНТЕЗ И ЭМИССИОННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ

Методом химического осаждения из пара (CVD) получены углеродные нанотрубные слои на кремниевых подложках с интерфейсным слоем из силицида никеля NiSi₂. По данным рентген-дифракционного анализа, силицид образует эпитаксиальную пленку на поверхности кремния. Измерены автоэмиссионные характеристики нанотрубных слоев с площадью $\sim 7 \cdot 10^{-4} \text{ см}^2$ в сверхвысоком вакууме $\sim 10^{-9}$ Торр. Вольт-амперная характеристика соответствует теории Фаулера—Нордгейма с коэффициентом усиления поля $\beta \sim 780$. Плотность эмиссионного тока равна 900 мА/см². Такая плотность тока сохраняется в течение 60 мин работы с относительной флуктуацией тока $\sim 0,1$ %.

Ключевые слова: углеродные нанотрубки, кремниевые подложки, силицид кремния, автоэмиссия.

Введение

Выращивание углеродных нанотрубок на кремниевых подложках имеет важное значение для потенциальных применений в различных микроэлектронных устройствах. Как правило, для выращивания используют различные варианты CVD-роста (Chemical Vapor Deposition) с нанесенным катализатором, в качестве которого используют пленки переходных металлов (Fe; Ni; Co), полученные каким-либо способом на поверхности кремния [1]. При высоких температурах синтеза (800—1000 °С для термического CVD) твердофазные химические реакции между нанесенным металлом и кремнием приводят к образованию силицидов в поверхностном слое под-

ложки. Имеются экспериментальные свидетельства того, что образование силицидов деактивирует катализатор и подавляет рост углеродных нанотрубок на кремниевых подложках [2].

Для предотвращения взаимодействия с подложкой обычно наносят барьерный слой — Ti; W; SiO₂; TiN и др. Действие такого слоя не всегда эффективно, а появление дополнительных границ раздела часто порождает новые проблемы, связанные с адгезией нанесенного слоя, взаимодействием с катализатором и влиянием на рост нанотрубок. Например, показано, что при нагреве до температур выше ~ 500 °С никель диффундирует через слой SiO₂ к кремниевой подложке и проявляет тенденцию к образованию силицидов [3]. Меха-

низм роста и морфология нанотрубок зависят от материала защитного слоя вследствие различного взаимодействия с нанесенным катализатором [4]. Слабая адгезия нанотрубного слоя, как правило, вызвана тем, что для роста углеродных нанотрубок необходимо присутствие наноразмерных частиц металла-катализатора, которые уже в начале процесса роста могут быть отделены от поверхности защитного подслоя выделяющимся каталитическим углеродом. Этот эффект будет особенно заметен при слабом взаимодействии частиц катализатора с поверхностью нанесенного барьерного слоя. Кроме того, разница в температурных коэффициентах расширения для кремния и материала подслоя приводит при высоких температурах к короблению и отслоению защитной пленки вместе с нанотрубным слоем.

Деструктивное влияние возникающих при нагреве напряжений можно устранить, уменьшая площадь нанесенного барьерного слоя до субмиллиметровых размеров, однако проблема адгезии нанотрубного слоя сохраняется. Для ее решения в применении к кремниевым подложкам кажется привлекательной идея использовать сами силициды в качестве переходного слоя между нанотрубной пленкой и кремниевой подложкой. Предполагается при этом, что химическое взаимодействие металла-катализатора с кремнием обеспечит сильную связь металлических наночастиц с нижележащим силицидным слоем, а отсутствие искусственных межфазных границ раздела предотвратит расслоение структуры при высоких температурах синтеза нанотрубок. Это позволило бы получить гетероструктуры углеродные нанотрубки — силициды — кремний, которые могут иметь практическое значение для интегрирования углеродных нанотрубных структур в современные технологии кремниевой микроэлектроники.

Методика приготовления и характеристика

В настоящей работе получение углеродных нанотрубных слоев на кремниевых подложках осуществлялось методом термического CVD при температуре 800 °С с использованием полиэтилена в качестве углеродного прекурсора [5]. Подложки кристаллического кремния (100) размером (10 × 10 мм) травились в растворе HF для удаления оксидного слоя. Катализатором служили пленки металлического никеля, полученные термическим распылением в вакууме никеля НП-3 (никель + кобальт не менее 99,3 % по массе). Температура подложки при напылении была выше 400 °С. Чтобы качественно установить влияние толщины пленки катализатора на адгезионные свойства нанотрубного слоя, никель напылялся в виде узких полосок 0,3 × 10 мм с различной толщиной, которая определялась длительностью процесса напыления. Для измерения автоэмиссионных характеристик были получены нанотрубные слои малой площади. Для этого напыление на кремниевые подложки проводилось через маску с круглым отверстием диаметром 0,3 мм. Для проведения рентгеновских исследований приповерхностных слоев кремниевых подложек было осуществлено в идентичных условиях напыление никеля на всю площадь (1 см²) подложек. На таких подложках были выполнены рентгенодифракционные измерения в геометрии скользящего пучка. Дифракционный спектр снимался в СиK_α-излучении в диапазоне углов 2θ = 15 ÷ 75° при комнатной температуре. На рис. 1 приведен дифракционный спектр поверхностного слоя после напыления никеля. Для идентификации образующихся фаз проводился полнопрофильный анализ спектра с помощью программы MAUD 2.64 [6].

Как известно, последовательность образования силицидных фаз на поверхности кремния с напыленной пленкой никеля определяется кинетикой протекания твердофазных реакций, на которую оказывает влияние присутствие примесей [7, 8]. В отсутствие термодинамического равновесия фазовый состав силицидной пленки может зависеть от толщины

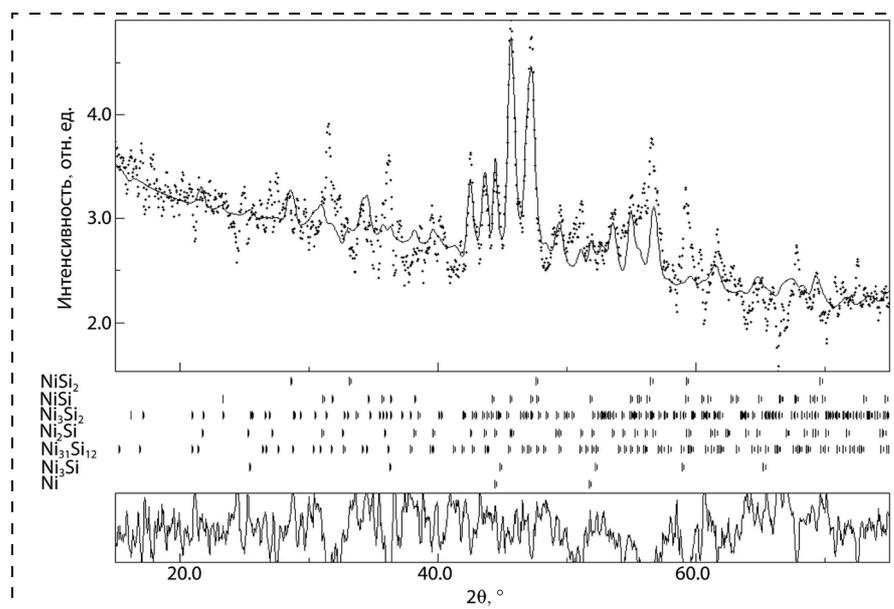


Рис. 1. Рентгендифракционный спектр поверхностного слоя на кремнии (100), снятый в геометрии скользящего пучка после напыления никеля. Расчетная аппроксимация показана сплошной линией

пленки никеля и скорости нагрева и охлаждения. При нанесении пленки никеля толщиной от нескольких десятков до нескольких сотен нанометров с последующим отжигом установлена последовательность образования силицидных фаз: при ~200 °С образуется Ni₂Si; при ~400 °С — NiSi; при ~800 °С — NiSi₂ [8].

В таблице приведен полученный из обработки спектров (рис. 1, 2) фазовый состав приповерхностного слоя, сформировавшегося в реализованных в настоящем эксперименте неравновесных условиях напыления никеля с одновременным протеканием химического взаимодействия с подложкой и после процесса CVD. Ввиду малой интенсивности рентгеновского дифракционного спектра от тонких пленок и перекрытия рефлексов для различных силицид-

Фазовый состав (в % об.) поверхностного слоя подложек кремния после напыления никеля и после процесса выращивания нанотрубок

Фаза	После напыления никеля	После процесса CVD
Ni	0	0
Ni ₃ Si	2	0
Ni ₃₁ Si ₁₂	11	0
Ni ₂ Si	62	0
Ni ₃ Si ₂	19	0
NiSi	6	0
NiSi ₂	0	0
C	0	100

ных фаз приведенный в таблице фазовый состав следует рассматривать как сугубо оценочный. По данным обработки спектра все установленные силицидные фазы проявляют явно выраженную текстуру. Обращает внимание присутствие после напыления большого количества силицида Ni₂Si и отсутствие металлического никеля. Нужно отметить, что количество никеля, достаточное для роста углеродных нанотрубок, значительно меньше предела чувствительности использованной методики определения фазового состава.

Многочисленные процессы CVD, проведенные на подложках с горячим напылением никеля, показали, что осаждение каталитического углерода и рост углеродных нанотрубок на их поверхности происходят по-разному и зависят, в частности, от толщины напыленной пленки никеля, что указывает на то, что при горячем напылении различная часть никеля расходуется на образование силицидов. В условиях высокой температуры процесса CVD (800 °С) происходит дальнейшее изменение фазового состава приповерхностных слоев кремниевых подложек.

На рис. 2 приведен дифракционный спектр той же подложки после процесса CVD, в котором на поверхности кремния был сформирован слой углеродных нанотрубок. Кроме небольшого ко-

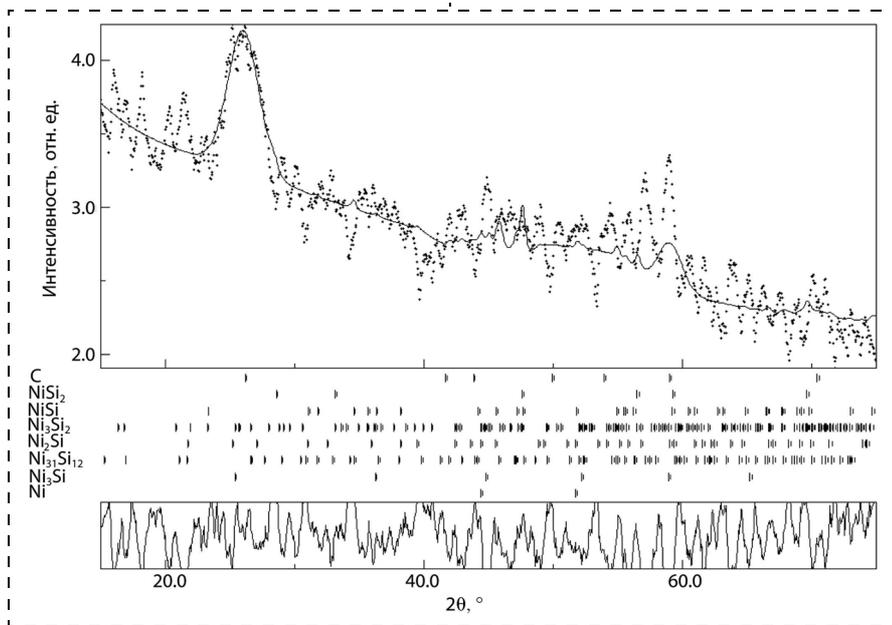


Рис. 2. Рентгendifракционный спектр поверхностного слоя на кремнии (100), снятый в геометрии скользящего пучка после процесса выращивания углеродных нанотрубок. Расчетная аппроксимация показана сплошной линией

личества различных силицидов (в сумме менее 1 %) спектр обнаруживает присутствие только графитоподобного углерода (см. таблицу). Это согласуется с известным фактом, что образующийся при 800 °С за счет других силицидов дисилицид никеля NiSi_2 формирует эпитаксиальную пленку на поверхности кремния и в использованной нами геометрии рентгеновских измерений не дает дифракционных рефлексов [8].

Таким образом, рентгendifракционные исследования свидетельствуют о том, что полученная гетероструктура представляет собой углеродный нанотрубный слой на поверхности монокристаллической или сильно текстурированной поликристаллической пленки дисилицида никеля NiSi_2 , находящейся в эпитаксиальном отношении с подложкой кремния. Формирование кремний-нанотрубных гетероструктур методом термического CVD с использованием нанесенного никелевого катализатора происходит в условиях конкуренции двух процессов: образования и последовательной трансформации силицидов никеля и одновременного зарождения углеродных нанотрубок. Принципиальное значение при этом имеет исходное состояние пленки никеля — толщина и степень предварительного взаимодействия с поверхно-

стью кремния, достигнутая в процессе реактивного напыления.

Получение оптимального состояния требует достаточно строгого контроля за условиями напыления металла (температурой подложки, скоростью и временем напыления, условиями охлаждения), с тем чтобы при расходе металла на образование силицидов на поверхности оставалась тонкая металлическая пленка (сплошная или островковая 2—20 нм), необходимая для роста нанотрубок.

На рис. 3, а показана поверхность подложки кремния с очень тонкой исходной пленкой никеля, на которой в процессе CVD не произошло зарождения углеродных нанотрубок из-за полного расходования никеля на образование силицидов. Углерод осажда-

ется отдельными островками, не образуя сплошного слоя на поверхности подложки. Рентгеновская дифракция обнаруживает только слабый рефлекс графита. В соответствии со сказанным выше это показывает, что в процессе CVD еще до зарождения нанотрубок произошло полное превращение низкотемпературных силицидов и металлического никеля в высокотемпературный дисилицид NiSi_2 , который неактивен в процессе зарождения углеродных нанотрубок. В настоящих экспериментах установлено, что на относительно более толстых пленках никеля, в рентгendifракционном спектре которых после горячего напыления отсутствуют рефлексы силицидов, образуются нанотрубные слои со слабой адгезией к подложке.

Рис. 3, б демонстрирует углеродный нанотрубный слой, полученный на полоске напыленного никеля большой толщины (темно-полное изображение). Нанотрубные слои, полученные на таких пленках катализатора, отслаиваются уже в процессе роста, легко разрушаются при механическом воздействии и мало пригодны для использования в качестве автоэмиттеров. Свойства таких слоев похожи на свойства слоев, полученных при напылении никеля на холодные подложки.

Использование пленок никеля, рентгеновская дифракция которых обнаруживает присутствие низкотемпературных силицидов (см. рис. 1), позволяет получить нанотрубные слои с микроскопически гладкой поверхностью и отличной адгезией к подложке, позволяющей проведение автоэмиссионных измерений в электрическом поле большой напряженности (рис. 3, в).

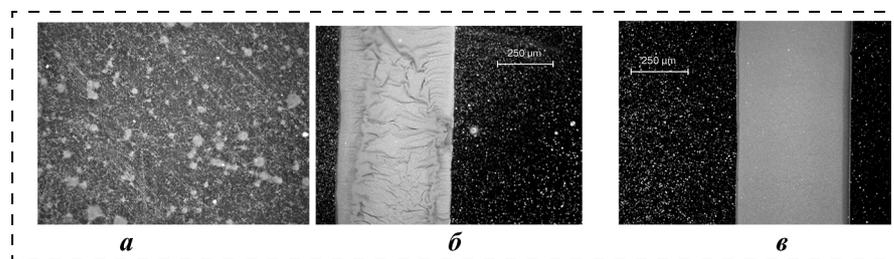


Рис. 3. Поверхность подложки кремния после процесса CVD на тонкой пленке напыленного никеля, почти полностью прореагировавшей с кремнием в процессе напыления — углеродный нанотрубный слой не образуется (а); углеродный нанотрубный слой, сформировавшийся на пленке никеля со слабым взаимодействием с кремнием (после напыления в рентгendifракционном спектре наблюдается только металлический никель) (б); углеродный нанотрубный слой, сформировавшийся на пленке никеля с частичным взаимодействием с кремнием (после напыления в рентгendifракционном спектре наблюдается присутствие силицидов никеля) (в)

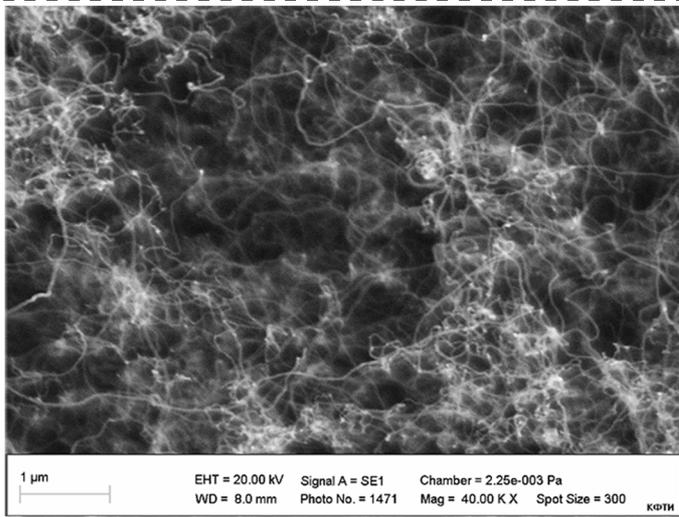


Рис. 4. СЭМ-фотография углеродного нанотрубного слоя с высокой адгезией к кремниевой подложке

Не исключено при этом, что низкотемпературные силициды (Ni_2Si , NiSi) или нестехиометрические фазы с высоким содержанием никеля также обладают каталитическими свойствами в процессах разложения углеводородов и зарождения углеродных нанотрубок. Наличие переходного слоя силицидов между металлическими частицами и кремниевой подложкой было установлено также в ряде работ методом просвечивающей электронной микроскопии [9–11]. Такой слой обеспечивает прочное сцепление каталитических частиц металла с подложкой и предопределяет рост углеродных нанотрубок от основания, что оказывает существенное влияние на эмиссионные характеристики нанотрубок [12, 13]. СЭМ-фотография (рис. 4) демонстрирует морфологию углеродных нанотрубок в слое с высокой адгезией к кремнию.

Эмиссионные измерения

В настоящей статье описаны характеристики полученных нанотрубных слоев с плотностью эмиссионного тока около 1 A/cm^2 . Такие плотности тока необходимы для практического использования нанотрубных автоэммиттеров в ряде электронных приборов, например в мощных СВЧ устройствах. Следует отметить, что исследования эмиссионных характеристик автоэлектронных эммиттеров в области больших токов осложняются сильным нагревом анода и/или сетки эмиссионным током. Исследования, описанные

в данной статье, проводились на планарных эммиттерах малой площади ($\sim 10^{-3} \text{ см}^2$) в виде круглого пятна диаметром $0,3 \text{ мм}$. Поэтому при плотностях тока j до 1 A/cm^2 эмиссионный ток, как правило, не превышал 1 мА , так что нагрев анода был не очень велик ($2\text{--}3 \text{ Вт}$).

Эмиссионные измерения проводились в сверхвысоком вакууме порядка 10^{-7} Па . Образцы закреплялись на универсальном манипуляторе. Анод был выполнен в виде

длинного стержня из коррозионно-стойкой стали, оканчивающегося полусферой диаметром 2 мм . При выполнении эмиссионных исследований на анод подавалось высокое напряжение (до 3 кВ), а исследуемый образец располагался напротив анода. Исследования эмиссионных характеристик проводились с помощью программируемого источника высокого напряжения фирмы Кейсли (*Keithley*), модель 248, пикоамперметра фирмы Кейсли (*Keithley*), модель 6485, и персонального компьютера с адаптером интерфейса IEEE-488 (*GPIB*) с программным обеспечением.

На рис. 5, а представлена вольт-амперная характеристика эмиссионного тока, измеренная для одного из автоэлектронных эммиттеров. Характеристика приведена в координатах $I = f(E_{\text{cp}})$, где E_{cp} — среднее электрическое поле в области между эммиттером и анодом. $E_{\text{cp}} = V/d$, где V — приложенное напряжение, а d — расстояние между анодом и эммиттером.

На рис. 5, б приведена та же характеристика, перестроенная в координатах Фаулера—Нордгейма ($\log I/E_{\text{cp}}^2 = f(1/E_{\text{cp}})$). Как видно на рисунке, вольт-амперная характеристика в таких координатах прямолинейна, т. е. соответствует

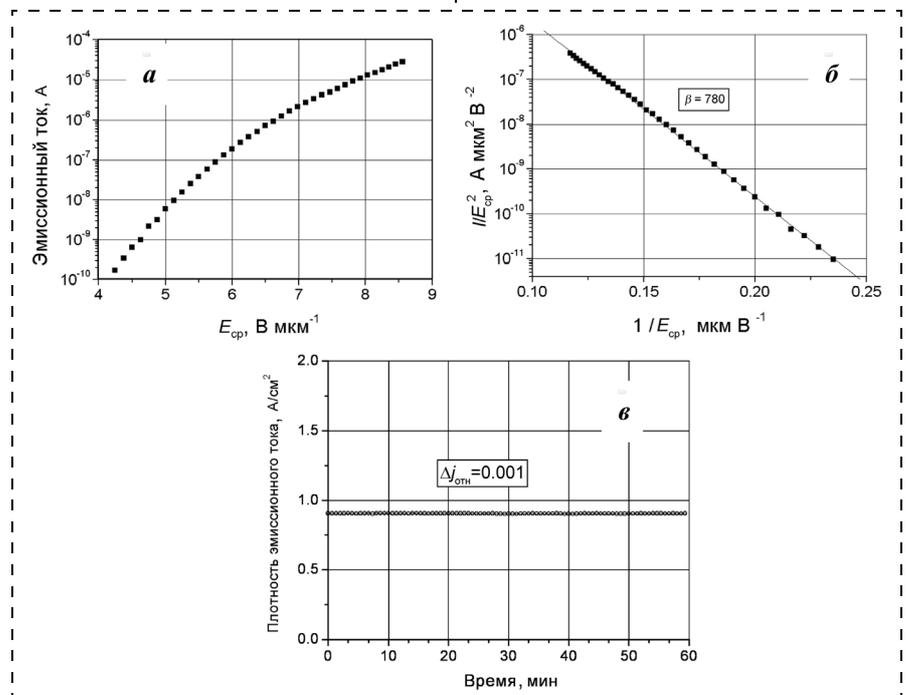


Рис. 5. Эмиссионные характеристики нанотрубного автоэммиттера на кремнии: а — вольт-амперная характеристика; б — вольт-амперная характеристика в координатах Фаулера—Нордгейма; в — зависимость плотности эмиссионного тока от времени для одного из автоэлектронных эммиттеров при плотности эмиссионного тока 900 мА/см^2

теории Фаулера—Нордгейма. Основываясь на этой теории и полагая, что работа выхода углеродных нанотрубок равна $\phi = 4,7$ эВ, мы получили, что коэффициент усиления электрического поля β , равный отношению локального электрического поля у кончика нанотрубки к среднему электрическому полю между анодом и эмиттером $\beta = 780$.

На рис. 5, в представлена зависимость плотности эмиссионного тока от времени $j(t)$ для одного из автоэлектронных эмиттеров при большой плотности эмиссионного тока. Плотность эмиссионного тока равна 900 mA/cm^2 при площади эмиттера $S \sim 7 \cdot 10^{-4} \text{ cm}^2$. Как видно на рисунке, такая плотность эмиссионного тока сохранялась в течение 60 мин. Для этого эмиттера относительная флуктуация эмиссионного тока равна $\Delta I_{\text{отн}} \approx 0,1 \%$.

Заключение

В заключение следует отметить, что результаты настоящей работы демонстрируют принципиальную возможность получения кремний-нанотрубных гетероструктур методом термического CVD без использования барьерного диффузионного слоя между катализатором и подложкой кремния. Формирующийся при этом промежуточный слой из силицидов никеля обеспечивает хорошую

адгезию нанотрубного слоя к подложке кристаллического кремния, что позволяет использовать такие структуры в качестве автоэмиттеров в различных электронных приборах. Нанесение катализатора методом реактивного напыления требует жесткого контроля за температурой подложки, плотностью пара и длительностью напыления. Гетероструктура кремний—дисилицид никеля тщательно изучалась ранее в связи с формированием барьера Шоттки. Гетероструктура кремний—дисилицид никеля—углеродные нанотрубки может представлять значительный интерес для изучения электронных свойств контакта металл—полупроводник в условиях стационарной или импульсной полевой эмиссии электронов из нанотрубного слоя.

Список литературы

1. Bower C, Zhou O., Zhu W. and et. Nucleation and growth of carbon nanotubes by microwave plasma chemical vapor deposition // Applied Physics Letters. 2000. 77. P. 2767—2769.
2. De los Arcos T., Vonan F., Gamier M. G. and et. Influence of iron-silicon interaction on the growth of carbon nanotubes produced by chemical vapor deposition // Applied Physics Letters. 2002. 80. P. 2383—2385.
3. Zhou J. B., Lin R. F., Gustafsson T., Garfunkel E. Medium energy ion scattering study of Ni on ultrathin films of SiO₂ on Si

(111) // Surface Science. 1993. 284. P. 67—76.

4. Me los Arcos T., Gamier M. G., Oelhafen P. and et. Strong influence of buffer layer type on carbon nanotube characteristics. Carbon. 2004. 42. P. 187—190.

5. Kukovitsky E. F., L'vov S. G., Sainov N. A. and et. Carbon nanotubes of polyethylene // Chemical Physics Letters. 1997. 266. P. 323—328.

6. <http://www.ing.unitn.it/~maud/>

7. Canali C., Catellani F., Ottaviani G., Prudenziati M. On the formation of Ni and Pt silicide first phase: the dominant role of reaction kinetics // Applied Physics Letters. 1978. 33. P. 187—190.

8. Tu K. N., Ottaviani G., Gosele U., Föhl H. Intermetallic compound formation in thin film and in bulk samples of the Ni—Si binary system // Journal of Applied Physics. 1983. 54. P. 758—763.

9. Choi G. S., Cho Y. S., Hong S. Y. and et. Carbon nanotubes synthesized by Ni-assisted atmosphere pressure thermal chemical vapor deposition // Journal Applied Physics. 2002. 91. N 6. P. 3847—54.

10. Park J. B., Cho Y. S., Hong S. Y. and et. Cross-sectional transmission electron microscopy of carbon nanotubes-catalyst-substrate heterostructure using a novel method for specimen preparation // Thin Solid Films. 2002. 415. P. 78—82.

11. Au Buchon J. F., Daraio C., Chen L. H. and et. Iron silicide root formation in carbon nanotubes grown by microwave PECVD // Journal of Physical Chemistry. 2005. 10. P. 24215—219.

12. Musatov A. L., Kiselev N. A., Zakharov D. N. and et. Field emission from nanotube carbon layers grown by CVD process // Applied Surface Science. 2001. 183. P. 111—119.

13. Jang H. S., Lee H. R., Kim D. H. Field emission properties of carbon nanotubes with different morphologies // Thin Solid Films. 2006. 500. P. 124—128.

УДК 621.382

Д. Ю. Адамов, канд. техн. наук, коммер. директор,
e-mail:denis@uniqueies.com

Ю. Ф. Адамов, д-р техн. наук, проф., нач. отд.,
e-mail:adamov@uniqueics.com, ООО "Юник Ай Сиз", г. Москва

Н. М. Горшкова, канд. техн. наук, науч. сотр.,
e-mail:natali_gorshkova@bk.ru, ИРЭ им. В. А. Котельникова РАН,
г. Москва

НАНОПРОВОДНИКИ ДЛЯ НАНОЭЛЕКТРОНИКИ

Дан обзор достижений в области технологии формирования нанопроводников для электронных приборов. Рассмотрены процессы самоформирования кремниевых и гетероструктурных нанопроводников, особенности структур МОП-транзисторов, изготовленных на основе нанопроводников.

Ключевые слова: нанопроводник, наноэлектроника, углеродная нанотрубка, планарная технология, гетероструктурный нанопроводник, литография, технология формирования нанопроводников.

Ограничения минимальных размеров планарных МОП-транзисторов

В течение 40 лет полупроводниковая микроэлектроника развивалась по пути уменьшения размеров всех элементов микросхем. В настоящее время технология достигла пределов уменьшения размеров планарных транзисторов. Дальнейшее уменьшение размеров МОП-транзисторов в плоскости пластины не может сопровождаться соответствующим уменьшением толщины слоев физической структуры. Этому препятствует туннелирование носителей сквозь подзатвор-

ный диэлектрик и изолирующий p — n -переход. Увеличение толщины слоев ведет к увеличению емкости между электродами. Электрическое поле стока проникает в область истока, снижает потенциальный барьер на границе с каналом и увеличивает ток стока. Соответственно, происходит уменьшение выходного сопротивления, порогового напряжения и усиления МОП-транзистора. Эффект можно свести к модуляции порогового напряжения:

$$\Delta V_{\text{п}} = -\delta V_{\text{си}}, \quad (1)$$

где δ — коэффициент статической обратной связи; $\Delta V_{\text{п}}$ — изменение порогового напряжения; $V_{\text{си}}$ — напряжение сток—исток.

Проблема управления усилением при уменьшении размеров сводится к достижению оптимального распределения напряженности электрического поля, обеспечивающего приемлемые значения усиления и утечек.

Задача оптимизации распределения полей — геометрическая. Очевидно, что наилучшая транзисторная структура — коаксиальная с центральным каналом, окруженным затвором. Проблема состоит в том, что эффективность коаксиальной структуры МОП-транзистора проявляется при диаметре полупроводниковой канала, который сравним с толщиной подзатворного диэлектрика. Для современной технологии — это несколько нанометров. Технология, основанная на формировании рисунка элементов в плоскости пластины, не может обеспечить воспроизводимое производство нанометровых объемных структур. Для этого требуется новая полупроводниковая технология, использующая самоформирующиеся пространственные структуры. Цилиндрические пространственные структуры получили название "нанопроводники" (НП). Нанопроводники считаются наиболее перспективным направлением развития интегральной полупроводниковой электроники. Исследования ведутся в направлении развития технологии формирования НП с заданными характеристиками, а также создания электронных приборов на их основе.

Процессы самоформирования нанопроводников

Наноструктуры самоформируются в процессе эпитаксии из газовой фазы. Условия для изотропного роста структур достигаются при низких температурах, низких концентрациях реагентов и в присутствии затравок и катализаторов. То есть обычный эпитаксиальный процесс осуществляться не может и осаждение реагентов происходит с помощью адсорбентов-катализаторов в направлении с наибольшей энергией связи между атомами. Произвольно создавать любую заданную кристаллографическую ориентацию нанопроводников пока невозможно.

В зависимости от свойств материалов для самоформирования нанопроводников используются три группы эпитаксиальных процессов: газовый процесс только с затравкой; процесс с использованием затравки и твердого катализатора; процесс с использованием затравки, катализатора и переходного жидкого эвтектического слоя.

Нанопроводники самоформируются неоднородными по своей длине и сечению. В процессе эпитаксии можно добавлять в газовую смесь легирующие примеси, а также менять условия осаждения с тем, чтобы рост становился изотропным и нанопроводник покрывался оболочкой из другого материала.

Углеродные нанотрубки

Наиболее изученные нанопроводники — это углеродные нанотрубки (УНТ). В природе углерод существует в двух основных формах: графит и алмаз. В графите атомы образуют однослойную гексагональную решетку. Расстояние между атомами 0,144 нм, период решетки 0,249 нм. В каждом атоме один оставшийся без валентной связи электрон делокализован между двумя слоями решетки. Слои графита связаны между собой только электростатически. Расстояние между слоями 0,335 нм. Графит — полуметалл, ширина запрещенной зоны равна нулю.

При синтезе твердого углерода из газовой фазы при низких давлениях и температуре происходит рост однослойных гексагональ-

ных структур. Бесконечно расти однослойные молекулы не могут. Под действием электростатических и валентных сил плоские молекулы сворачиваются в однослойные пространственные наноструктуры. В отсутствие затравок образуются сферы, а на металлических затравках — углеродные нанотрубки.

УНТ — это мономолекулярный свернутый слой графита. Для того чтобы в структуре не было швов УНТ должна быть периодической как в направлении оси свертки, так и в поперечном направлении. Чем меньше симметрия свертки и больше период повторения решетки, тем больше диаметр УНТ. В гексагональной двумерной решетке угол между осями симметрии — 60°. При свертке атомы образуют спираль, которая характеризуется периодами повторения по осям симметрии $n1$ и $n2$. Можно выделить три типа симметрии для УНТ:

- осевая симметрия $n1 = 0$ или $n2 = 0$;
- диагональная $n1 = n2$;
- спиральная $n1 \neq n2 \neq 0$.

При свертке УНТ валентные связи образуются и между атомами одного слоя. Доля валентно-связанных атомов определяется симметрией. Если величина $(n1 - n2)$ делится на 3, то в структуре валентных связей остаются делокализованные электроны и УНТ приобретает металлические свойства. Диагональные трубки всегда металлические, так как $n1 - n2 = 0$ делится на 3. В остальных случаях УНТ имеют свойства полупроводников [1].

Плотноупакованная структура углерода обеспечивает УНТ уникальные прочностные и электрические характеристики. При диаметре 8...10 нм и длине до миллиметра УНТ не ломаются и сохраняют жесткость. В полупроводниковых УНТ длина свободного пробега носителей может превышать 1 мкм. В коротких УНТ (менее 1 мкм) наблюдается баллистический перенос электронов. При низких температурах подвижность электронов превышает 10^4 см²/В·с. Допустимая плотность тока в металлических УНТ достигает 10^9 А/см², что в 1000 раз больше, чем у меди [2]. Допустимая плотность тока не снижается с ростом температуры.

Главная технологическая проблема — это управление симметрией растущих УНТ. Для одних применений нужны металлические УНТ, для других — полупроводниковые. Однако современные процессы не обеспечивают одинаковую симметрию нанотрубок. Среди полупроводниковых попадаются металлические УНТ и наоборот.

Самоформирование кремниевых нанопроводников

Совершенство планарной технологии и разнообразие процессов обработки кремниевых пластин стимулировали исследования по созданию электронных приборов на основе кремниевых нанопроводников. Кремниевые НП выращивают эпитаксиально на кремниевых подложках. Преобладающим кристаллографическим направлением при росте НП является $\langle 111 \rangle$. На подложках с ориентацией плоскости (111) НП растут перпендикулярно поверхности. На подложках с ориентацией (100) НП растут под острым углом к поверхности.

Анизотропный рост стимулируется наночастицами катализатора. Очень активным катализатором является золото. В простейшем варианте нанометровый слой катализатора напыляется на пластину. При нагреве в эпитаксиальном реакторе эвтектический сплав кремний—золото собирается в капли нанометровых размеров. Эти капли и служат катализатором. Кремний из газовой фазы растворяется в жидком металле катализатора, а затем осаждается из расплава на конце НП. Такой процесс называется "газообразный—жидкий—твердый" (ГЖТ). Форма НП определяется составом газовой смеси. В смеси силана (SiH_4) и водорода (H_2) скорость каталитического роста в несколько десятков раз больше анизотропного роста, а НП растет в форме иглы с катализатором на остром конце. При добавлении в смесь HCl соотношение скоростей роста стремится к бесконечности и НП имеет одинаковый диаметр по всей длине [3].

Использование литографии при нанесении на пластину слоя катализатора позволяет более точно

определить размер наночастиц катализатора, место размещения и диаметр НП.

Предварительное создание на кремниевой пластине $p-n$ -перехода и рельефа в форме щелей позволяет выращивать НП в форме мостиков, соединяющих легированные области и висящих над щелью в подложке. Для этого вертикальная поверхность щели должна быть ориентирована в плоскости (111) , а катализатор (золото) осажден гальванически на обратно смещенный $p-n$ -переход [4]. Отрицательно заряженные анионы золота будут осаждаться на область пространственного заряда в n -области (рис. 1). При дальнейшем выращивании кремниевых НП они будут расти в плоскости пластины и образовывать перемычки между n -областями на противоположных стенках щели.

Самоформирующиеся НП имеют большой разброс диаметров от 12 до 200 нм. Процессы с дозированной катализатора обеспечивают меньший разброс диаметра НП. Тем не менее разброс остается достаточно большим и диаметр НП может меняться примерно в 2 раза на одной пластине.

Легирование самоформирующихся НП в процессе эпитаксиального роста проводится обычным способом — добавлением в газовую смесь легирующих компонентов: диборана (B_2H_6) или фосфина (PH_3). Так как эпитаксиальный

рост НП проводится при температурах ниже 500°C , концентрация легирующих примесей ограничена пределом их растворимости при температуре процесса и составляет несколько единиц 10^{18} см^{-3} [5].

Важнейшей составляющей процесса самоформирования НП является выбор катализатора. Золото — наиболее распространенный и эффективный катализатор для полупроводниковых материалов. Однако золото растворяется в полупроводниках с образованием глубоких энергетических уровней в запрещенной зоне, что увеличивает утечки в $p-n$ -переходах. Предельная растворимость золота в кремнии при 500°C около 10^{14} см^{-3} . Это ведет к увеличению плотности тока утечки $p-n$ -перехода на 10 мА/см^2 . Для НП избыточный ток утечки возрастает на единицы пикоампер. Однако при формировании на одной подложке планарных полупроводниковых приборов и НП золото может попасть в подложку. Температура термобработки планарных приборов значительно выше. При температуре 1000°C растворимость золота возрастает до 10^{16} см^{-3} , а соответствующая этой концентрации плотность тока утечки до 1 А/см^2 , что неприемлемо для большинства применений [3]. Для НП, легированных примесью p -типа, можно применять в качестве катализатора наночастицы индия (In) и галлия (Ga). Другие эффективные

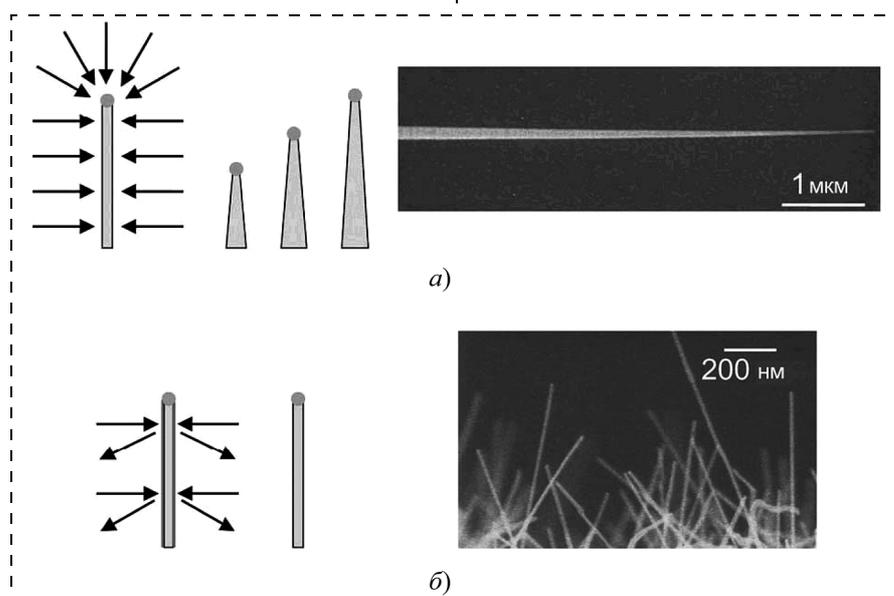


Рис. 1. Существенный рост стенок при использовании SiH_4 и H_2 (а). Незначительный рост стенок при добавлении газообразного HCl в процессе осаждения (б)

катализаторы — платина (Pt), палладий (Pd) и никель (Ni) образуют с кремнием низкотемпературные силициды и практически не используются. Наиболее перспективный катализатор — это титан (Ti). Температура плавления эвтектического сплава титана и кремния выше 1300 °С, а предельная растворимость в кремнии при 500 °С на два порядка меньше, чем у золота. В процессе роста НП наночастицы титана остаются твердыми, а процесс относится к классу "газообразный—твердый" (ГТ). Такой процесс менее производителен и имеет больше ограничений.

Гетероструктурные нанопроводники на кремниевых подложках

Положительным качеством процесса самоформирования является возможность выращивать на кремниевой подложке НП из других материалов. Площадь контакта НП с подложкой очень мала, поэтому несовпадение периодов кристаллической решетки НП и подложки не приводит к образованию структурных дефектов. Очевидно, что сочетаются не любые комбинации материалов подложки и НП. Тем не менее, на кремниевых подложках выращены НП из Ge, InP, GaP, InAs, ZnO и других материалов.

Германиевые НП выращивают в ГЖТ-процессе при низком давлении и температуре около 275 °С [6, 7]. НП растут в направлении $\langle 111 \rangle$. Для инициализации процесса роста германиевых НП на кремниевой подложке температура поднимается до 320 °С. В качестве катализатора применяется золото. Золото в германии имеет те же недостатки, что и в кремнии, хотя его растворимость при температуре процесса 275 °С значительно меньше. Другие эффективные катализаторы для германиевых НП пока не разработаны.

НП из арсенида индия (InAs) выращивают на кремниевой подложке с ориентацией поверхности (111). Реагентами служат триметил индия и арсин. При температуре 570 °С в реакторе низкого давления НП из арсенида индия растут без катализатора перпендикулярно поверхности пластины в

кристаллографическом направлении (111). Диаметр НП около 60 нм, длина более 1 мкм [7]. НП распределены по поверхности случайно со средней плотностью 0,3 шт/мкм². Для получения более тонких НП требуется использование наночастиц золота в качестве катализатора. Опубликованы данные о получении НП из арсенида индия диаметром 10 нм.

Нанопроводники из арсенида индия привлекают особое внимание как элементная база быстродействующих микросхем будущего. Арсенид индия характеризуется шириной запрещенной зоны 0,35 эВ и подвижностью электронов, превышающей 1000 см²/В·с. Малая ширина запрещенной зоны определяет большие токи утечки планарных транзисторов и ограниченный диапазон рабочих температур. Коаксиальная структура транзисторов на основе НП решает проблему утечек и открывает перспективу широкого внедрения этого материала в полупроводниковую электронику.

В группе широкозонных полупроводников внимание привлекают нанопроводники из оксидов металлов (ZnO, SnO₂, In₂O₃) [8, 9]. Например, оксид цинка имеет ширину запрещенной зоны 3,37 эВ, проявляет пьезоэлектрические и пироэлектрические свойства. Для выращивания НП используются процессы разных типов (ГЖТ и ГТ). В процессе типа ГЖТ катализатором являются наночастицы золота. Пары цинка конденсируются на катализаторе в жидкой фазе, окисляются в разреженном кислороде и формируют тонкий нанопроводник. Направление роста НП относительно поверхности подложки — случайное.

Процесс типа ГТ является самокаталитическим, в котором испаряемый цинк конденсируется на подложке и собирается в капли силами поверхностного натяжения. Капли окисляются, но новые порции металла притягиваются к растущим НП. Направление роста определяется кристаллической структурой подложки. Сапфировая подложка (Al₂O₃) имеет срез, в котором периоды решетки Al₂O₃ и ZnO совпадают почти точно. На такой подложке НП растут перпендикулярно поверхности пла-

стины. Диаметр НП, полученных в ГЖТ-процессе, существенно меньше (10...20 нм) по сравнению с НП из ГТ-процесса (60...100 нм).

Легирование оксида цинка для получения проводимости *n*-типа осуществляется магнием (Mg), алюминием (Al), галлием (Ga), индием (In) и оловом (Sn). Получение оксида цинка проводимости *p*-типа является сложной задачей. Естественные дефекты кристаллической структуры проявляют донорные свойства и создают механизм самокомпенсации акцепторной примеси. Растворимость примесных атомов в оксиде цинка достаточно низкая. Тем не менее, удается получить дырочную проводимость в кристаллах, легированных фосфором, в процессе эпитаксиального выращивания [9].

Формирование нанопроводников с использованием литографии

Для создания сложных микросхем самоформирующиеся НП пока не годятся. Транзисторы на самоформирующихся НП имеют большой разброс в размерах и используются в основном как инструмент для исследования физических структур. При самоформировании в эпитаксиальном реакторе трудно обеспечить стопроцентное появление НП в местах размещения транзисторов в микросхемах. Поэтому активные исследования ведутся и в области создания НП с использованием процессов традиционной планарной технологии.

Наиболее просто получаются НП на основе поликристаллического кремния. В планарной технологии часто используются нанометровые "спейсеры" — слои диэлектрика на вертикальных стенках рельефа структуры. Замена диэлектрического "спейсера" на поликремниевый не требует нового оборудования и новых технологических процессов. Ключевой операцией является локальное удаление диэлектрических слоев в окружении "спейсера". Нанопроводники связаны с опорными элементами и горизонтально подвешены над пластиной.

В литературе [10] описан процесс изготовления полевых транзисторов на основе поликремниевых НП (рис. 2). Подзатворный

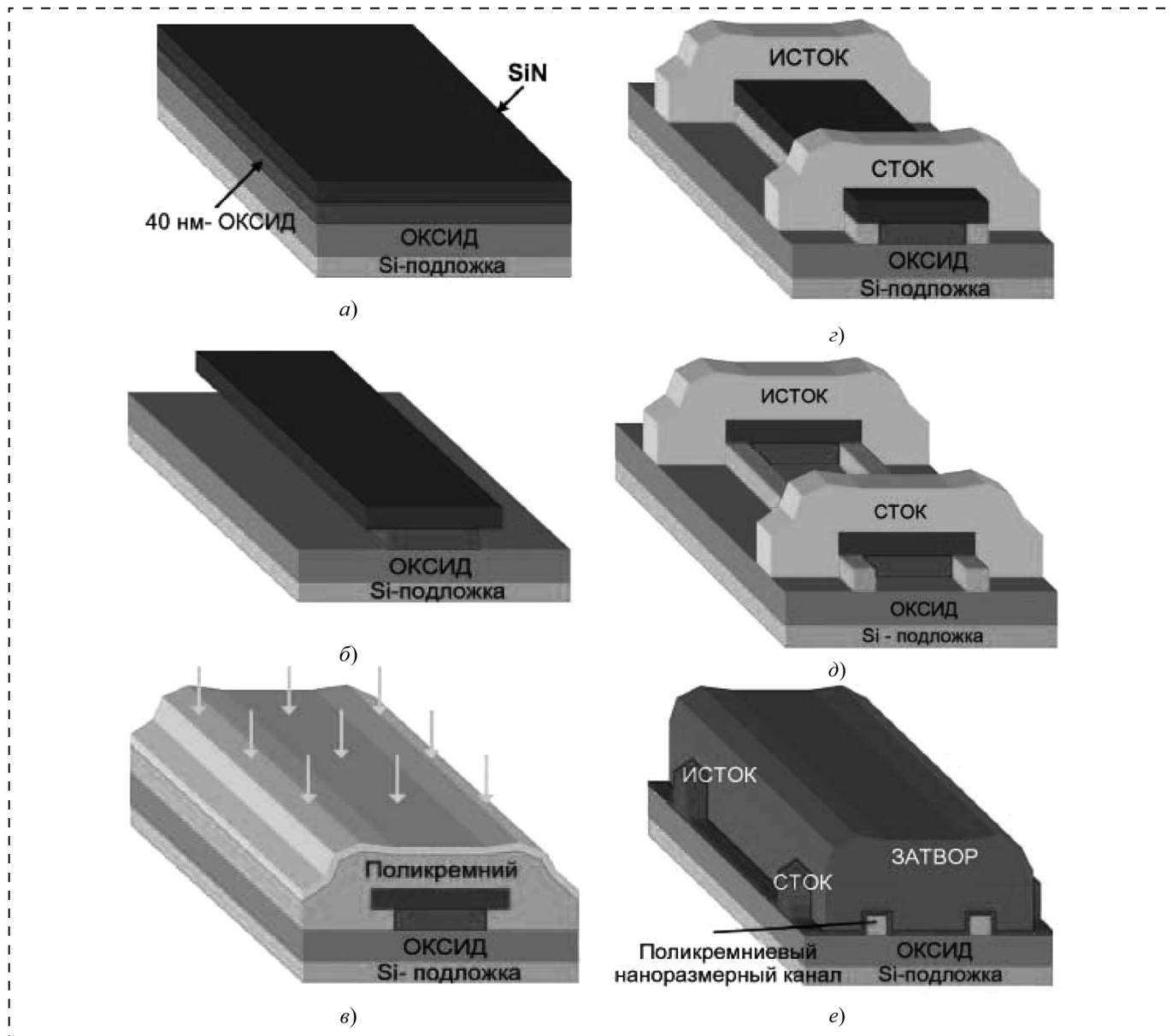


Рис. 2. Схематический процесс формирования нанопроводникового тонкопленочного транзистора (а–е)

оксид толщиной 20 нм и поликремниевый затвор толщиной 100 нм осадились на структуру в низкотемпературных процессах. Измерения вольт-амперных характеристик проводились после отжига структуры в атмосфере аммиака (NH_3). Самые тонкие нанопроводники, полученные таким методом, имели размер 8 нм.

Измерения вольт-амперных характеристик МОП-транзисторов проводились на структурах, имеющих периметр НП 110 нм и длину затвора 0,7 мкм. Транзисторы *n*-типа проводимости характеризуются пороговым напряжением 0,5 В, максимальным током 0,7 мкА на один НП. Среднее квадратичное отклонение порогового напряже-

ния уменьшается с увеличением числа НП в одном транзисторе с 70 мВ для двух НП до 15 мВ для 100 НП. Соотношение максимального тока и тока утечки сток—исток более 10^8 .

Для воспроизводимого получения монокристаллических кремниевых НП используется процесс оксидирования, ограниченный механическими напряжениями [11]. Объем оксида вдвое больше объема оксидируемого кремния. Напряжения в структуре зависят от рельефа и температуры оксидирования. При низкотемпературном оксидировании (менее 800 °С) кремниевых НП большого диаметра (больше 40 нм) во внутренних слоях оксида возникают столь большие напряжения,

что оксид уплотняется и диффузия кислорода почти прекращается. В центре остается область кремния диаметром менее 5 нм. Разброс размеров 10 тонких НП многократно меньше разброса исходных структур. Вертикальное или горизонтальное положение НП относительно плоскости пластины не влияет на конечный результат.

При оксидировании тонкой кремниевой мембраны напряжения концентрируются на краях. Средняя часть мембраны оксидируется полностью, а на краях остаются два нанопроводника в окружении напряженного оксида (рис. 3).

При оксидировании НП из твердого раствора кремний—германий происходит обогащение

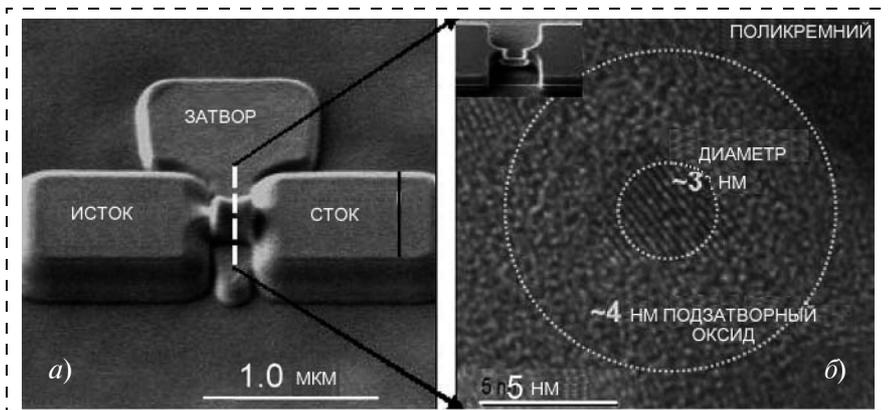


Рис. 3. Коаксиальная транзисторная структура с центральным НП каналом; после формирования затвора его длина составляет 350 нм (а). Изображение, полученное с помощью просвечивающей электронной микроскопии, поперечного сечения структуры в поликремнии, на котором явно различимы область кремниевого НП диаметром около 3 нм, область SiO_2 размером 4 нм (б)

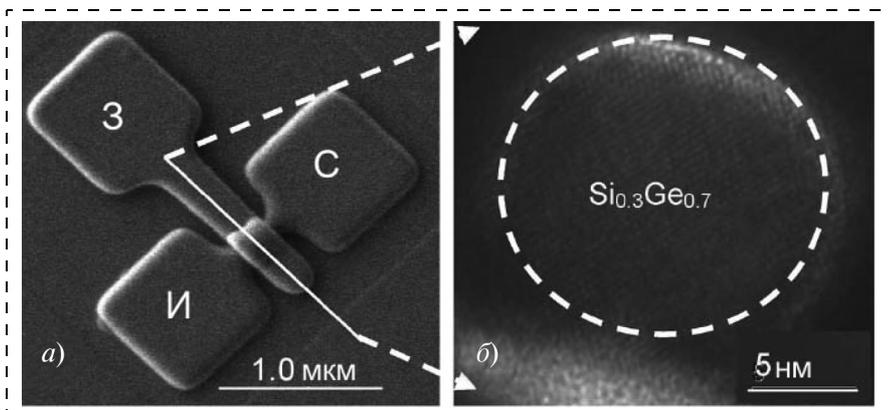


Рис. 4. НП структура после формирования затвора (а). Изображение, полученное с помощью просвечивающей электронной микроскопии, поперечного сечения НП канала с определенным процентным соотношением германия (б)

германием неокисленного полупроводника. Напряжения в структуре оксида релаксируют из-за примеси германия, и ограничения толщины оксида не происходит.

Гетероструктуры Si—SiGe используют для формирования многослойных НП. Для этого выращивается многослойная гетероструктура Si—SiGe. Затем вытравливается рельефная фигура в форме гантели. Селективным травлением удаляются слои SiGe в тонкой части фигуры. Тонкие слои кремния остаются подвешенными над подложкой в несколько этажей [12]. С использованием оксидирования, ограниченного механическими напряжениями, формируется заготовка для МОП-транзистора с высокой плотностью размещения НП (рис. 4).

На основе многослойной гетероструктуры получены МОП-транзисторы с высокой плотностью тока (до $2,4 \text{ мА/мкм}^2$) и отличными статическими характеристиками.

Заключение

Уровень развития технологии формирования нанопроводников обеспечивает проекты по созданию новых полупроводниковых приборов на их основе. Использование новых материалов для нанопроводников открывает новые возможности для полупроводниковой электроники.

Исследования в области создания сверхбольших микросхем на основе нанопроводников пока

сдерживаются низкой плотностью элементов на кристалле. Специализированные микросхемы с нанопроводниковыми транзисторами уже находятся в стадии разработки.

Список литературы

1. Saito R., Dresselhaus G., Dresselhaus M. S. Physical Properties of Carbon Nanotubes. London: Imperial College Press, 1998.
2. Yao Z., Kane C. L., Dekker C. High-field Electrical Transport in Single-Wall Carbon Nanotubes // Phys. Rev. Lett. 2000. Vol. 84. P. 2941—2944.
3. Kamins T. I. Integration of Self-Assembled Metal-Catalyzed Semiconductor Nanowires for Sensors and Large-Area Electronics // IEEE Transactions on Electron Devices. 2008. Vol. 55. N 11. P. 3096—3106.
4. Quitoriano N. J., Kamins T. I. Using $p-n$ Junction Depletion Regions to Position Epitaxial Nanowires // Journal of Applied Physics. 2007. Vol. 102. N 4. P. 044311.
5. Lu W., Xie P., Lieber C. Nanowire Transistor Performance Limits and Applications // IEEE Transactions on Electron Devices. 2008. Vol. 55. N 11. P. 2859—2876.
6. Wang D., Dai H. Germanium Nanowires: From Synthesis, Surface Chemistry and Assembly to Devices // Applied Physics, A, Solids Surfaces. 2006. Vol. 85. N 3. P. 217—225.
7. Rehnstedt C., Martensson T. et al. Vertical InAs Nanowire Wrap Gate Transistors on Si Substrates // IEEE Transactions on Electron Devices. 2008. Vol. 55. N 11. P. 3037—3041.
8. Lin F., Bao M. et al. One Dimensional Transport of In₂O₃ nanowires // Applied Physics Letters. 2005. Vol. 86. N 21. P. 213101.
9. Chang P. C., Lu J. G. ZnO Nanowire Field-Effect Transistors // IEEE Transactions on Electron Devices. 2008. Vol. 55. N 11. P. 2977—2987.
10. Hsu H. H., Liu T. W. et al. Fabrication and Characterization of Multiple-Gated Poly-Si Nanowire Thin-Film Transistors and Impacts of Multiple-Gate Structures on Device Fluctuations // IEEE Transactions on Electron Devices. 2008. Vol. 55. N 11. P. 3063—3069.
11. Singh N., Buddharaju K. et al. Si, SiGe, Nanowire Devices by Top-Down Technology and Their Applications // IEEE Transactions on Electron Devices. 2008. Vol. 55. N 11. P. 3107—3118.
12. Fang W., Singh N. et al. Vertically Stacked SiGe Nanowire Array Channel CMOS Transistors // IEEE Electron Device Letters. 2007. Vol. 28. N 3. P. 211—213.

УДК 621.3.049.77

Д. И. Биленко, канд. физ.-мат. наук,
О. Я. Белобровая, В. В. Галушка,
Э. А. Жаркова, канд. физ.-мат. наук,
И. Б. Мысенко, Д. В. Терин, канд. физ.-мат. наук,
Е. И. Хасина, канд. физ.-мат. наук,
Саратовский государственный университет
им. Н. Г. Чернышевского, e-mail: lab32@mail.ru

ВЛИЯНИЕ АДсорбЦИИ НА емкостные свойства НАНОПористого кремния

Исследованы емкостные свойства диодных структур на основе частично окисленного нанопористого кремния в диапазоне частот $10...10^6$ Гц в нормальных условиях и при адсорбции полярных молекул. Обнаружено, что для образцов с барьером Шоттки в низкочастотном диапазоне рост емкости при адсорбции превышает 10^2 раз. Это указывает на возможность создания емкостных сенсоров на основе окисленного нанопористого кремния.

Ключевые слова: наноструктуры, частично окисленный пористый кремний, емкость, проводимость, адсорбция, частотная зависимость, сенсор.

Введение

Изучение электрофизических свойств частично окисленного пористого кремния (ПКО) показало, что структуры на основе Pd—ПКО— p^+ Si—Al имеют ряд особенностей: наличие положительного заряда у палладиевого (Pd) электрода, токи при нулевом смещении [1—3]. Обнаружена высокая чувствительность по постоянному току к адсорбции полярных молекул, в частности сероводорода, ацетона [4, 5]. Это позволило предложить данные структуры в качестве газовых сенсоров [6, 7].

Известны работы по исследованию высокочастотных (10^6 Гц) свойств емкостных структур на основе пористого кремния (ПК) и влияния на них адсорбции воды, спирта [8—10]. Изменение емкости в структурах ПК позволило определить некоторые структурно-фазовые параметры системы [8]. Однако емкостные свойства структур со специально окисленным пористым кремнием практически не исследовались. Совокупность знаний вольт-амперных характеристик на постоянном токе и частотных зависимостей емкости, проводимости, вольт-фарадных характеристик структур с ПКО в широком диапазоне частот на воздухе и при адсорбции полярных молекул позволит выяснить механизмы высокочастотной проводи-

мости, особенности процессов адсорбции в структурах Pd—ПКО— p^+ Si—Al и возможность их применения в качестве емкостных сенсоров.

Образцы и методика эксперимента

Слои ПКО были получены электрохимическим травлением монокристаллического кремния проводимости p -типа с $\rho = 0,03$ Ом·см и ориентацией $\langle 111 \rangle$ с последующим анодным окислением по технологии, описанной в работах [1, 2]. Толщины слоев d пористого кремния и их пористость q контролировались непосредственно в ходе образования [2]. Время окисления 2...3 мин. Исследовались образцы с $d = 2...10$ мкм и исходным $q = 0,6...0,85$. Структуры Pd—ПКО— p^+ Si—Al создавались осаждением в вакууме алюминиевого омического контакта на подложку p^+ Si при $P \approx 10^{-5}$ мм рт. ст. и температуре подложки 120 °С с последующим вжиганием и нанесением палладиевого электрода на слой ПКО. Контролируемая в ходе осаждения в вакууме толщина слоя Pd варьировалась в пределах 50...60 нм, пористость слоев Pd — 0,2...0,3. Влияние адсорбции ацетона на структуры исследовалось в камере, среду в которой можно было обратимо изменять.

Измерения частотных зависимостей емкости $C(f)$, добротности $Q(f)$ и вольт-фарадных $C-V$ характеристик на воздухе и в газовой среде проводились с помощью цифровых измерителя иммитанса LCR 819 и прецизионного анализатора компонентов WK6440B в частотном диапазоне $f = 10...10^6$ Гц. Вольт-фарадные характеристики снимались при подаче на структуру внешнего постоянного смещения от -10 до $+10$ В на фиксированных частотах тестового сигнала 30, 100, 1000 и 10^5 Гц. Измерения проводились при нормальных условиях. Чтобы исключить влияние света, измерения выполнялись в темноте.

Результаты и их обсуждение

Проведенные ранее исследования вольт-амперных характеристик (ВАХ) структур Pd—ПКО— p^+ Si—Al [2, 4] показали, что образцы в зависимости от времени окислирования подразделяют на две группы: одна группа имеет экспоненциальную зависимость $I(V)$, характерную для барьеров Шоттки $I \propto \exp(qV/nkT)$, вторая группа имеет степенную зависимость тока от напряжения $I \propto V^m$ при $m \approx 2$, обусловленную токами, ограниченными пространственным зарядом (ТОПЗ).

Установлено, что частотные зависимости емкости для двух указанных групп образцов существенно различны как на воздухе, так и в парах ацетона. Ха-

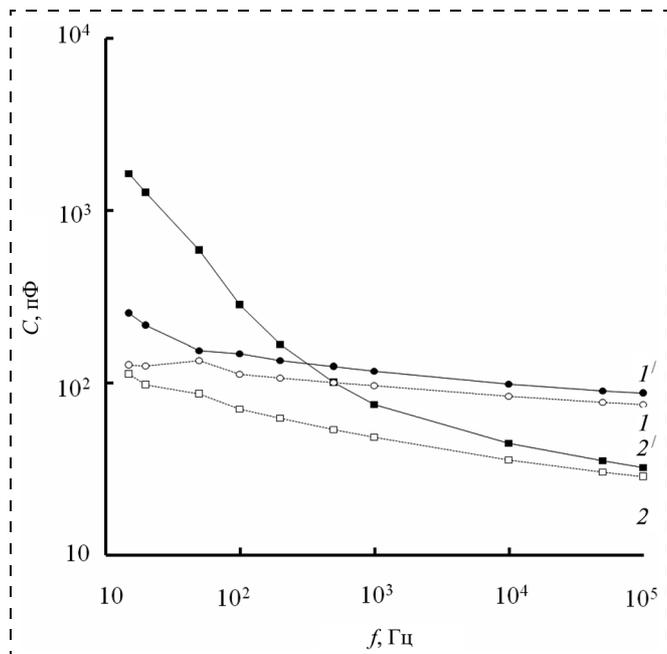


Рис. 1. Частотная зависимость структур с ТОПЗ (1) и с барьером Шоттки (2) на воздухе и при адсорбции ацетона (1', 2')

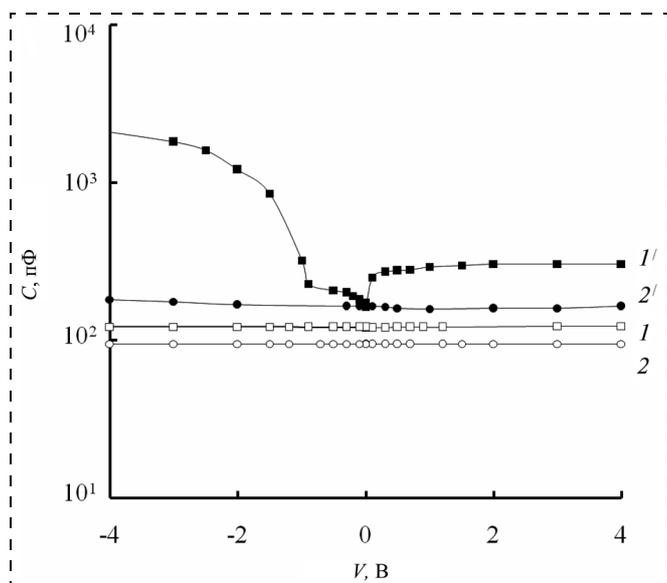


Рис. 2. Вольт-фарадная характеристика образца с ТОПЗ на воздухе (1, 2) и в парах ацетона ~1000 ppm (1', 2') для f : кривые 1 — 30 Гц; кривые 2 — 10^3 Гц

рактерные зависимости приведены на рис. 1. В низкочастотной области при $f < 10^3$ Гц у образцов с барьером наблюдается существенный рост емкости с уменьшением частоты (примерно в 5 раз), в то время как у образцов с ТОПЗ эта зависимость более слабая.

В высокочастотном диапазоне при $f \approx 10^5$ Гц, в котором емкость практически не зависит от частоты, значение C для образцов с ТОПЗ более чем в 2 раза превышает емкость структур с барьером Шоттки.

Вольт-фарадные характеристики структур также различны у структур с разным типом ВАХ (рис. 2, 3). На воздухе емкость структур с ТОПЗ практически не зависит от приложенного постоянного напряжения

(рис. 2). С уменьшением частоты только при $f < 30$ Гц проявляется незначительное увеличение C при отрицательном напряжении на палладиевом электроде. Кривая $C(V)$ растянута по шкале напряжений и не имеет вида, характерного для МДП-структур.

В отличие от образцов с ТОПЗ структуры с барьером Шоттки при $f \approx 20$ Гц имеют вольт-фарадные характеристики, вид которых аналогичен характеристикам МДП-структуры. Участки, характерные для обогащения, наблюдаются при отрицательном напряжении V_- на палладию и обеднения при V_+ (рис. 3).

Эти различия, по-видимому, связаны с особенностями морфологии слоев окисленного пористого кремния в двух группах образцов. Исходные параметры ПК в структурах до процессов анодного окисления практически совпадали (пористость ~0,7...0,8 и толщина ~6...10 мкм). Основное отличие было в длительности окисления $t_{ок}$. Установлено, что характеристики, свойственные структурам с барьером Шоттки, наблюдались у образцов при времени окисления $t_{ок} \approx 2$ мин, а характеристики, подобные структурам с ТОПЗ, у образцов с $t_{ок} \approx 3$ мин.

Частично окисленный пористый кремний является трехкомпонентной средой (кремний, оксид кремния, воздух) [11]. Вероятно, при анодном окислении однородность слоя по глубине зависит от времени окисления. Известно, что в процессе анодирования кремния на поверхности пористого слоя обра-

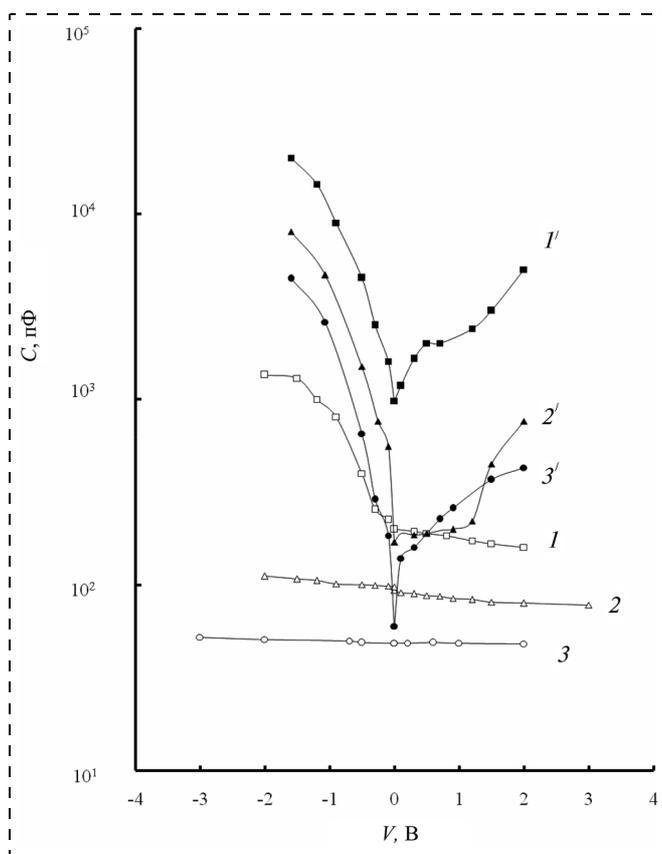


Рис. 3. Вольт-фарадная характеристика образца с барьером Шоттки на воздухе (1, 2, 3) и в парах ацетона ~1000 ppm (1', 2', 3') при f , Гц:

кривые 1 — 30 Гц; 2 — 10^2 Гц; 3 — 10^3 Гц

зается естественный оксид толщиной в несколько нанометров [12]. Рост времени окисления приводит к уменьшению объема пор за счет нарастания оксида и уменьшению доли кремния. Поэтому образцы с ТОПЗ более однородны по глубине и для них поверхностный слой диэлектрика в характеристике $C(V)$ не проявляется (см. рис. 2).

Так как структуры Pd—ПКО— p^+ Si—Al барьерного типа на низких частотах имеют зависимости $C(V)$, характерные для МДП-структур, то можно предположить, что такая структура состоит из тонкого туннельно-прозрачного слоя диэлектрика на границе Pd-ПКО и объема композитной среды. Емкость такой структуры состоит из последовательно соединенных емкостей указанных областей. Так как емкость поверхностного слоя существенно больше емкости объема, то общая геометрическая емкость барьерного образца определяется объемом ПКО. Подобная схема для емкости структуры с барьером Шоттки рассмотрена в работе [12], в которой за туннельно-прозрачный промежуточный слой металл—ПК принят SiO_2 .

По экспериментально полученному значению емкости $C \approx 90...100$ пФ при $f > 10^5$ Гц для структуры с ТОПЗ найдена эффективная диэлектрическая проницаемость ϵ_{eff} многокомпонентной системы: $\epsilon_{eff} = 3,3...3,7$ для однородного по толщине слоя, а для образца с барьером $C \approx 60...65$ пФ $\epsilon_{eff} = 2,2...2,4$.

Различие высокочастотных и низкочастотных вольт-фарадных характеристик свидетельствует о влиянии зарядов глубоких примесных центров, перезарядка которых успевает за изменением полярности тестового сигнала низкой частоты. Концентрация локализованных электрически активных глубоких центров N_a в обедненном носителями слое образца с барьером Шоттки можно определить из наклона зависимости $1/C^2(V)$ следующим образом [13]:

$$N_a = \frac{2(d(1/C^2)/dV)^{-1}}{e\epsilon_{eff}\epsilon_0 S^2}, \quad (1)$$

где e — заряд электрона. Найденное значение N_a из экспериментальных данных $C(V)$ на $f = 30$ Гц (см. рис. 3) составляет $\sim 10^{14} \text{ см}^{-3}$.

Проводимость на переменном токе $\sigma(\omega)$ определяли по экспериментальным значениям добротности $Q(f)$, тангенса угла потерь $\text{tg}\delta = 1/Q(f)$ структур как $\sigma(\omega) = \epsilon_{eff}\epsilon_0\omega/\text{tg}\delta$, где $\omega = 2\pi f$. Результаты приведены на рис 4. Для обоих видов структур в диапазоне частот $10^2...10^5$ Гц наблюдается степенная зависимость проводимости от частоты $\sigma(\omega) \propto \omega^s$, аналогично наблюдаемой для пористого кремния [1, 14].

С уменьшением частоты ($f < 30$ Гц) $\sigma(\omega)$ структур с ТОПЗ по значению приближается к $\sigma(0)$, определенному на постоянном токе по ВАХ [4]. Показатель степени s в области частот $f > 10^3$ Гц составляет $0,8...0,9$, что соответствует прыжковому характеру

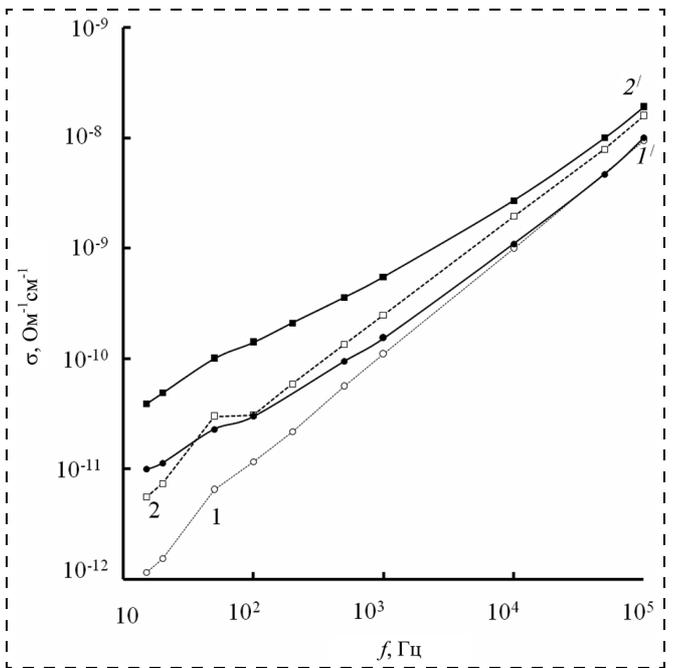


Рис. 4. Зависимость проводимости ПКО от частоты в структурах с ТОПЗ (1) и с барьером Шоттки (2) на воздухе и в парах ацетона (1', 2')

проводимости по локализованным состояниям в неупорядоченных структурах [14]. При этом возможны различные механизмы проводимости: за счет прыжков с переменной длиной, прыжков через случайные потенциальные барьеры или при сочетании обоих видов. Длина прыжка r на переменном токе была оценена в соответствии с работой [15]: $r = \ln(\vartheta_{ph}/\omega)/(2\alpha)$, где ϑ_{ph} — частота фонона; α — параметр, характеризующий скорость спада волновой функции в изолированной потенциальной яме. Значения α^{-1} , оцененные на уровне Ферми по модели Андерсона, при ширине запрещенной зоны ПК $\approx 1,1...1,2$ эВ [1] составляют $\sim 6...8$ Å ($0,6...0,8$ нм). Для полученных экспериментально показателей $s \approx 0,8...0,9$ фононная частота согласно данным по зависимости $s \approx F(\vartheta_{ph}/\omega)$, приводимым в работе [15], составляет 10^{12} с^{-1} . Длина прыжка r при указанных α и ϑ_{ph} равна $\sim 50...70$ Å ($5...7$ нм).

Адсорбция полярных молекул (ацетона) влияет на частотные характеристики емкости, проводимости и вольт-фарадные зависимости. В результате адсорбции ацетона наблюдается рост емкости и проводимости у структур с барьером Шоттки и ТОПЗ. Значения изменения C и σ зависят от частоты и типа структур (см. рис. 1, 4). Емкость и проводимость образцов с барьером Шоттки в области низких частот ($f < 10^3$ Гц) при адсорбции возрастают в $10...30$ раз. С ростом частоты до 10^5 Гц влияние адсорбции ослабевает, и увеличение C и σ составляет $\sim 20...30$ %. Характер и вид зависимости $C(f)$ и $\sigma(\omega)$ с ацетоном в области $f > 10^3$ Гц аналогичны наблюдаемым на воздухе.

Адсорбция молекул ацетона существенно изменяет вид характеристик $C-V$ по сравнению с характеристиками $C-V$ на воздухе в зависимости от типа структур. В структурах с барьером Шоттки при постоянном смещении в диапазоне частот $10...10^3$ Гц проявляются явления аккумуляции, обеднения и сильной инверсии носителей заряда, которые не наблюдались на воздухе. При отрицательном напряжении на Pd адсорбция вызывает рост емкости больше чем в 10^2 раз (см. рис. 3). В режиме обогащения за счет аккумуляции дырок у поверхности растет плотность объемного заряда Q_s в полупроводнике в зависимости от поверхностного потенциала ϕ_s : $Q_s \approx \exp(e\phi_s/2kT)$ [13] и, соответственно, емкость $C \approx dQ_s/dV$. Оценив ΔQ_s по экспериментальной зависимости $C(V)$, можно определить изменение поверхностного потенциала $\Delta\phi_s$ при адсорбции. Величина $\Delta\phi_s$ существенно зависит от частоты тестового сигнала. Полученные значения $\Delta\phi_s$: 0,11 эВ; 0,15 эВ; 0,19 эВ на частотах 10^3 Гц, 10^2 Гц и 30 Гц соответственно. При положительном смещении на палладиевом электроде Pd₊ происходит уменьшение емкости, связанное с режимом обеднения основных носителей заряда (дырок). По мере увеличения V_+ наступает резкий рост C , обусловленный явлением инверсии в приповерхностном слое.

Для структур с ТОПЗ только на низкой частоте $f \approx 30$ Гц и при адсорбции ацетона вид характеристики $C-V$ приближается к высокочастотной $C(V)$, характерной для МДП-структур. При этом наблюдаются режимы аккумуляции и обеднения носителей заряда (см. рис. 2, кривая 1'). Это, очевидно, связано с ростом поверхностного заряда при адсорбции.

Заключение

Комплексные исследования частотных зависимостей емкости, добротности и вольт-фарадных характеристик структур на основе частично окисленного пористого кремния Pd-ПКО- p^+ Si-Al с барьером Шоттки и токами, ограниченными пространственным зарядом, показали, что высокочастотная проводимость обоих видов структур носит прыжковый характер. Найденная длина прыжка составляет 50...70 Å (5...7 нм). В образцах с барьером Шоттки в отличие от образцов с ТОПЗ при постоянном смещении на низких частотах наблюдаются явления аккумуляции носителей заряда и обеднения.

Совокупность полученных данных указывает на то, что малые изменения в технологии получения окисленного пористого кремния (время окисления) приводят к образованию структур с ПКО с различными вольт-амперными и вольт-емкостными свойствами, связанными с особенностями морфологии слоев. Установлено увеличение поверхностного заряда при адсорбции, соответственно, поверхностного потенциала инверсионного слоя на низких частотах.

Адсорбция полярных молекул (ацетона) вызывает рост емкости и проводимости для диодных структур,

особенно в низкочастотном диапазоне, ниже 100 Гц. При этом наблюдается существенный рост емкости (более чем 10^2 раз) при отрицательном напряжении на палладиевом электроде.

Полученные результаты указывают на возможность многопараметрового контроля газовых сред на основе комплексных измерений на постоянном токе, активной и реактивной составляющих проводимости структур Pd-ПКО- p^+ Si-Al в диапазоне частот, ниже частот релаксаций глубоких уровней.

Список литературы

1. **Биленко Д. И., Абаньшин Н. П., Галишников Ю. Н., Маркелова Г. Е., Мысенко И. Б., Хасина Е. И.** Электрофизические и оптические свойства пористого кремния // ФТП. 1983. Т. 25. С. 2090.
2. **Bilenko D., Belobrovaja O., Jarkova E., Coldobanova O., Mysenko I., Khasina E., Polyanskaya V., Melnikova T., Smirnov V., Filippova G.** In situ measurement of porous silicon and the influence of ambient gas on its properties // Sensors and Actuators. A. 2000. Vol. 79. P. 147.
3. **Аблова М. С., Заморянская М. В., Соколова В. И., Хасанов Р. И.** Особенности вольт-амперных характеристик окисленного пористого кремния // Письма в ЖТФ. 2003. Т. 29 (11). С. 41.
4. **Биленко Д. И., Белобровая О. Я., Жаркова Э. А., Мысенко И. Б., Хасина Е. И.** Влияние адсорбции на электрофизические свойства структур на основе окисленного пористого кремния // ФТП. 2002. Т. 36. С. 490.
5. **Биленко Д. И., Белобровая О. Я., Жаркова Э. А., Терин Д. В., Хасина Е. И.** Свойства структур на основе окисленного пористого кремния при воздействии освещения и газовых сред // ФТП. 2005. Т. 39. С. 834.
6. **Bilenko D., Belobrovaya O., Jarkova E., Coldobanova O., Mysenko I., Khasina E.** Sensors on low-dimensional silicon structures // Sensors and Actuators A. 1997. Vol. 62. P. 621.
7. **Биленко Д. И., Белобровая О. Я., Жаркова Э. А., Мельникова Т. Е., Мысенко И. Б., Полянская В. П., Хасина Е. И.** Сенсоры газовых сред на основе пористого кремния // Микросистемная техника. 2001. № 11. С. 14.
8. **Тутов Е. А., Андриюков А. Ю., Кашкаров В. М.** Определение структурно-фазовых параметров из измерений емкости // ЖПХ. 2000. Т. 23. С. 1071.
9. **Тутов Е. А., Бормонтов Е. Н., Кашкаров В. М., Павленко М. Н., Домашевская Э. П.** Влияние адсорбции паров воды на вольт-фарадные характеристики гетероструктур с пористым кремнием // ЖТФ. 2003. Т. 73. С. 86.
10. **Kim S. J., Lee S. H.** C-V and photoluminescence properties of alcohol vapor sensors based on porous silicon // J. Korean Phys. Soc. 2004. V. 44. P. 167.
11. **Беляков Л. В., Макарова Т. Л., Сахаров В. И., Серенков И. Т., Сресели О. М.** Состав и пористость многокомпонентных структур: пористый кремний как трехкомпонентная система // ФТП. 1998. Т. 32. С. 1122.
12. **Vikulov V. A., Strikha V. I., Skryshevsky V. A., Kilchitskaya S. S., Souyeyrand E., Martin J.-R.** Electrical features of the metal-thin porous silicon-silicon structures // J. Phys. D: Appl. Phys. 2000. Vol. 33. P. 1957.
13. **Зи С.** Физика полупроводниковых приборов. Т. 1. М.: Мир. 1984. 453 с.
14. **Балагуров Л. А., Смирнов Н. Б., Кожухова Е. А., Орлов А. Ф., Петрова Е. А., Поляков А. Я.** Характеристики контакта металл/пористый кремний // Известия АН. Сер. физ. 1994. Т. 58. № 7. С. 78.
15. **Мотт Н., Девис Э.** Электронные процессы в некристаллических веществах. Т. 1. М.: Мир, 1982. 366 с.

В. К. Смолин, канд. техн. наук, ст. науч. сотр.,
ФГУП "ФНПЦ НИИ измерительных систем
им. Ю. Е. Седакова", г. Нижний Новгород,
e-mail: niis@niis.nnov.ru

ФОРМИРОВАНИЕ ОСТРИЕВ НА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕРЖНЯХ АНОДНЫМ РАСТВОРЕНИЕМ

Рассмотрен двухстадийный процесс выполнения острия на металлических стержнях, включающий выполнение кольцевого углубления на поверхности стержня и последующее утонение его концевой части. Предложенная методика может применяться для изготовления игл туннельного микроскопа с малым радиусом закругления.

Ключевые слова: острие, металлический стержень, электролит, электрохимическая обработка, анодное растворение.

Изготовление игл со сверхмалым радиусом закругления конца для туннельной микроскопии, несмотря на простоту технической реализации [1], является процессом, требующим учета многочисленных факторов для обеспечения воспроизводимых результатов [2].

Известные процессы формирования остриев на профилированных заготовках из вольфрамовой проволоки первоначально связывались с исключением образования нескольких остриев на конце стержня или получения острия неправильной формы, обусловленных наличием трещин в торцах заготовок при механическом разделении (рубке) исходного проволоочного материала. В [3] предложено перед операцией анодного растворения проводить выжигание металла на некотором расстоянии от конца стержня в пламени горелки до образования були на конце стержня; формирование острия происходит в месте, примыкающем к углубленной части профиля заготовки, а процесс травления осуществляется до отделения от стержня нижней части (були) под действием силы тяжести.

Для некоторых металлов формирование були каплеобразной формы может быть реализовано путем нагрева в высоком вакууме конца стержня электронной бомбардировкой, при этом диаметр образующегося шарика может примерно в 1,7—4 раза превышать диаметр стержня [4].

Выполнение кольцевой канавки на цилиндрической поверхности стержня реализуется локализацией зоны съема материала при травлении в пленке электролита, которая образуется за счет сил поверхностного натяжения внутри охватывающего деталь кольцевого катода [5]. Скорость электрохимического травления лимитирована, что обусловлено разогревом пленки электролита протекающим током и ее разрушением (свободные поверхности пленки имеют теплоотвод в среду с малой теплопроводностью — воздух). Данный метод требует периодической заме-

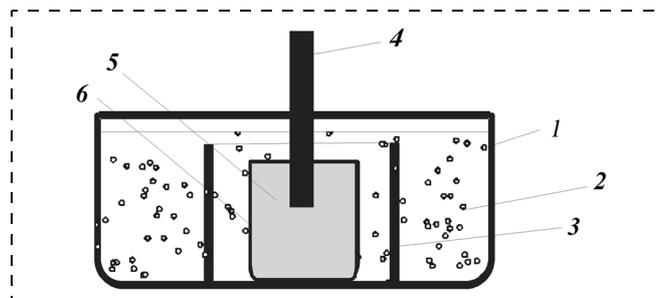


Рис. 1. Схема электрохимической обработки стержня с защитой необрабатываемого конца жидким диэлектриком:

1 — ванна; 2 — электролит; 3 — цилиндрический катод; 4 — стержень; 5 — жидкий диэлектрик; 6 — сосуд из диэлектрического материала

ны электролита и используется преимущественно для доводки уже заточенных стержней. Решением проблемы, связанной с истощением электролита, может служить следующий прием обработки, схема которого изображена на рис. 1.

В ванне с электролитом размещают сосуд из диэлектрического материала, заполненный нерастворимым в электролите тяжелым жидким диэлектриком (например, йодистым бутиленом, тетрабромэтаном) с плотностью, превышающей плотность электролита (примерно $1,6\text{--}3,3\text{ г}\cdot\text{см}^{-3}$). Способ защиты необрабатываемых поверхностей нерастворимым жидким диэлектриком деталей при электрохимических процессах был предложен в [6]. Конец стержня погружают в жидкий диэлектрик, а обработка стержня ведется в зоне, ограниченной поверхностями электролита и жидкого диэлектрика и имеющей сообщение с подпитывающим объемом электролита.

Вторая стадия процесса осуществляется анодным растворением профилированной части стержня в ванне с цилиндрическим катодом. Для защиты необрабатываемой части стержня могут быть также использованы полимерные компаунды.

Другая схема двухстадийного процесса формирования острия была предложена нами в [7]. Формирование сужающейся области осуществлялось при следующих условиях: катод, имевший форму плоского диска с отверстием в центре, размещался на поверхно-

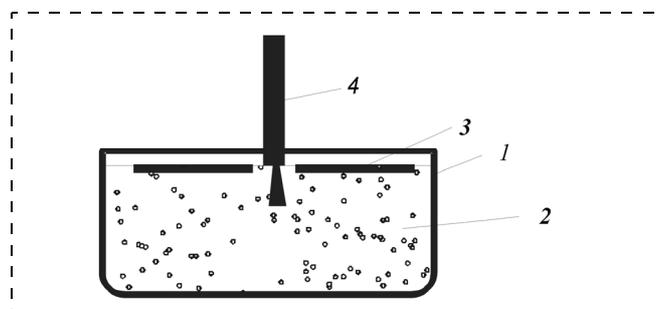


Рис. 2. Схема электрохимической обработки стержня с использованием дискового катода, расположенного на поверхности электролита:

1 — ванна; 2 — электролит; 3 — дисковый катод; 4 — стержень

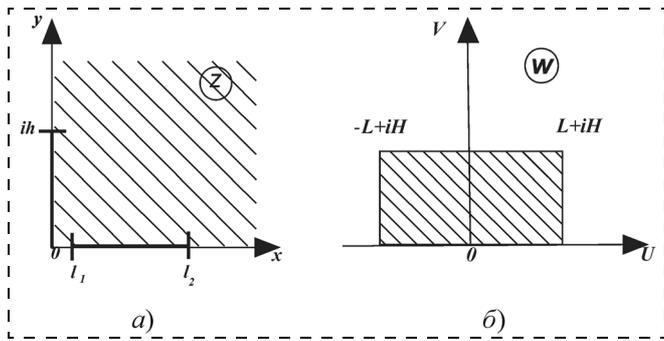


Рис. 3. Отображение первого квадранта плоскости Z на прямоугольник в плоскости W

сти электролита, создавая при этом резко неоднородное распределение электрического поля в межэлектродном промежутке (рис. 2).

Оценка формы профиля части стержня, помещенного в электролит, проводилась на основании модели, представленной на рис. 3, а. С помощью конформного преобразования типа

$$w = \frac{2L}{K} F \left(2 \left(z - \frac{l_1^2}{2} \right); \frac{l_1^2}{2l_2^2 - l_1^2} \right), \quad \frac{K'}{K} = \frac{H}{2L}$$

первый квадрант плоскости Z (рис. 3, а) отображается на прямоугольник в плоскости W (рис. 3, б) [8]. Здесь $F(z, m)$, K , K' — эллиптические интегралы первого рода; m — модуль эллиптического интеграла; l_1 — диаметр отверстия; l_2 — диаметр плоского катода; H и $2L$ — высота и длина прямоугольника в плоскости W .

Максимальная скорость анодного растворения V_{\max} соответствует началу координат в плоскости Z ; распределение скорости анодного растворения по поверхности стержня определяется формулой

$$V = V_{\max} \left\{ (1 + y^2) \left[1 + y^2 \frac{l_1^4}{(2l_2^2 - l_1^2)^2} \right] \right\}^{-1/2}$$

Здесь принято, что глубина погружения конца стержня в электролит $h = l_2$. При $l_1 = 2$ мм; $h = l_2 = 10$ мм и исходном диаметре стержня 1 мм формируемый профиль будет иметь вид, представленный на рис. 4.

Вторая стадия процесса заточки может реализоваться либо размещением плоского катода ниже конца стержня, либо обработкой в ванне с цилиндрическим катодом до отделения нижней части стержня в месте сужения под действием процесса деформации. Первый вариант выглядит предпочтительней при групповой обработке нескольких стержней одновременно, однако это требует равенства масс отделяемых фрагментов.

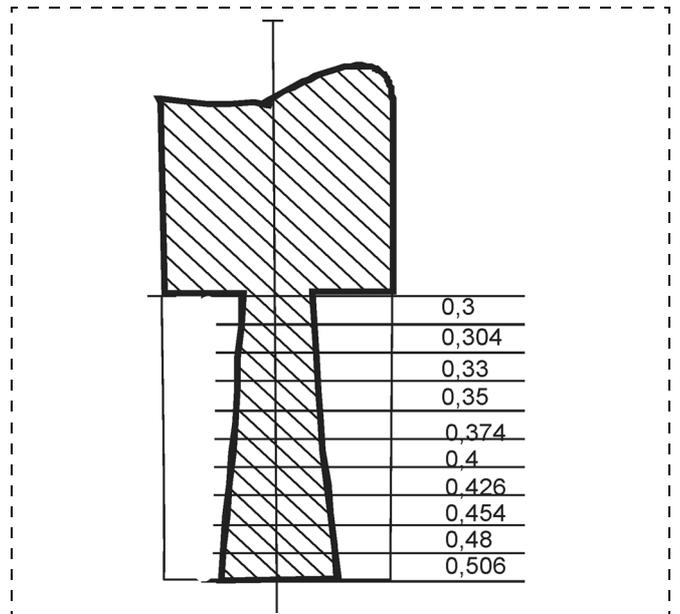


Рис. 4. Пример профиля обработанного конца стержня (указан диаметр сечения стержня с шагом 1 мм)

Рассмотренные условия обработки могут быть положены в основу эффективных процессов формирования острий с малым радиусом закругления на цилиндрических стержнях.

Список литературы

1. Соминский М. С. Полупроводники. Л.: Наука, 1967. С. 244—245.
2. Каргашев В. А., Каргашев В. В. Исследование процесса заточки иглы туннельного микроскопа // Нано- и микросистемная техника. 2008. № 4. С. 40—44.
3. Породников В. П., Глебов Б. М. Способ получения острия на металлических стержнях // А. с. СССР № 437809, БИ № 28, 1974.
4. Холлэнд Л. Нанесение материалов в вакууме // Пленочная микроэлектроника / Под ред. Л. Холлэнда. М.: Мир, 1968. С. 196—198.
5. Кулявцев С. В., Леяков Г. А., Стрибман В. Н. Способ электрохимической обработки прецизионных деталей // А. с. СССР № 663520, БИ № 19, 1979.
6. Сираж Ю. А., Шаронов В. И., Лавров А. В., Парамонов В. С. Способ защиты необрабатываемых поверхностей деталей при электрохимической обработке // А. с. СССР № 344954, БИ № 22, 1972.
7. Смолин В. К., Зобнина В. М., Уткин В. П. Способ получения острия на металлических стержнях // Заявка на изобретение № 3245407/08 (020966) от 11 февраля 1981 г.
8. Лаврик В. И., Савенков В. Н. Справочник по конформным отображениям. Киев: Наукова думка, 1970. 252 с.

Б. Ж. Джангуразов, канд. эконом. наук, ст. науч. сотр., ЗАО "МАКПОЛИМЕР", г. Москва,
Г. В. Козлов, ст. науч. сотр.,
А. К. Микитаев, д-р хим. наук, проф., зав. каф., Кабардино-Балкарский государственный университет, г. Нальчик,
 e-mail: i_dolbin@mail.ru

МУЛЬТИФРАКТАЛЬНАЯ ТРАКТОВКА ПРОЦЕССОВ СОРБЦИИ ДЛЯ НАНОКОМПОЗИТОВ ПОЛИИМИД/ОРГАНОГЛИНА

Для описания сорбции воды в нанокompозитах полиимид/органоглина использована мультифрактальная трактовка. Показано, что коэффициент сорбции зависит от коэффициентов извилистости и неподвижности цепей. Оба указанных фактора определяются характеристиками структуры нанокompозитов и молекулы (кластера молекул) пенетранта.

Ключевые слова: нанокompозит, органоглина, сорбция, вода, мультифрактальный анализ.

Как известно [1, 2], введение органоглины в полимерную матрицу приводит к существенному снижению газопроницаемости полученных таким образом нанокompозитов по сравнению с матричным полимером. Как правило, такое снижение газопроницаемости объясняется увеличением извилистости пути молекул газа-диффузанта через нанокompозит в силу наличия в нем анизотропных частиц органоглины [1, 2]. Так, относительная газопроницаемость $P_{\text{отн}}$, характеризующая снижение этого параметра для нанокompозитов по сравнению с матричным полимером, определяется следующим образом [1]:

$$P_{\text{отн}} = [1 + p\varphi_{\text{н}}/2]^{-1}, \quad (1)$$

где p — отношение сторон пластины органоглины; $\varphi_{\text{н}}$ — объемное содержание нанонаполнителя.

Примерно одинаковое отношение значений коэффициента газопроницаемости (или коэффициента селективности) для разных газов считается доводом в пользу неизменной структуры полимерной матрицы по сравнению с матричным полимером [2]. Тем не менее, не отрицая влияния наличия нанонаполнителя на так называемый коэффициент непрямолинейности, характеризующий степень извилистости пути молекулы диффузанта, следует отметить, что упомянутый коэффициент связан с характеристиками как полимера, так и молекулы диффузанта [3]. В рамках такой модели получено хорошее соответствие теории и эксперимента для случая газопроницаемости нанокompозитов полиэтилен/ Na^+ -монтмориллонит [4]. Поэтому целью настоящей работы является применение мультифрактальной модели [5] для описания сорбции воды в нанокompозитах полиимид/органоглина [6].

В качестве нанонаполнителя использован Na^+ -монтмориллонит (ММТ) со средним размером час-

тиц 50 мкм. Органически модифицированный ММТ был получен реакцией обмена ионов в воде с использованием N-[4-(4'-аминофенил)] фенил-фтальмида (ОМ-1), N-[4-(4'-аминофенокси)] фенил-фтальмида (ОМ- m) и 1-гексадецилфина (ОМ-16С). Нанокompозиты на основе полиимид (ПИ), наполненные указанными органоглинами (ПИ/ММТ-ОМ-1, ПИ-ММТ-ОМ- m и ПИ/ММТ-ОМ-16С), были приготовлены полимеризацией *in situ*, подробности проведения которой описаны в работе [6]. Содержание ММТ в исследуемых нанокompозитах составляло 1, 3 и 5 масс. %.

Механические свойства данных материалов исследованы с помощью универсального измерителя Instron-4465 при температуре 293 К и скорости деформации $\sim 1,1 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$. Образцы в форме двухсторонней лопатки были получены из пленок толщиной 0,1 мм и имели базовую длину 75 мм и ширину 4 мм [6].

Эксперименты по сорбции воды для ПИ и нанокompозитов на его основе выполнены следующим образом. Пленочные образцы сушили при температуре 378 К в течение 8 ч и затем выдерживали в воде при температуре 298 К в течение суток. Далее образцы сушили с помощью промокательной бумаги для удаления избытка воды. Коэффициент поглощения воды Q рассчитывали по формуле [6]

$$Q = \frac{W_{\text{наб}} - W_{\text{сух}}}{W_{\text{сух}}}, \quad (2)$$

где $W_{\text{наб}}$ и $W_{\text{сух}}$ — масса набухшего и сухого образца соответственно.

Как показано в работе [7], в условиях стационарной диффузии при ее продолжительности $t = \text{const}$ выполняется соотношение

$$Q \sim D, \quad (3)$$

где D — коэффициент диффузии.

Мультифрактальная трактовка [5] позволяет определить величину Q следующим образом:

$$Q = Q_{\text{м}} \alpha_{\text{м}}^{\text{дост}} D_{\text{ц}}, \quad (4)$$

где $Q_{\text{м}}$ — коэффициент поглощения воды для матричного полимера (ПИ); $\alpha_{\text{м}}^{\text{дост}}$ — объемная доля полимерной матрицы нанокompозита, доступная для диффузии воды; $D_{\text{ц}}$ — фрактальная размерность участка полимерной цепи между точками ее фиксации (узлами химической сшивки, физическими зацеплениями, кластерами и т. п.), которая характеризует уровень молекулярной подвижности в полимере.

Авторы работы [8] предложили следующее уравнение для оценки коэффициента диффузии аморфно-кристаллических полимеров:

$$D = \frac{D_{\text{ам}}}{\tau\beta}, \quad (5)$$

где $D_{\text{ам}}$ — коэффициент диффузии полностью аморфного полимера; τ — коэффициент непрямолинейности (извилистости), обусловленный сложностью путей переноса молекул диффузанта между

кристаллитами; β — так называемый коэффициент неподвижности полимерных цепей.

Прямая аналогия между наноккомпозитами и аморфно-кристаллическими полимерами заключается в том, что оба указанных класса полимерных материалов имеют области, непроницаемые для процессов переноса (нанонаполнитель и кристаллиты соответственно). Поэтому указанные процессы реализуются через полимерную матрицу и аморфную фазу соответственно. Следовательно, из сравнения соотношений (3)—(5) можно записать:

$$Q_M \sim D_{ам}; \quad (6)$$

$$\tau = \frac{1}{\alpha_M^{дост}}; \quad (7)$$

$$\beta = \frac{1}{D_{ц}}. \quad (8)$$

Таким образом, предложенная трактовка предполагает не только изменение коэффициента непрямолинейности τ вследствие введения нанонаполнителя, но и изменение структуры полимерной матрицы в силу вариации коэффициента β , зависящего от ее уровня молекулярной подвижности. Отметим, что величина Q для трех используемых в настоящей работе серий наноккомпозитов ПИ/ММТ изменяется неодинаково, что ставит под сомнение представленный в работе [2] тезис о неизменности структуры наноккомпозита при вариации содержания нанонаполнителя.

Рассмотрим методы оценки параметров, входящих в уравнение (4). Значение Q_M принимаем равным значению Q для ПИ. Как известно [9], в случае полимерных наноккомпозитов непроницаемыми для диффузии будут собственно нанонаполнитель и окружающие его частицы межфазные области с относительными долями φ_H и $\varphi_{Mф}$ соответственно. Тогда относительная доля полимерной матрицы α_M может быть оценена следующим образом:

$$\alpha_M = 1 - \varphi_H - \varphi_{Mф}. \quad (9)$$

В свою очередь, между величинами $\varphi_{Mф}$ и φ_H существуют следующие соотношения [9]:

для эсфолированной органоглины

$$\varphi_{Mф} = 1,91\varphi_H; \quad (10)$$

и для интеркалированной органоглины

$$\varphi_{Mф} = 0,955\varphi_H. \quad (11)$$

Как показали последующие оценки, уравнение (10) лучше описывает свойства наноккомпозитов ПИ/ММТ, содержащих 1 масс. % ММТ, а уравнение (11) — содержащих 3 и 5 масс. % ММТ. Доступная для диффузии воды доля полимерной матрицы наноккомпозитов $\alpha_M^{дост}$ определяется из уравнения [5]

$$\alpha_M^{дост} = \alpha_M^{д_{H_2O}}, \quad (12)$$

где d_{H_2O} — диаметр кластера воды, равный 7,8 Å (0,78 нм) [10]. Использование последней величины

обусловлено тем, что в контакте с полимером вода всегда кластеризуется [11].

Размерность $D_{ц}$ можно определить с помощью следующего уравнения [12]:

$$\frac{2}{\varphi_{кл}} = C_{\infty}^{D_{ц}}, \quad (13)$$

где $\varphi_{кл}$ — относительная доля областей локального порядка (кластеров) полимерной матрицы; C_{∞} — характеристическое отношение, которое является показателем гибкости полимерной цепи.

Для оценки параметров $\varphi_{кл}$ и C_{∞} необходимо определить фрактальную размерность структуры наноккомпозитов d_f , что можно сделать согласно уравнению [13]

$$d_f = (d - 1)(1 + \nu), \quad (14)$$

где d — размерность евклидова пространства, в котором рассматривается фрактал (очевидно, в нашем случае $d = 3$); ν — коэффициент Пуассона, оцениваемый по результатам механических испытаний с помощью соотношения [14]

$$\frac{\sigma_T}{E} = \frac{1 - 2\nu}{6(1 + \nu)}, \quad (15)$$

σ_T — предел текучести; E — модуль упругости.

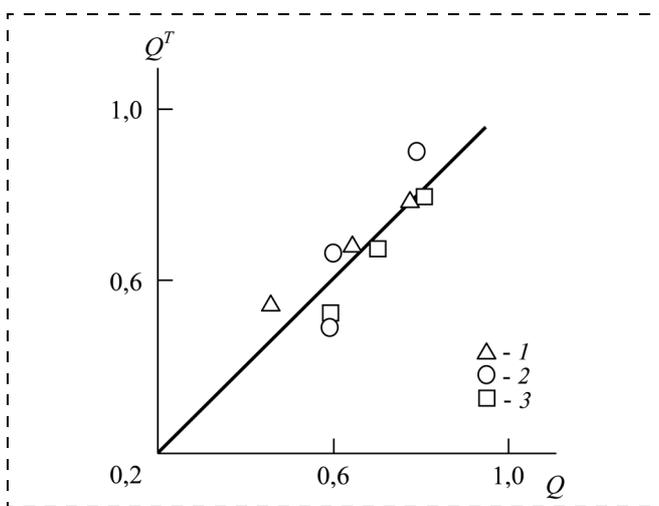
Далее можно рассчитать величину C_{∞} согласно уравнению [12]

$$C_{\infty} = \frac{2d}{d(d-1)(d-d_f)} + \frac{4}{3}. \quad (16)$$

Затем определяем величину $\varphi_{кл}$, используя следующую формулу [12]:

$$d_f = 3 - 6 \left(\frac{\varphi_{кл}}{C_{\infty} S} \right)^{1/2}, \quad (17)$$

где S — площадь поперечного сечения макромолекулы, равная для ПИ 35 Å² [15].



Сравнение экспериментальных Q и рассчитанных согласно уравнению (4) Q^T значений коэффициента поглощения воды для наноккомпозитов ПИ/ММТ-ОМ-1 (1), ПИ/ММТ-ОМ-3 (2) и ПИ/ММТ-ОМ-16С (3)

Теперь можно рассчитать коэффициент поглощения воды Q для исследуемых нанокомпозитов согласно уравнению (4). На рисунке приведено сравнение экспериментальных Q и рассчитанных согласно предложенной мультифрактальной трактовке Q^T значений коэффициента поглощения воды для трех серий нанокомпозитов на основе ПИ. Как можно видеть, получено хорошее соответствие теории и эксперимента — среднее расхождение Q^T и Q составляет менее 10 %.

Таким образом, полученные в настоящей работе результаты предполагают, что изменение коэффициента поглощения воды для нанокомпозитов полиимид/органоглина действительно связано с изменением коэффициента непрямолинейности (извилистости) по мере вариации содержания нанонаполнителя. Однако кроме этого фактора, на значение коэффициента поглощения воды оказывает влияние и изменение уровня молекулярной подвижности, что говорит в пользу изменения структуры полимерной матрицы при введении органоглина. Прямым доказательством такого изменения служит вариация фрактальной размерности структуры в пределах 2,704...2,908 для исследуемых нанокомпозитов. Мультифрактальная трактовка процесса диффузии воды в нанокомпозиты позволяет дать корректную количественную оценку коэффициента поглощения воды.

Список литературы

1. Utracki L. A., Lyngaae-Jorgensen J. Dynamic melt flow of nanocomposites based on poly- ϵ -caprolactam // Rheol. Acta. 2002. V. 41. № 3. P. 394—407.
2. Ковалева Н. Ю., Бревнов П. Н., Гринев В. Г., Кузнецов С. П., Позднякова И. В., Чвалун С. Н., Синевич Е. А., Новокшопова Л. А. Синтез нанокомпозитов на основе полиэтилена и слоистых силикатов методом интеркаляционной полимеризации // Высокомолекулярные соединения. А. 2004. Т. 46. № 6. С. 1045—1051.

3. Козлов Г. В., Заиков Г. Е., Микитаев А. К. Фрактальный анализ процесса газопереноса в полимерах. М.: Наука, 2009. 200 с.
4. Козлов Г. В., Магомедов Г. М. Газопроницаемость нанокомпозитов полиэтилен/ Na^+ -монтмориллонит // Сб. статей XI Международной науч.-практ. конф. "Современные технологии в машиностроении". Пенза: Изд. ПГУ, 2007. С. 161—164.
5. Халиков Р. М., Козлов Г. В., Буря А. И., Плещачевский Ю. М. Структурный анализ диффузии газов в полиэтиленах // Композитные материалы. 2007. Т. 1. № 1. С. 31—34.
6. Liang Z.-M., Yin J., Xu H.-J. Polyimide/montmorillonite nanocomposites based on thermally stable rigid-rod aromatic amine modifiers // Polymer. 2003. V. 44. N 4. P. 1391—1399.
7. Яновский Ю. Г., Нафадзокова Л. Х., Козлов Г. В., Заиков Г. Е. Концепция фрактального свободного объема в полимерах. Экспериментальные оценки процесса диффузии в рамках модели случайных смесей // Физическая мезомеханика. 2007. Т. 10. № 4. С. 49—52.
8. Ash R., Barrer R. M., Palmer D. G. Solubility and transport of gases in nylon and polyethylene // Polymer. 1970. V. 11. N 8. P. 421—430.
9. Маламатов А. Х., Козлов Г. В., Микитаев М. А. Механизмы упрочнения полимерных нанокомпозитов. М.: Изд-во РХТУ им. Д. И. Менделеева, 2006. 240 с.
10. Козлов Г. В., Овчаренко Е. Н., Заиков Г. Е. Фрактальная модель стойкости к растрескиванию модифицированного полиэтилена // Теоретические основы химической технологии. 2008. Т. 42. № 4. С. 453—456.
11. Браун Г. Л. Кластерообразование воды в полимерах // Вода в полимерах / Под ред. С. Роуланда. М.: Мир, 1984. С. 419—427.
12. Козлов Г. В., Новиков В. У. Кластерная модель аморфного состояния полимеров // Успехи физических наук. 2001. Т. 171. № 7. С. 717—764.
13. Баланкин А. С. Синергетика деформируемого тела. М.: Изд-во Министерства Обороны СССР, 1991. 404 с.
14. Козлов Г. В., Сандитов Д. С. Ангармонические эффекты и физико-механические свойства полимеров. Новосибирск: Наука, 1994. 261 с.
15. Aharoni S. M. Correlations between chain parameters and failure characteristics of polymers below their glass transition temperature // Macromolecules. 1985. V. 18. N 12. P. 2624—2630.

УДК 537.226.4 + 666.655

В. В. Еремкин, канд. физ.-мат. наук,
Н. А. Шах-Назарьян,
В. Г. Смотров, канд. хим. наук,
А. А. Панич, канд. техн. наук,
С. И. Шевцова, канд. физ.-мат. наук,
НКТБ "Пьезоприбор" Южного федерального
университета, e-mail: smotr@ip.rsu.ru

ОСОБЕННОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ ЭЛЕКТРОСТРИКЦИОННОЙ КЕРАМИКИ ДЛЯ НАНОПОЗИЦИОНЕРОВ

Исследовано влияние механической активации исходных оксидных смесей на степень дисперсности синтезированных порошков и микроструктуру электрострикционной керамики на основе магнониобаттитаната свинца. Показано, что уменьшение размера зерна приводит к снижению диэлектрической проницаемости, уменьшению продольной деформации, росту диэлектрического и электромеханического гистерезиса.

Ключевые слова: электрострикция, актюатор, релаксор, сегнетозлектрик, магнониобат свинца, титанат свинца, высокоэнергетический помол.

Современные потребности твердотельной электроники и высокоточного машиностроения обуславливают необходимость развития технологических процессов, позволяющих создавать сложные интегрированные структуры, элементы которых имеют размеры порядка нескольких нанометров, и обрабатывать детали с точностью выше 1 нм. Ключевым компонентом таких нанотехнологических процессов являются твердотельные исполнительные устройства, способные осуществлять высокоточные перемещения, в частности, многослойные электрострикционные керамические актюаторы (нанопозиционеры), оснащенные емкостным датчиком перемещения и системой обратной связи.

В качестве активного материала электрострикционных актюаторов, как правило, используют твердые растворы $\text{PbMg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3}\text{O}_3$ (МНС) и PbTiO_3 (ТС)

с содержанием ТС от 5 до 15 % мол., модифицированные ионами Ba^{2+} , Sr^{2+} либо La^{3+} . Твердофазный синтез МНС-ТС затруднен вследствие формирования ряда устойчивых соединений, низкой реакционной способности MgO и активного испарения PbO выше 850°C . Наиболее распространен колумбитный способ синтеза [1], основанный на применении прекурсора MgNb_2O_6 и обеспечивающий в совокупности с избытком MgO получение однофазной керамики. Помимо химического состава необходимо контролировать микроструктуру керамики, во многом определяющую ее функциональные параметры, в частности, электромеханический гистерезис, влияющий на точность позиционирования.

В настоящей работе рассматривается возможность управления размером зерна электрострикционных керамик системы МНС-ТС за счет изменения дисперсности используемого при синтезе прекурсора MgNb_2O_6 , а также исследуется влияние размера зерна на свойства керамики в слабых и сильных электрических полях. В качестве объекта исследования использованы $\text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})_{0,85}\text{Ti}_{0,15}\text{O}_3 + 1\% \text{ мас. La}_2\text{O}_3$ (МНС-15Л) и $\text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})_{0,925}\text{Ti}_{0,075}\text{O}_3$ (МНС-7.5).

На различных технологических этапах применялся помол в планетарной мельнице Planetary Mill pulverisette 5 (Fritsch GmbH) с частотой вращения 450 мин^{-1} . Размер зерна керамики на основе анализа поверхности сколов и размер частиц синтезированных порошков определялся на растровом электронном микроскопе "Сamebax-Micro" (France). Температурные зависимости диэлектрической проницаемости ϵ исследовались с помощью измерителя иммитанса (RLC) E7-20 в диапазоне частот от 25 Гц до 100 кГц. Зависимости относительной продольной деформации S_{11} и поляризации P от напряженности электрического поля E определялись при комнатной температуре на частотах 0,01 и 0,05 Гц соответственно при амплитуде измерительного поля 10 кВ/см.

Динамика фазовых превращений при синтезе МНС-15Л описана в [2, 3]. При синтезе из монооксидов (800°C , 4 ч) применение механической активации в планетарной мельнице позволяет снизить содержание примесной фазы пироклора до 9–10 % в сравнении с 37 % для неактивированной шихты. Увеличение времени активации свыше 5 ч практически не влияет на выход фазы перовскита. Полнота синтеза достигается лишь при температуре спекания. Нагрев до 1220°C приводит к однофазной кубической структуре с параметром $a = 4,032 \text{ \AA}$.

При смешении MgO и Nb_2O_5 в низкоскоростной (75 мин^{-1}) барабанной мельнице в течение 48 ч полнота синтеза MgNb_2O_6 достигается при $T = 1000^\circ\text{C}$ (4 ч). Средний раз-

мер частицы $\bar{D} = 0,67 \text{ мкм}$. Если исходная смесь подвергалась дополнительной обработке в планетарной мельнице в течение 5 (15) ч, полнота синтеза MgNb_2O_6 достигалась при 800°C (2 ч), а $\bar{D} = 0,39$ (0,31) мкм. Таким образом, применение механической активации доказало свою эффективность при твердофазном синтезе соединения, составленного из тугоплавких оксидов. Температура синтеза может быть снижена на 200°C , а средний диаметр частицы — примерно в два раза, что дает преимущества при использовании порошков в качестве прекурсоров при последующем синтезе МНС-15Л.

Синтез МНС-15Л по колумбитной схеме проводили при 800°C (4 ч). На рис. 1 приведены микрофотографии порошков, полученных с применением MgNb_2O_6 различной дисперсности. В том случае, когда порошок колумбита имеет $\bar{D} = 0,67 \text{ мкм}$, диффузия ионов в кристаллическую решетку затруднена, что приводит к появлению 2 % примеси и слабому росту первичной частицы МНС-15Л ($\bar{D} = 0,71 \text{ мкм}$) (рис. 1, а). Полученные порошки остаются агломерированными даже после длительного (48 ч) помола в барабанной мельнице. Наличие жестких связей между первичными частицами внутри агломератов можно объяснить существованием примесной фазы. Разрушение агломератов возможно лишь в планетарной мельнице, для которой характерно наличие мощного ударного воздействия на измельчаемый материал за счет высокой кинетической энергии шаров. Пятичасовая обработка приводит к полной деагломерации (рис. 1, з). Размер первичной частицы при этом уменьшается незначительно ($\bar{D} = 0,64 \text{ мкм}$).

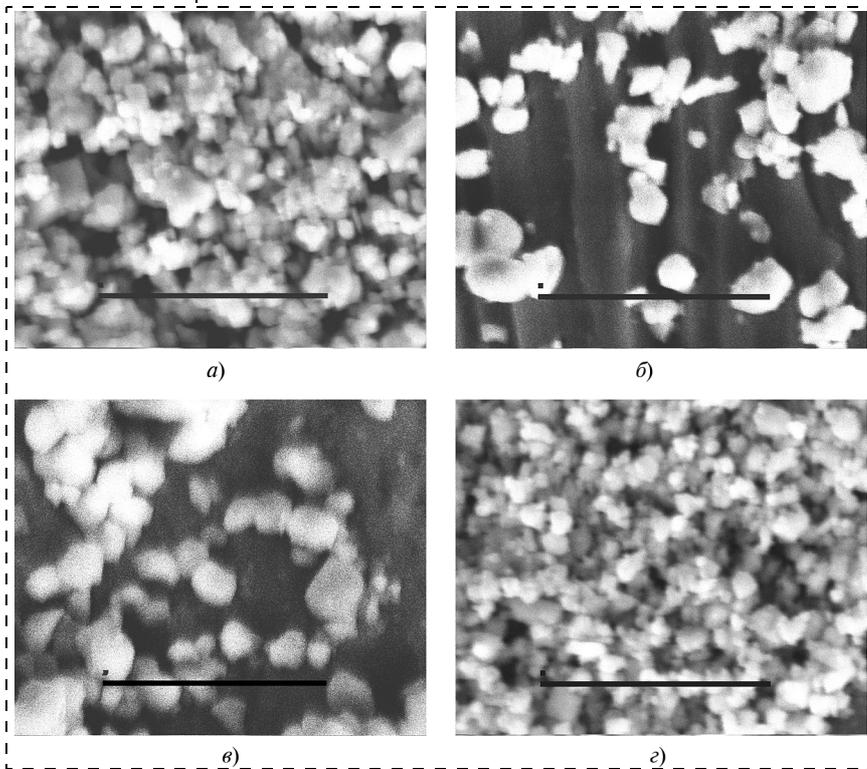


Рис. 1. Микрофотографии порошков МНС-15Л, полученных с использованием колумбита со средним размером частицы $\bar{D} = 0,67 \text{ мкм}$ (а), $0,39 \text{ мкм}$ (б), $0,31 \text{ мкм}$ (в); з — порошок (а) после обработки в планетарной мельнице в течение 5 ч. Длина маркера — 10 мкм

Образец	\bar{D}_p , мкм	\bar{D}_c , мкм	P , мкКл/см ² ($E = 10$ кВ/см)	H_{ave}^p , % ($E = 0 \div 10$ кВ/см)	S_{11} , 10 ⁻⁴ ($E = 10$ кВ/см)	H_{ave}^s , % ($E = 0 \div 10$ кВ/см)
<i>I</i>	—	1,51	12,9	8,0	3,02	11,3
<i>II</i>	1,25	2,26	16,6	5,3	6,00	3,9
<i>III</i>	1,07	2,79	17,6	5,4	6,21	3,9
<i>IV</i>	0,71	6,31	19,9	2,4	8,36	1,2
<i>V</i>	0,64	6,88	20,9	3,3	9,29	2,4
<i>VI</i>	—	7,24	19,7	2,5	8,55	2,8
<i>VII</i>	0,84	9,75	19,5	2,4	8,00	3,2

Наибольшим размером частицы ($\bar{D} = 1,07$ и $1,25$ мкм) обладают порошки, синтезированные с применением высокодисперсного колумбита ($\bar{D} = 0,39$ и $0,31$ мкм соответственно) (рис. 1, б, в). Для них также характерно отсутствие жестких агломератов. Можно предположить, что частицы колумбита выступают в качестве центров кристаллизации твердого раствора со структурой перовскита. При этом меньший размер частицы способствует облегчению диффузии ионов свинца, титана и лантана в кристаллическую решетку. Оставшаяся энергия расходуется на рост размера частиц. Действительно, согласно [4] скорость твердотельной реакции, основанной на механизме диффузии, обратно пропорциональна квадрату радиуса частицы, выступающей в качестве зародыша. Вследствие этого меньший размер частицы колумбита соответствует большему размеру частицы МНС-15Л.

Для приготовления керамики МНС-15Л использовались пять видов порошков: *I* — синтезированный по оксидной схеме, содержащий 10 % фазы пироклора; *II*, *III* и *IV* — полученные по колумбитной схеме (15, 5 и 0 ч обработки в планетарной мельнице при синтезе $MgNb_2O_6$); *V* — деагломерированный в планетарной мельнице порошок *IV*. Для них при составлении шихты вводился избыток MgO в количестве 4 % мол. Кроме того, без применения механической активации и избытка MgO по колумбитной схеме синтеза приготовлены образцы керамики МНС-15Л (*VI*) и МНС-7,5 (*VII*). Спекание проводили в атмосфере паров PbO , скорость нагрева 200 °С/ч, время выдержки при максимальной температуре 2 ч. Максимальная плотность образцов варьировалась от 97 до 99 % от теоретического значения. Средний размер частицы синтезированного порошка \bar{D}_p и средний размер зерна керамики \bar{D}_c представлены в таблице наряду со значениями P и S_{11} при $E = 10$ кВ/см, а также средней величиной диэлектрического (H_{ave}^p) и электромеханического (H_{ave}^s) гистерезиса в интервале от 0 до 10 кВ/см.

Как видно из таблицы, существует обратная зависимость размера зерна керамики от размера первичной частицы синтезированного материала. Наименьший размер зерна имеет керамика, полученная по оксидной схеме синтеза. Это связано с тем, что исходный порошок не однофазен и синтез осуществляется одновременно со спеканием. На ее поверхности отмечено образование крупных (от 5 до 20 мкм) зерен,

относящихся к структуре пироклора и связанных с потерями PbO (рис. 2).

Данные таблицы позволяют судить и о влиянии модифицирующих добавок на микроструктуру электрострикционной керамики. Наибольшим размером зерна обладает керамика *VII*, не содержащая ионов La^{3+} и приготовленная без избытка MgO . Введение La_2O_3 (*VI*) приводит к заметному уменьшению размера зерна, но не оказывает какого-либо влияния на разброс зерна по размеру. Избыток MgO в составе МНС-15Л при стандартной колумбитной схеме синтеза (*IV*) приводит к дополнительному уменьшению среднего размера зерна и некоторому увеличению среднеквадратичного отклонения размера зерна от среднего значения.

В соответствии с [5] для релаксорного сегнетоэлектрика зависимость $\epsilon(T)$ в окрестности максимума может быть описана соотношением

$$\frac{1}{\epsilon} = \frac{1}{\epsilon_m} \left(1 + \frac{(T - T_m)^2}{2\delta^2} \right),$$

где ϵ_m — значение ϵ в точке максимума; T_m — температура максимума; δ — параметр диффузности.

Полученные в результате аппроксимации экспериментальных данных зависимости T_m , ϵ_m и δ от частоты измерительного поля f представлены на рис. 3.

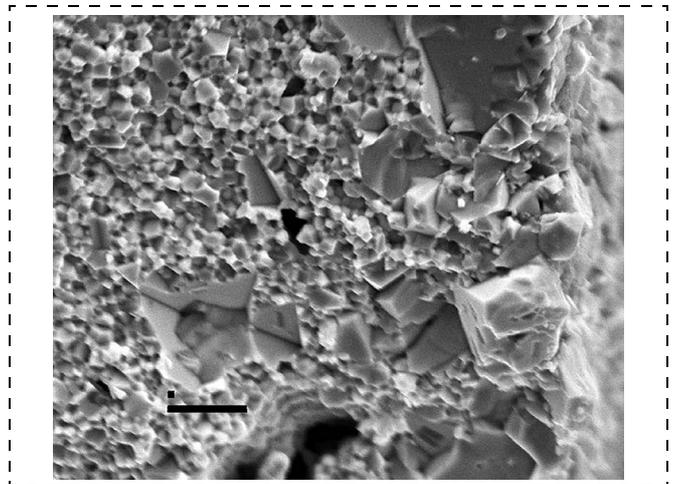


Рис. 2. Микрофотография скола керамики *I*. Длина маркера — 10 мкм

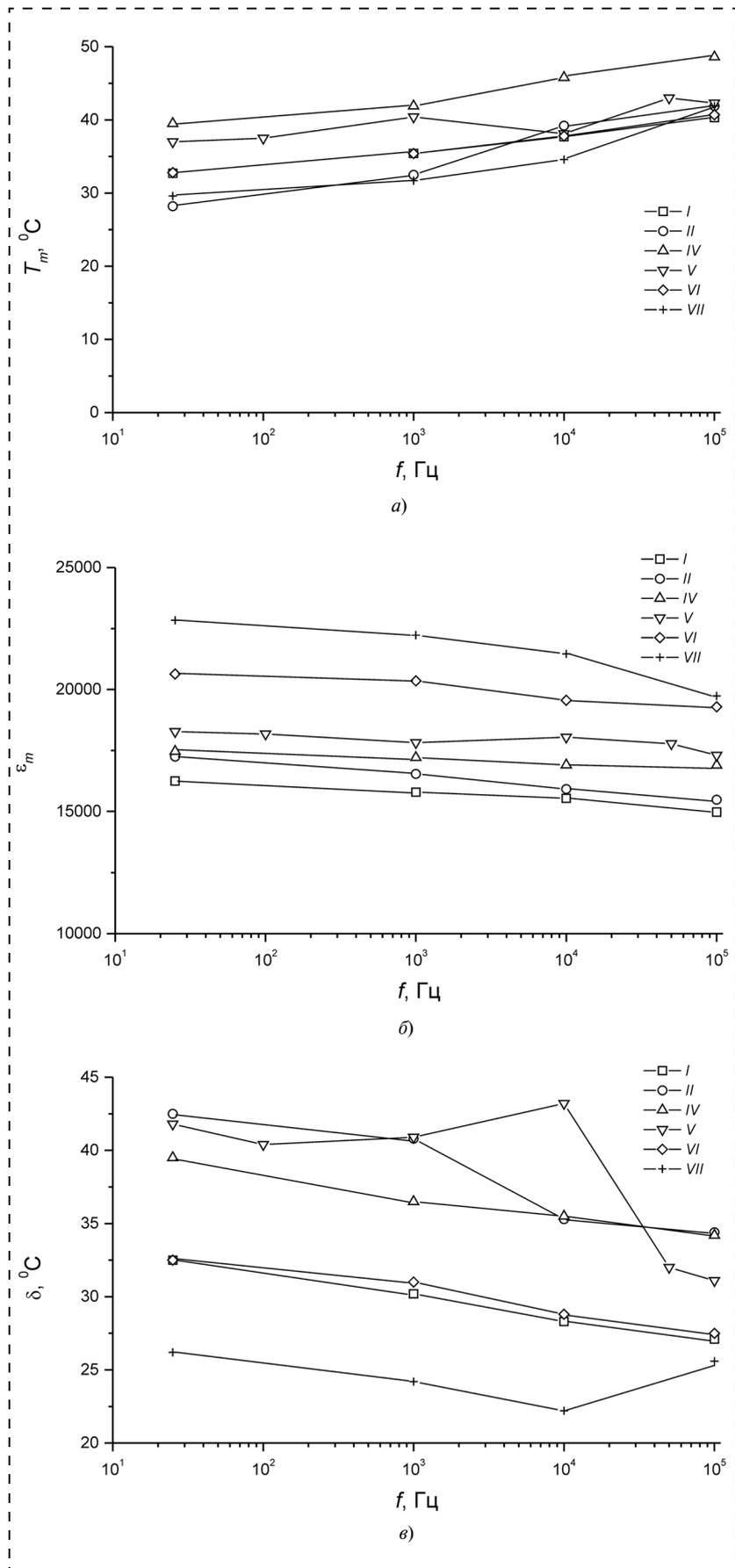


Рис. 3. Зависимость температуры максимума диэлектрической проницаемости (а), диэлектрической проницаемости в точке максимума (б) и параметра диффузности (в) керамики МНС-15Л от частоты

Измеренные в слабых электрических полях параметры T_m , ϵ_m и δ позволяют провести сравнение материалов. Величина T_m задает рабочий диапазон температур, ϵ_m определяет значения электрострикционных коэффициентов M_{ij} , связывающих относительную деформацию и напряженность электрического поля, а δ характеризует их температурную стабильность.

Характер зависимостей $T_m(f)$ для всех материалов примерно одинаков (рис. 3, а), т. е. они предназначены для использования в одном температурном диапазоне. Наименьшими значениями T_m обладает керамика МНС-7.5, наибольшими — керамика МНС-15Л, полученная по стандартной колумбитной схеме с избытком MgO, вводимым на стадии приготовления прекурсора (IV). Таким образом, избыток MgO при колумбитной схеме синтеза приводит к росту T_m . Это может быть объяснено тем, что колумбит содержит меньшее количество основного вещества, и состав твердого раствора сдвигается в сторону ТС. Действительно, зависимости $T_m(f)$ для керамики VI, полученной по колумбитной схеме без избытка MgO, и керамики I, приготовленной из монооксидов с избытком MgO, практически совпадают.

Как видно из рис. 3, б и таблицы, ϵ_m прямо пропорциональна размеру зерна керамики. Наибольшей величиной ϵ_m обладает керамика МНС-7.5. Введение La приводит к уменьшению размера зерна и, следовательно, ϵ_m . Избыток MgO приводит к последующему спаду \bar{D}_c и ϵ_m .

Наименьшим значением δ во всем диапазоне частот обладает керамика МНС-7.5 (рис. 3, в). Далее следуют керамики МНС-15Л, полученные по стандартной колумбитной схеме без избытка MgO (VI) и по оксидной схеме с избытком MgO (I), их частотные зависимости практически совпадают. Средний размер зерна указанных керамик отличается в 4,8 раза, т. е. он не оказывает заметного влияния на диффузность максимума ϵ . Введение избытка MgO на стадии приготовления прекурсора при колумбитной схеме синтеза МНС-15Л приводит к усилению влияния модифицирующей добавки лантана на степень диффузности максимума. В наибольшей степени этот эффект выражен при использовании в процессе синтеза механической активации. Дополнительное увеличение δ за счет модифицирования связывают [6] с неоднородностью состава на макроуровне в от-

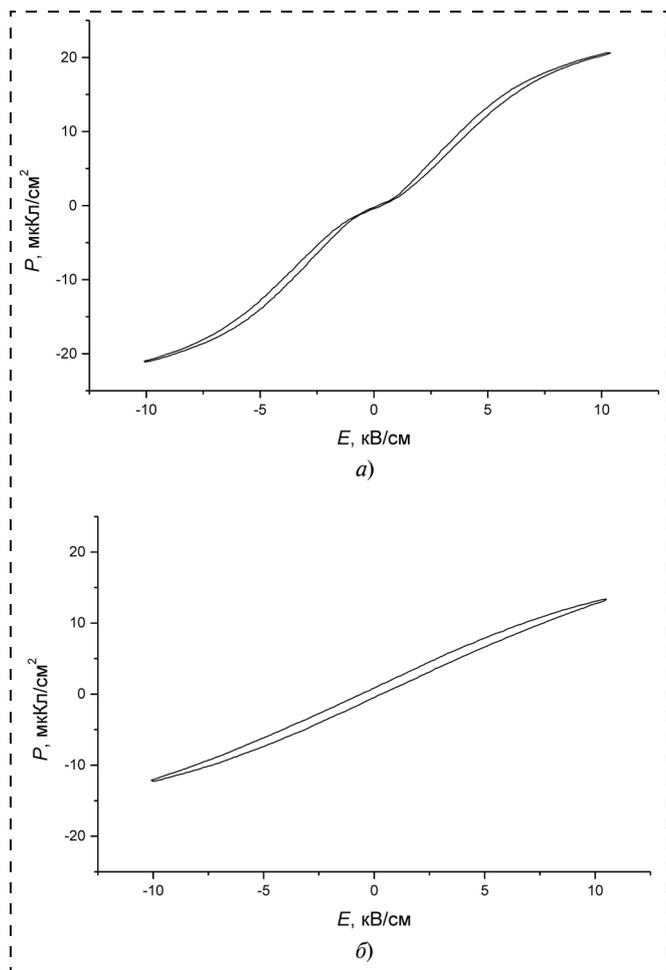


Рис. 4. Зависимость поляризации от напряженности электрического поля для керамик *V* (а) и *I* (б)

личие от микронеоднородных областей, различающихся соотношением Mg/Nb.

Несмотря на то, что при измерении в слабых полях МНС-7.5 обладает наибольшим значением ϵ , S_{11} существенно ниже, чем у керамик МНС-15Л (*IV–VI*). Из имеющихся данных нельзя утверждать, что модифицирование и размер зерна оказывают заметное влияние на электрострикционный коэффициент Q_{11} , связывающий относительную продольную деформацию S_{11} и поляризацию P . Увеличение S_{11} при $E = 10$ кВ/см для модифицированных составов *IV–VI* вызвано повышением напряженности электрического поля, при которой начинает проявляться насыщение зависимости $P(E)$. Для полученных с избытком MgO керамик *IV* и *V* отмечено вызванное эффектами старения схлопывание петли диэлектрического гистерезиса $P(E)$ в окрестности $E = 0$ (рис. 4, а), что может быть причиной дополнительного уменьшения ϵ в слабых полях. В керамиках *I–III* с малым размером зерна эффекты старения не наблюдались (рис. 4, б). При сравнимом размере зерна керамики введение лантана сопровождается уменьшением

электромеханического гистерезиса H_{ave}^S , что способствует повышению точности позиционирования актюатора; диэлектрический гистерезис H_{ave}^P при этом примерно одинаков. Для керамик $I–V$ одного химического состава просматривается прямо пропорциональная зависимость S_{11} и обратно пропорциональная зависимость H_{ave}^P , H_{ave}^S от размера зерна.

Таким образом, проведение высокоэнергетического помола на стадии приготовления прекурсора $MgNb_2O_6$ позволяет получать высокоплотную электрострикционную керамику МНС-ТС с регулируемым размером зерна. Показано, что для керамики одной химической композиции уменьшение размера зерна приводит к снижению диэлектрической проницаемости в слабых и сильных электрических полях, уменьшению электрострикционного коэффициента M_{11} , сдвигу процессов, связанных с насыщением поляризации, в область более высоких электрических полей, росту диэлектрического и электромеханического гистерезиса. Оптимальный размер зерна керамики превышает 6 мкм.

Модифицирование МНС-ТС лантаном приводит к уменьшению размера зерна керамики, снижению диэлектрической проницаемости в слабом электрическом поле при одновременном росте диффузности максимума ее температурной зависимости, способствующем повышению температурной стабильности функциональных параметров. Снижение электромеханического гистерезиса и увеличение относительной продольной деформации в сильных электрических полях дают МНС-15Л преимущества по сравнению с немодифицированной керамикой МНС-7.5 при использовании в качестве активного материала высокоточных актюаторов и гидроакустических прожекторов.

Список литературы

1. Swartz S. L., Shrout T. R. Fabrication of perovskite lead magnesium niobate // Mater. Res. Bull. 1982. V. 17. P. 1245–1250.
2. Еремкин В. В., Шилкина Л. А., Смотряков В. Г., Панич А. Е. Влияние высокоэнергетического помола на синтез и спекание керамических материалов для нанопозиционеров // Материалы межд. научно-техн. конф. "Фундаментальные проблемы радиоэлектронного приборостроения", 23–27 октября 2007 г., г. Москва. М.: МИРЭА, 2007. Ч. 1. С. 182–186.
3. Еремкин В. В., Панич А. Е., Смотряков В. Г. и др. Изучение влияния высокоэнергетического помола на технологию получения электрострикционной керамики для нанопозиционеров // Известия вузов. Химия и химическая технология. 2009. Т. 52. № 3. С. 106–109.
4. Rahaman M. N. Ceramic processing and sintering. N.-Y.: Marcel Dekker, 1995. 770 p.
5. Pilgrim S. M., Sutherland A. E., Winzer S. R. Diffuseness as a useful parameter for relaxor ceramics // J. Amer. Ceram. Soc. 1990. V. 73. N 10. P. 3122–3125.
6. Viehland D., Li J. F. Investigations of electro-strictive $Pb(Mg_{1/3}Nb_{2/3})O_3-PbTiO_3$ ceramics under high-power drive conditions: importance of compositional fluctuations on residual hysteresis // J. Appl. Phys. 2001. V. 89. N 3. P. 1826–1835.

В. Н. Штенников, канд. техн. наук, зам. нач. упр. ФГУП УЭМЗ, г. Екатеринбург, e-mail: shtennikov@uemz.ru

МЕЖДУНАРОДНЫЕ СТАНДАРТЫ IPC О ПАЯЛЬНЫХ СТЕРЖНЯХ ИЗ СТАЛИ

На основании исследований автора приведены обоснованные и уточненные рекомендации п. 3.8.6.1 международного стандарта IPC-HDBK-001 и расчетные формулы.

Ключевые слова: прибор, сборка, качество, пайка, температура.

Паяльное оборудование для контактной пайки, вероятно, еще долгое время будет востребовано для настройки и ремонта электронных приборов, в мелкосерийном и опытном производстве, при выполнении уникальных паяных соединений.

В современной технической литературе содержится информация о том, что при использовании бессвинцовых припоев изнашивание паяльных стержней происходит быстрее по следующим причинам [1–5]:

- более высокая рабочая температура;
- большее содержание олова в припое;
- худшая паяемость бессвинцовых припоев, обуславливающая применение более коррозионных флюсов.

Для проведения испытаний наконечников паяльных станций на эрозионную устойчивость в припое нами были использованы медные стержни диаметром 2 мм с железным покрытием и без него, печатные платы с металлизированными отверстиями и проволока медная луженая диаметром 0,5 мм [6, 7].

Паяльные стержни после лужения и снятия излишков припоя взвешивали и измеряли по длине.

Паяющую поверхность медных стержней лудили припоем ПОС61 с флюсом ФКСп, стержней, имеющих железное покрытие, — с кислотным флюсом ФДФС припоем ПОС61 и промывали.

Пайка проводилась при температуре холостого хода паяющего конца стержня 265...275 °С, время пайки составляло 2 с.

После выполнения нескольких сотен паек паяльные стержни, изготовленные из меди, существенно изменили форму, массу и длину. Для выполнения дальнейшей пайки требовалась заточка напильником.

У медных стержней импортного и отечественного производства, покрытых железом, форма паяющего конца не изменилась. Однако после выполнения нескольких сотен паяных соединений с флюсом ФКСп упомянутые стержни потеряли способность смачиваться припоем. Пайка при этом стала невозмож-

ной. Для периодического восстановления смачиваемости рабочей поверхности стержней их необходимо лудить припоем с применением кислотного флюса, например Ф-40, ФЦА, ЛМ-1, ФДФС.

Дополнительно были проведены исследования на стойкость к эрозии специально изготовленных паяльных стержней диаметром 0,8 мм для полуавтоматической пайки: из меди, из меди с железным покрытием толщиной 70 мкм [8].

После выполнения нескольких сотен паяных соединений медный стержень становился непригодным к работе вследствие растворения рабочего конца. Стержни с железным покрытием не меняли свою первоначальную форму, но их смачиваемость существенно ухудшалась, что также исключало возможность получения качественных паяных соединений.

Учитывая взаимосвязь проблем обеспечения заданного режима пайки и коррозионной стойкости паяльных стержней, в работах [8–9] был исследован вопрос температурной стабильности стержней паяльных станций, изготовленных из различных материалов, при контакте с паяным соединением. Установлено, что снижение температуры паяющего конца стержня тем меньше, чем больше коэффициент теплоусвоения материала, из которого он изготовлен.

Кроме того, показано, что процесс выравнивания температуры по длине паяльного стержня заканчивается тем быстрее, чем больше коэффициент теплопроводности материала, из которого он изготовлен [10–12]. Этот коэффициент у любого металла (кроме серебра и золота) значительно ниже, чем у меди.

Таким образом, замена меди в паяльных стержнях на другой материал нецелесообразна. Более перспективным является нанесение защитных покрытий на медную основу стержня.

В настоящее время отсутствуют какие-либо данные о влиянии защитного покрытия на температурную стабильность паяющего конца стержня паяльной станции при пайке.

В работе [13] установлено, что действие основной массы паяных соединений на стержень паяльного инструмента, включая пайку и лужение проводов, равнозначно воздействию теплового потока на его паяющий торец, обратно пропорционального корню квадратному из времени пайки.

Согласно работе [14] градиент температуры на поверхности полуограниченного тела в этом случае можно вычислить следующим образом:

$$\frac{\partial t}{\partial x} = \frac{\Delta t_M}{\sqrt{\pi a \tau}}, \quad (1)$$

где Δt_M — температура поверхности полуограниченного тела; a — коэффициент теплопроводности; τ — время.

Из работы [15] известно, что градиент температуры в твердом теле обратно пропорционален коэффициенту теплопроводности материала.

Для случая применения тонких защитных покрытий, когда

$$\delta_3 \ll \sqrt{a_M \tau_{\Pi}}, \quad (2)$$

получено уравнение для определения перепада температуры в защитном и медном слоях по отношению к снижению температуры паяющего конца медного стержня:

$$\frac{\Delta t_{\delta_3} - \Delta t_{\delta_M}}{\Delta t_M} = \frac{\delta}{\sqrt{\pi a_M \tau_{\Pi}}} \left(\frac{\lambda_M}{\lambda_3} - 1 \right), \quad (3)$$

где Δt_{δ_3} — перепад температуры в защитном покрытии; Δt_{δ_M} — перепад температуры в медном слое, толщиной защитного покрытия; δ_3 — толщина защитного покрытия; λ_M , λ_3 — коэффициент теплопроводности меди и материала защитного покрытия соответственно; τ_{Π} — время пайки.

Толщина защитных покрытий обычно составляет доли миллиметра, а время пайки больше 1 с, поэтому ограничение (2) при ручной контактной пайке всегда выполняется.

Согласно уравнению (3) при времени пайки 1 с и толщине покрытия 0,13 мм из стали 15, толщине покрытия из никеля 0,18 мм снижение температуры паяющего торца стержня во время пайки составит 105 % по сравнению с чисто медным стержнем на основании данных работы [14] по значениям коэффициентов теплопроводности и температуропроводности.

Как следует из выражения (3), применение рядом фирм паяльных стержней с железным покрытием до 0,3 мм вполне оправдано, так как при времени пайки 2 с это приводит к дополнительному снижению температуры только на 8 % и практически не влияет на качество сборки электронных приборов.

Лабораторные исследования показали, что расчетные значения в пределах погрешности эксперимента совпадают с экспериментальными данными при ручной и полуавтоматической пайке [8].

Вывод: на основании проведенных исследований можно предложить следующее уточнение п. 3.8.6.1 стандарта IPC-HDBK-001: "Защитное покрытие паяльного стержня уменьшает температуру пайки тем существеннее, чем меньше время пайки, меньше коэффициент теплопроводности материала защитного покрытия и чем толще это покрытие".

Список литературы

1. **Особенности** применения электронных компонентов без содержания свинца (Pb-free). Часть 1. URL: http://www.ineltek.ru/html.cgi/txt/publ/_ineltek/pb-free/1.htm
2. **Особенности** применения электронных компонентов без содержания свинца (Pb-free). Часть 2. URL: http://www.ineltek.ru/html.cgi/txt/publ/_ineltek/pb-free/2.htm
3. **Ronald C. Lasky.** Napoleon's Buttons and Lead-free Soldering. // Lead-free Electronics Magazine. 2004. November.
4. **Новотник М.** Advanced coating technologies for lead-free solders, Bill Boyd, Specialty Coating Systems, Indianapolis, IN, USA www.globalsmt.net.
5. **Новиков А.** Паяемость бессвинцовых припоев // Технологии в электронной промышленности. 2006. № 6.
6. **Протокол УЭМЗ № 655/ПН.** Проведение испытаний наконечников электрических паяльников на эрозионную устойчивость в припое. Исп. Л. Е. Медведева, В. Н. Штенников. 1979. 9 с.
7. **Коробов В. В.** Магнитоуправляемый электропаяльник // Организация производства и прогрессивная технология в приборостроении. 1984. № 5. С. 34–36.
8. **Штенников В. Н., Байдаков В. Г.** Наука и производство. Повышение качества приборов автоматики // Компоненты и технологии. 2004. № 6. С. 192–194.
9. **Штенников В. Н.** Материал для жал паяльных станций // Компоненты и технологии. 2004. № 7. С. 200–201.
10. **Штенников В. Н.** Опыт предприятия по изучению разогрева паяльных стержней после пайки // Компоненты и технологии. 2005. № 5. С. 198–199.
11. **Штенников В. Н., Байдаков В. Г.** Повышение надежности приборов и производительности оборудования для контактной пайки // Компоненты и технологии. 2004. № 7. С. 192–193.
12. **Штенников В. Н., Байдаков В. Г.** Исследования на ФГУП УЭМЗ в области контактной пайки // Сб. статей работников предприятия к 65-летию. С. 88–98.
13. **Штенников В. Н.** Зависимость снижения температуры паяющего конца стержня паяльника во время пайки от его диаметра, материала и температуры холостого хода // Организация производства и прогрессивная технология в приборостроении. 1981. № 3. С. 16–21.
14. **Пехович А. И., Жидких В. М.** Расчеты теплового режима твердых тел. Л.: Энергия, 1976. 350 с.
15. **Исаченко В. П., Осипова В. А., Сукомел А. С.** Теплопередача: учебник для вузов. — 4-е изд. М.: Энергоиздат, 1981. 456 с.

УДК 621.382.049.77

В. А. Власенко*, ст. науч. сотр.,
А. Г. Ефимов*, канд. техн. наук, нач. отдела,
Э. А. Ильичев*, д-р физ.-мат. наук, проф.,
 зам. нач. отдела,
В. Э. Немировский*, ст. науч. сотр.,
Э. А. Полторацкий*, д-р физ.-мат. наук, проф.,
 нач. отдела,
А. В. Горячев*, аспирант,
А. Ф. Попков*, д-р физ.-мат. наук, проф.,
 зам. нач. отдела,
Г. В. Фролова***, канд. техн. наук,
 ученый секретарь,
М. Л. Шупегин**, канд. техн. наук, доц.
 * ФГУП НИИ физических проблем
 им. Ф. В. Лукина, г. Москва, Зеленоград
 ** Московский институт стали и сплавов,
 Москва,
 *** Государственный Московский институт
 электронной техники, г. Зеленоград,
 e-mail: polt@niifp.ru

МИКРОЭЛЕКТРОМЕХАНИЧЕСКИЕ КОММУТАТОРЫ ДЛЯ РАДИОЧАСТОТНЫХ УСТРОЙСТВ

Впервые представляются результаты исследований микроэлектромеханических коммутаторов для RF MEMS, полученных на основе алмазоподобных углеродных пленок (АПП) посредством термического разложения полифенилметилсилоксана. Использование АПП позволяет устранить эффекты "залипания" электродов, снизить потери сигнала (до 100 дБ) и реализовать малое время переключений (~10 нс) при сверхвысоких частотах коммутируемого сигнала (до 2 ГГц — на Si и ~10 ГГц на GaAs-подложках).

Ключевые слова: фазовращатели, микроэлектромеханический переключатель, алмазоподобные углеродные пленки, плазмохимическое травление, разночастотная микроэлектромеханическая система.

Введение

В последнее время активно обсуждается [1–3] возможность использования микроэлектромеханических элементов (MEMS) и устройств на их основе в высокочастотных радиосистемах, например, в интегральных высокочастотных и радиационно-стойких схемах фазовращателей для активных фазированных антенных решеток (АФАР).

В настоящее время фазовращатели, представляющие собой перестраиваемые индуктивно-емкостные схемы, создаются, как правило, по гибридной тех-

нологии из дискретных конденсаторов и индукторов, а также переключающих элементов (ключей) в виде MESFET либо PIN-диодов. Недостатками ключей первого типа являются чрезмерно большие сопротивления каналов полевых транзисторов в режиме включения и, как результат, потеря добротности схемы. К недостаткам ключей второго типа относят недопустимо большие значения управляющих мощностей (до 10^{-2} Вт/элемент), что при типичных для АФАР массивах (от 10^4 до 10^5 элементов) приведет к необходимости рассеивания в цепях управления большой мощности — от 0,1 до 1,0 кВт. Из представленных в табл. 1 сравнительных характеристик СВЧ коммутаторов (по результатам литературного обзора в [4]), выполненных на основе различной элементной базы, следует, что по ряду важных выходных параметров, характеризующих их качество, MEMS-переключатели наиболее предпочтительны.

Однако при изготовлении даже дискретных конструкций микроэлектромеханических переключателей и перестраиваемых конденсаторов возникает ряд трудностей, значительно влияющих на надежность и продолжительность их устойчивой работы. В частности, возникают технологические проблемы, проявляющиеся в эффекте "залипания" электродов переключателей [5]. Трудности значительно усугубляются при интегрировании микроэлектронных и микроэлектромеханических фрагментов (узлов) в однокристальную схему. Например, при формировании монолитных микроэлектронных схем с интегрированными на кристалле микроэлектромеханическими переключателями возникают проблемы селективного травления подвижных элементов, выполняемых, как правило, из мультислойных пленочных структур $\text{SiO}_2/\text{Si}_3\text{N}_4/\text{Me}$, на пассивированной теми же диэлектриками кристаллической подложке. Это вынуждает использовать гибридный способ интеграции на плате кристаллов с микроэлектромеханической и микроэлектронной схемами, полученными при использо-

Таблица 1

Таблица сравнительных параметров различных переключателей

Параметр	MESFET-ключ	PIN-диод	MEMS-ключ
Последовательное сопротивление	5–10	~1	<0,5
Потери на частоте 1 ГГц, дБ	0,5–1,0	0,5–1,0	0,1
Развязка на частоте 1 ГГц, дБ	20–40	40	>40
Точка компрессии усиления по уровню, 1 дБ, дБ/мВт	20–35	25–30	>33
Габаритные размеры, мм ²	1–5	0,1	<0,1
Время переключения, нс	~1	~1	~1
Управляющее напряжение, В	5–8	3–5	5–30
Ток срабатывания	<10 мкА	~10 мА	<10 мкА

вании различных технологий. Для ряда функциональных устройств подход, связанный с гибридной интеграцией, вполне приемлем и коммерчески даже более привлекателен. Однако в некоторых случаях, например в радиочастотных применениях (RF MEMS), необходимость работы с малыми сигналами сверхвысокой частоты делает предпочтительной реализацию интегральных однокристалльных схем.

Теоретический анализ

В настоящей работе представляются результаты разработки и экспериментальных исследований MEMS-переключателей балочного и мостового типов, полученных в рамках технологического маршрута, способного интегрировать базовые процессы MEMS-технологии (газофазное осаждение [6] и плазмохимическое травление [7] алмазоподобной пленки) и групповые микроэлектронные технологии. В табл. 2 представлены результаты расчетов (получены нами с использованием подходов, развитых в [5]) сравнительных характеристик MEMS-переключателей с подвижными элементами (балками и мостами) как на основе монокристаллического кремния, так и на основе углеродных аморфных алмазоподобных пленок (АПП).

В случае кремниевой основы для балок и мостов, вне зависимости от геометрии устройств, технологические проблемы связаны с изоляцией расположенных на подвижных балках управляющих электродов и электрических шин, от перемычек и проводящих электродов сигнальной цепи. Это приводит к вынужденному использованию напряженных мультислойных конструкций для балок и мостов.

Таблица 2

Расчетные характеристики MEMS-переключателей

Материал и геометрические параметры (*)	Резонансная частота, Гц	Ширина частотной полосы, Гц	Добротность	Управляющие напряжения, В
Балочная конструкция MEMS				
Кремний: $L \sim 234$ мкм, $d \sim 40$ мкм, $t \sim 1$ мкм	47 407	225	225	8
АПП: $L \sim 234$ мкм, $d \sim 40$ мкм, $t \sim 1$ мкм	89 053	390	248	13
Мостовая конструкция MEMS				
Кремний: $L \sim 437$ мкм, $d \sim 40$ мкм, $t \sim 1$ мкм	78 228	242	324	6
АПП: $L \sim 437$ мкм, $d \sim 40$ мкм, $t \sim 1$ мкм	149 792	427	350	7
(*) — L — длина балки (моста); d — ширина балки (моста); t — толщина балки (моста).				

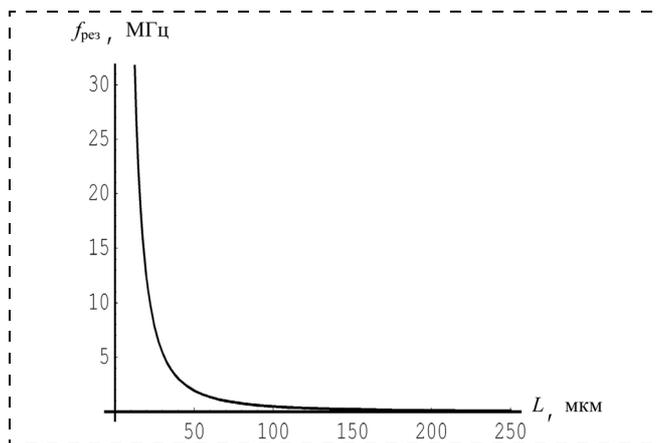


Рис. 1. Зависимость резонансной частоты $f_{рез}$ балочного микроэлектромеханического резонатора от длины балки L

В результате из-за исходной деформации балок и мостов (в силу несоответствия температурных коэффициентов расширения кремния, диэлектриков и металлов) значительно усложняется технология изготовления микроэлектромеханических переключающих устройств в целом. Более того, в случае использования при формировании MEMS-переключателей мембран на основе мультислойных структур $SiO_2/Si_3N_4/Me$ следует ожидать значительного уменьшения их резонансных частот и ухудшения добротности вследствие несравнимо худших, нежели у кремния, упругих свойств указанных диэлектриков.

Предлагаемый нами вариант выполнения подвижных элементов (балок, мостов и мембран) MEMS-коммутаторов на основе высокоомных АПП привлекателен как в силу их химической стойкости к используемым химическим реагентам, так и в силу высокого значения модуля упругости у этих пленок. Более того, температура осаждения АПП на поверхность приборной структуры столь низка (не более $120^\circ C$), что позволяет осуществить однокристалльную интеграцию MEMS-элементов и радиочастотной электронной схемы.

Представленные на рис. 1—4 результаты расчетов резонансных и управляющих характеристик для подвижных элементов MEMS-переключателей балочной и мостовой конструкций, выполненных на

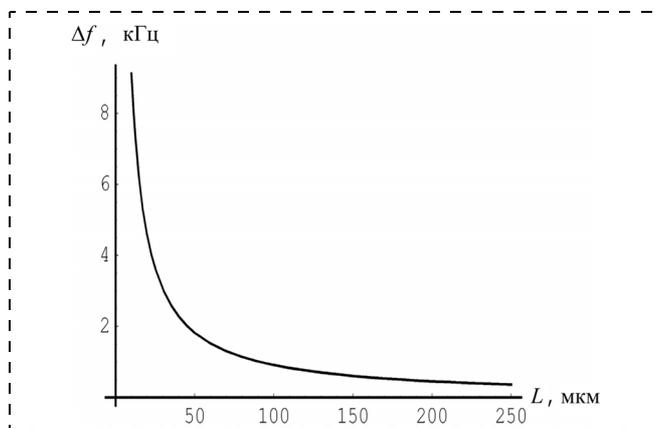


Рис. 2. Зависимость ширины пика Δf резонансной кривой от длины балки L

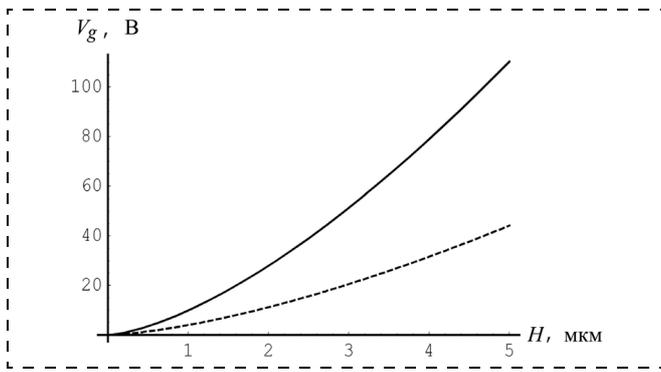


Рис. 3. Зависимость рабочих напряжений V_p микроэлектромеханических переключателей на основе АПП от межэлектродного зазора H : сплошная кривая — для площади контакта $S_1 = 20 \times 40$ мкм²; штриховая кривая — для площади контакта $S_2 = 50 \times 100$ мкм²

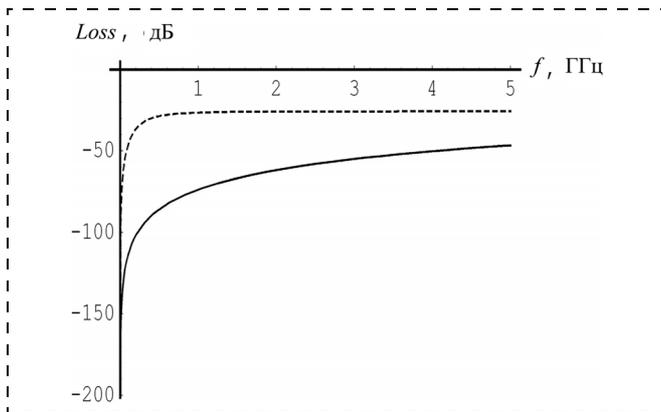


Рис. 4. Характеристики потерь $Loss$ высокочастотного сигнала в микроэлектромеханических переключателях на основе АПП: штриховая кривая — открытое состояние переключателя; сплошная кривая — закрытое состояние переключателя

основе высокоомных АПП, показывают потенциальную привлекательность их радиочастотных применений. В частности, из результатов расчетов, представленных на рис. 1 и 2, следует возможность скоростного управления MEMS-элементами (при размерах подвижных элементов ~ 10 мкм характерное время переключений управляющих сигналов $\sim 10^{-8}$ с при отношении $\Delta f/f < 0,1$ %). Расчетный график зависимости переключаящих напряжений (V_g) от зазора между управляющими электродами (H), коэффициента жесткости (K) и геометрии переключаяющего узла, представленный на рис. 3 для балочного MEMS-переключателя на основе АПП, получен с использованием соотношения $V_g = [(8KH^3)/(27S\epsilon_0)]^{0,5}$. Результаты получены при межэлектродном зазоре $\sim 1,5$ мкм и площади управляющих электродов $S = 5,6 \cdot 10^{-10}$ м².

Ожидаемая частотная зависимость потерь для СВЧ сигнала в коммутирующем MEMS-переключателе на основе АПП демонстрируется результатами расчетов, представленными на рис. 4, полученными с использованием соотношения

$$L = 20 \lg |1 - |Z_1 - Z_0| / |Z_1 + Z_0||$$

при нагрузке $Z_0 = 50$ Ом и сопротивлении переключаяющего узла $Z_1 \sim 0,5$ Ом.

Технология и эксперимент

При формировании подвижных элементов микроэлектромеханических переключателей использована технология плазмохимического осаждения АПП и последующего ее плазмохимического травления по заданному рисунку. Для "вывешивания" консолей, балок и мостов использована технология "жертвенного" слоя. Основные процедуры технологии "жертвенного" слоя — плазмохимическое осаждение "толстого" слоя оксида кремния и последующее селективное, локальное его удаление по заданному рисунку.

Использование толстого ($\sim 1,5$ мкм) "жертвенного" слоя из оксида кремния позволило "вывесить" подвижные элементы микроэлектромеханических переключателей, микромеханических резонаторов и перестраиваемых конденсаторов. Балки, мосты и мембраны MEMS-устройств были нами сформированы на основе высокоомных АПП с удельным сопротивлением $\sim 10^8$ Ом·см, модулем упругости $\sim 8,5 \cdot 10^{11}$ Па и плотностью $\sim 3,5 \cdot 10^3$ кг/м³. АПП получены посредством термического разложения полифенилметилсилоксана $[(CH_3)_3SiO(CH_3C_6H_5SiO)_3Si(CH_3)_3]$ и последующего осаждения продуктов реакции на нагретую до $70...120$ °С поверхность приборной структуры, основой которой являлся пассивированная диэлектриком (SiO_2/Si_3N_4) кремниевая монокристаллическая подложка. Селективное газофазное плазмохимическое травление (ПХТ) алмазоподобных углеродных пленок (формирование балок, мостов и мембран) проводилось в атмосфере смеси из аргона, кислорода и элегаза с использованием маски из алюминия либо никеля. С использованием перечисленных базовых MEMS-технологий, интегрированных в кремниевый приборный маршрут, изготовлены двоярные переключатели (полная релейная пара), подвижные элементы которых "вывешивались" относительно кремниевой подложки на высоте $0,5—1,2$ мкм.

В настоящей работе экспериментально изучены частотные и управляющие характеристики MEMS-переключателей и влияние на них остаточных упругих напряжений. Предложены и экспериментально проверены возможности компенсации упругих напряжений в мультипленочных конструкциях (Au/Cr/АПП) балок и мостов посредством выполнения коммутирующих перемычек в виде овальной формы колец, подвижных элементов в виде меандра, а несущих конструкций — в форме гофры. В процессе экспериментальных исследований изучены сравнительные потери СВЧ мощности в материале балок и мостов из АПП и в подложечном материале (Si и GaAs) в полосе частот $1,5—2$ ГГц и $5—7$ ГГц.

Результаты и их обсуждение

Внешний вид изготовленных и исследованных двоярных MEMS-переключателей на основе АПП и их типичные экспериментальные характеристики представлены на рис. 5 и в табл. 3. В частности, на рис. 5 представлены РЭМ-изображения двоярных MEMS-переключателей различных конструкций. Площадь активной части переключаяющего элемента составляет

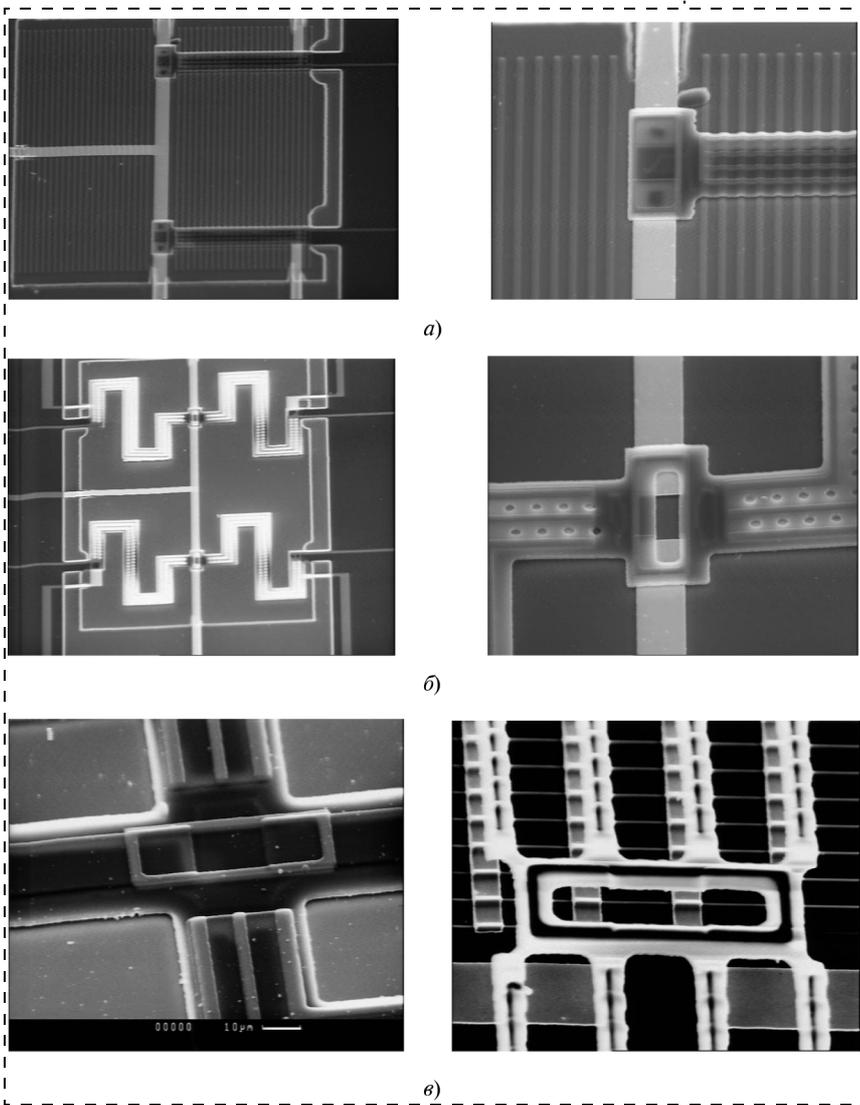


Рис. 5. РЭМ-изображения конструкций (а, б) и коммутирующих узлов (в) MEMS-переключателей на основе АПП

$\sim 500 \times 500 \text{ мкм}^2$, толщина балок (мостов) $\sim 1 \text{ мкм}$, ширина балок (мостов) $\sim 40 \text{ мкм}$, длина балки $\sim 234 \text{ мкм}$, длина моста $\sim 437 \text{ мкм}$. Электроды управления, шины питания и сигнальные шины выполнены на основе Cr/Au/Cr (толщины $0,02 \text{ мкм}/0,5 \text{ мкм}/0,02 \text{ мкм}$ соответственно). Электрод подвижной перемычки в целях исключения возможности его коробления и улучшения его плоскостности выполнен в форме овального кольца также на основе Cr/Au/Cr.

Как показали исследования, расчетные (см. табл. 2) и экспериментальные (см. табл. 3) значения резонансных характеристик MEMS-переключателей с подвижными элементами на основе АПП достаточно близки. Однако регистрируемые значения добротности все же уступают расчетным значениям. Дополнительные исследования показали, что это обусловлено "утечками" по неудачно использованному в настоящей работе адгезионному покрытию на основе хрома "островковой" топологии. Необходимость в использовании адгезионного слоя была обусловлена неудовлетворительным качеством адгезии углеродного аморфного алмазоподобного слоя к управляющим и силовым шинам на основе золота.

Обсуждаемые MEMS-переключатели испытаны нами в качестве амплитудного модулятора радиочастотного сигнала и антенного переключателя для СВЧ применений. Сдвоенный MEMS-переключатель был интегрирован (рис. 6, а, см. третью сторону обложки) в плату схемы СВЧ генератора с несущей частотой $\sim 1,5 \text{ ГГц}$, частотная характеристика которой представлена на рис. 6, б (см. третью сторону обложки). В качестве частоты управления MEMS-переключателем нами из прикладных соображений была выбрана частота в 15 кГц .

Испытания на "отказ" проводились в режиме коммутаций постоянного тока 1 мА , с частотой переключений 15 кГц . Число циклов переключений "на отказ" в коммутаторах с гальванической связью составило $\sim 10^8$. Исследования динамики разрушений показали, что указанный ресурс определяется деградационными процессами в подвижной перемычке вследствие электрических микроразрядов (в моменты коммутирования шин) в промежутке перемычка — сигнальная шина. В случаях коммутирования микроэлектромеханическим переключателем на основе АПП высокочастотного сигнала $\sim 100 \text{ мкВ}$ существенных деградационных изменений не наблюдалось вплоть до $\sim 10^9$ циклов переключений.

Результаты исследований, выполненные для разработки высокодобротных интегральных схем фазовращателей, показали, что на подложках из монокристаллического кремния либо SOI использование MEMS-переключателей с подвижными элементами на основе АПП эффективно в области частот вплоть до $1,5\text{—}2,0 \text{ ГГц}$. Этому способствует высокое значение модуля

Таблица 3

Экспериментальные характеристики MEMS-переключателей на основе АПП

Материал, геометрические параметры	Резонансная частота, кГц	Рабочая частота переключения, кГц	Добротность	Управляющие напряжения, В
Балочная конструкция MEMS				
АПП: $L \sim 234 \text{ мкм}$, $d \sim 40 \text{ мкм}$, $t \sim 1 \text{ мкм}$	~ 100	~ 15	~ 140	35—40
Мостовая конструкция MEMS				
АПП: $L \sim 437 \text{ мкм}$, $d \sim 40 \text{ мкм}$, $t \sim 1 \text{ мкм}$	~ 150	~ 15	~ 90	23—25

упругости аморфных алмазоподобных пленок. Кроме того, полностью исключается возможность "залипания" электродов, часто наблюдаемых в MEMS-переключателях на основе традиционных мультислойных диэлектрических структур. С высоким значением модуля упругости связаны и более высокие резонансные частоты, что позволяет существенно повысить частоты переключений СВЧ сигнала. Химическая стойкость АПП по сравнению с аналогами [8] и низкие температуры осаждения пленки существенно упрощают технологический маршрут изготовления MEMS-переключателей на основе АПП и интегральных однокристалльных схем фазовращателей.

Экспериментальные исследования потерь СВЧ мощности в частотном диапазоне 5–7 ГГц были выполнены с использованием тестовых элементов из АПП на подложках из арсенида галлия и поликора. Они показали, что в случае использования таких подложек применение АПП в RF MEMS допускает возможность расширения рабочих частот до ~10 ГГц.

Заключение

Исследования микроэлектромеханических переключателей с подвижными элементами на основе АПП показали эффективность их использования в радиочастотных применениях. Низкие температуры осаждения алмазоподобных пленок и их химическая инертность допускают интеграцию MEMS-элементов в однокристалльные радиочастотные схемы. Большие значения модуля упругости в сочетании с высокой прочностью и высокоомностью алмазоподобных углеродных пленок позволяют избежать эффектов "залипания" и реализовать высокие добротности СВЧ схем на их основе. Экспериментально показано, что при использовании подложек на основе монокристаллического кремния либо кремния на изоляторе (SOI) надежно реализуется работа мик-

роэлектромеханических схем в диапазоне частот вплоть до 1,5–2 ГГц. Исследования потерь СВЧ мощности в АПП на тестовых элементах показали, что в случае использования подложек из поликора либо арсенида галлия в RF MEMS возможно расширение рабочих частот до ~10 ГГц.

Выражаем благодарность М. Д. Малинковичу и С. Н. Беляеву за существенный вклад в выполнение настоящей работы.

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки России — Лот 2005-ИИ-22.3/002, госконтракт № 02.447.11.2004.

Список литературы

1. Yao J. J. RF MEMS from a device perspective // J. of Micromechanics and Microengineering: Structures, Devices and Systems. 2000. Vol. 10. P. R9–R38.
2. Goldsmith C., Lin T. H., Powers B., Wu W. R. and Norvell B. Micromechanical membrane switches for microwave applications // Tech. Digest of IEEE Microwave Theory and Techniques Symp. 1995. P. 91–94.
3. Reber G. M. RF MEMS Theory, Design and Technology. Wiley, 2003.
4. Pacheco S. P., Katehi L. P. B. and Nguyen C. T. C. Design of Low Actuation Voltage RF MEMS Switch // IEEE MTT-S International Microwave Symposium Digest. 2000. Vol. 1. P. 165–168.
5. Varadan V. K., Vinoy K. J., Jose K. A. MEMS switch design, modeling and evaluation. // RF MEMS and their applications. John Wiley and Sons Ltd, 2003. P. 162–178.
6. Dorfman V. F., Pypkin B. N. Amorphous solid systems: diamond-like carbon, carbides, films and multilayer structures // Surf. And Coat. Technol. 1991. Vol. 48. P. 193–198.
7. Shaw K. W., Zhang Z. E., MacDonald N. C. SCREAM: a single mask, single-crystal silicon, reactive ion etching process for microelectromechanical structures // Sensors and Actuators A: Physical. 1994. Vol. 40. P. 63–70.
8. Campbell T. MEMS switch technology approaches the ideal switch // Journal of Applied Microwave and Wireless. 2001. Vol. 13. N 5. P. 100–107.

УДК 531.787.084.2:629.735

Е. М. Белозубов¹, канд. техн. наук,

Н. Е. Белозубова¹,

В. А. Васильев², д-р техн. наук, проф.,

¹ ОАО "НИИ физических измерений", г. Пенза,

² Пензенский государственный университет

ТОНКОПЛЕНОЧНЫЕ ТЕНЗОРЕЗИСТОРНЫЕ МИКРОЭЛЕКТРОМЕХАНИЧЕСКИЕ СИСТЕМЫ С ИДЕНТИЧНЫМИ ТЕНЗОЭЛЕМЕНТАМИ

Рассмотрены тонкопленочные тензорезисторные микроэлектромеханические системы (ТТМЭМС) с идентичными тензоэлементами. Определены оптимальные соотношения элементов в различных вариантах таких ТТМЭМС в условиях воздействия нестационарных температур.

Ключевые слова: тонкопленочные тензорезисторные МЭМС (ТТМЭМС), идентичные тензоэлементы, нестационарная температура.

Тонкопленочные тензорезисторные микроэлектромеханические системы (ТТМЭМС) с идентичными тензоэлементами вследствие возможности оптимального размещения тензорезисторов на упругом элементе имеют существенные преимущества по сравнению с традиционно построенными ТТМЭМС. [1]. Руководствуясь классификацией, предложенной в работе [1], рассмотрим особенности конкретных реализаций ТТМЭМС, созданных с использованием метода идентичных тензоэлементов. Сущность метода заключается в выполнении тензорезисторов в виде равномерно распределенных идентичных тензоэлементов, соединенных низкоомными перемычками, и размещении тензоэлементов в зонах одинаковых температур на упругом элементе.

ТТМЭМС с идентичными тензоэлементами в виде квадратов

ТТМЭМС с идентичными тензоэлементами в виде квадратов, изображенная на рис. 1, содержит вакуумированный корпус 1, упругий элемент в виде круглой жесткозашемленной мембраны 2, выполненной за одно целое с основанием 3, на которой расположены соединенные в мостовую схему окружные 4 и радиальные 5 тензорезисторы. Они выполнены в виде соединенных низкоомными перемычками 6 и равномерно размещенных по периферии мембраны идентичных тензоэлементов 7. Каждый из них касается двумя вершинами 8 (рис. 1, б) границы 9 мембраны. Диэлектрик 10 выполнен в виде тонкопленочной структуры Cr—SiO—SiO₂, тензоэлементы 7 — в виде структуры X20H75Ю, перемычки 6 — в виде структуры V—Au. Выводные проводники 10 и гермовыводы 11 обеспечивают связь с надсистемой [2].

При воздействии давления тензоэлемент окружного тензорезистора (рис. 1, б, выноска I) подвергается воздействию растягивающих тангенциальных деформаций ϵ_r , направленных вдоль длины резистора, и сжимающих радиальных деформаций ϵ_r , направленных перпендикулярно длине резистора. Вследствие воздействия таких деформаций сопротивление тензоэлемента окружного тензорезистора увеличивается. В результате воздействия растягивающих тангенциальных деформаций ϵ_r , направленных перпендикулярно длине резистора, и сжимающих радиальных деформаций, направленных вдоль длины резистора (выноска II), сопротивление тензоэлемента радиального тензорезистора уменьшается. Увеличение сопротивлений окружных резисторов и уменьшение радиальных резисторов преобразуется мостовой схемой в электрический сигнал.

В связи с тем что тензоэлементы идентичны и находятся на периферии мембраны на одинаковом

расстоянии от ее центра, несмотря на нестационарный характер изменения температуры T_i на планарной стороне мембраны, температура тензоэлементов окружных и радиальных тензорезисторов (рис. 1, в, з), изменяясь, со временем будет одинакова в каждый момент времени. Одинаковая температура радиальных и окружных тензорезисторов в каждый момент времени вызывает одинаковые изменения сопротивлений тензорезисторов, которые вследствие включения тензорезисторов в мостовую схему взаимно компенсируются.

Так как радиальные деформации будут равны 0 при $r_{i0} = r^{-2}\sqrt{3}$ [3], то в целях обеспечения нахождения резистивных квадратов в зоне максимального воздействия радиальных деформаций размер стороны квадрата должен быть меньше $0,5(r - r^{-2}\sqrt{3}) = 0,21r$, т. е. $a \leq 0,21r$. Это приводит к повышению чувствительности ТТМЭМС к измеряемому давлению, а следовательно, к уменьшению влияния нестационарной температуры [2]. Кроме того, повышение чувствительности делает возможным увеличение перегрузочной способности датчика (при неизменном выходном сигнале).

Вследствие того что окружные и радиальные тензорезисторы выполнены в виде последовательно соединенных низкоомными перемычками и равномерно размещенных по периферии мембраны идентичных квадратов, а также в связи с одинаковым числом резистивных квадратов, мощность, выделяемая в каждом резистивном квадрате от напряжения питания, будет одинакова и также будет одинакова температура перегрева относительно опорного основания каждого резистивного квадрата. Причем, так как все резистивные квадраты непосредственно примыкают к опорному основанию, условия отвода теплоты от разогрева резистивных квадратов полностью иден-

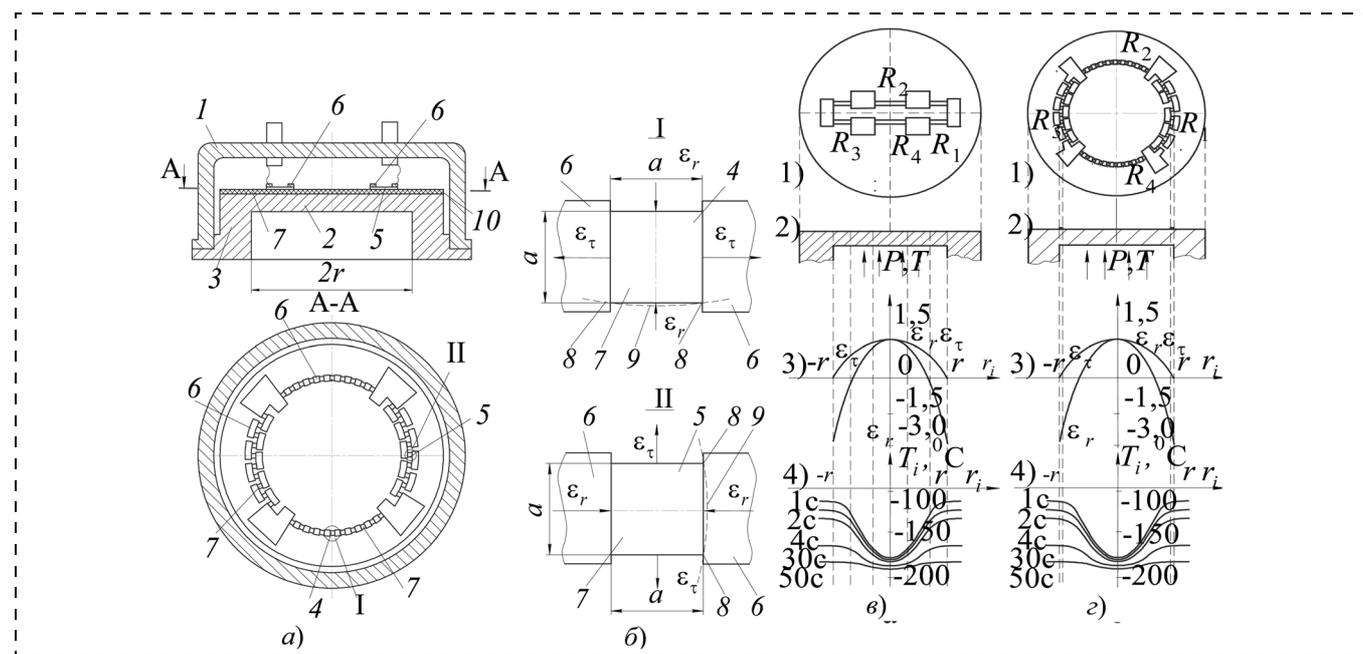


Рис. 1. ТТМЭМС с идентичными тензоэлементами в виде квадратов (а, б) и распределение тензорезисторов (в, з), деформаций от давления (ϵ_r , ϵ_r), температур (T_i) в ТТМЭМС первого поколения (а) и в ТТМЭМС с идентичными тензоэлементами (б)

тичны, что благоприятно сказывается на стабильности характеристик тензорезисторов при воздействии нестационарных и стационарных температур.

Определим минимально допустимый размер стороны резистивного квадрата исходя из необходимости максимального повышения чувствительности к измеряемому давлению для уменьшения влияния нестационарной температуры. Максимальная мощность, рассеиваемая тонкопленочным тензорезистором, равна $P_{\max} = nP_{\text{уд}}S$, где n — число тензоэлементов в тензорезисторе; $P_{\text{д}}$ — максимально допустимая поверхностная рассеиваемая мощность; S — площадь тензоэлемента.

Учитывая, что площадь квадрата $S = a^2$, и проведя необходимые преобразования, получим, что размер стороны каждого квадрата должен быть определен по соотношению $a = \sqrt{\frac{P_{\max}}{nP_{\text{уд}}}}$. Зависимость чув-

ствительности U к давлению и погрешности от нестационарной температуры δ от отношения a/r приведена на рис. 2.

Из рис. 2 видно, что максимум чувствительности и минимум погрешности непосредственно примыкают к зоне допустимой рассеиваемой мощности, обозначенной штриховой линией. В ТТМЭМС первого поколения тензорезисторы R_2, R_4 , подвергающиеся деформациям растяжения, по сравнению с тензорезисторами R_1, R_3 , подвергающимся деформациям сжатия, находятся в различных температурных условиях (см. рис. 1, а). Учитывая, что тензорезисторы R_2, R_4 и R_1, R_3 для обеспечения максимальной чувствительности от измеряемого давления должны быть включены в противоположные плечи мостовой схемы, даже при абсолютно одинаковых ТКС тензорезисторов разница температур в зонах их размещения (достигающая, например, нескольких десятков градусов при скачкообразном изменении температуры от 20 до -196 °С) приводит к различному изменению сопротивлений противоположных плеч мостовой измерительной схемы [4].

Таким образом, метод идентичных тензоэлементов обеспечивает помимо минимизации влияния нестационарных температур повышение чувствительности (или перегрузочной способности к измеряемому давлению) вследствие размещения тензоэлементов в зоне максимальных деформаций от

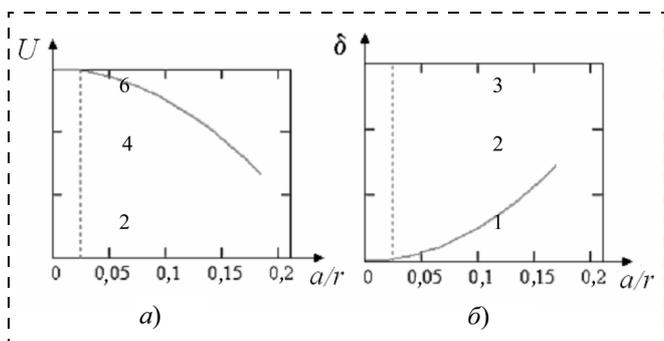


Рис. 2. Зависимость чувствительности U к давлению и погрешности от нестационарной температуры (δ) от отношения a/r

измеряемого давления, а также повышение рассеиваемой мощности и стабильности ТТМЭМС вследствие нахождения тензоэлементов в одинаковых температурных условиях.

Проведем анализ по определению оптимальных размеров сторон резистивных квадратов исходя из необходимости максимального повышения чувствительности к измеряемому давлению, а следовательно, уменьшения влияния нестационарных температур. Минимально возможные размеры сторон резистивных квадратов позволяют получить максимальную чувствительность тензорезисторов к измеряемому давлению, так как максимальные деформации от измеряемого давления в мембране сосредоточены в сравнительно небольших областях. Максимальные деформации от измеряемого давления возникают непосредственно на границе раздела мембраны и опорного основания. Разместив центры тензоэлементов на границе раздела мембраны и опорного основания, получим максимальную чувствительность от измеряемого давления. Кроме того, чем меньше размеры тензоэлементов, тем в более одинаковых температурных условиях они находятся при воздействии термоудара, а следовательно, тем меньше погрешность при воздействии нестационарных температур.

Максимальная мощность, рассеиваемая тонкопленочным резистором, состоящим из нескольких тензоэлементов, равна

$$P_{\max} = nKP_{\text{уд}}S, \quad (1)$$

где n — число тензоэлементов в тензорезисторе; K — коэффициент, учитывающий расстояние между тензоэлементами и теплопроводность мембраны; $P_{\text{уд}}$ — максимально допустимая рассеиваемая мощность; S — площадь тензоэлемента.

Так как площадь тензоэлемента равна $S = a^2$, а сопротивление плеча тензомоста можно выразить в виде $R = nR_S$, где R_S — поверхностное сопротивление тензорезистивной пленки, то при напряжении питания тензомоста, равном $U_{\text{п}}$, после преобразования получим

$$a = U_{\text{п}} \left(2 \sqrt{KP_S P_{\text{уд}}} \right)^{-1}. \quad (2)$$

Выражение (2) справедливо для всех ТТМЭМС с идентичными тензоэлементами в виде квадратов.

ТТМЭМС с тензоэлементами в виде кольцевых секторов

ТТМЭМС с такими тензоэлементами (рис. 3) содержит корпус, круглую мембрану, выполненную за одно целое с опорным основанием, аналогичные изображенным на рис. 1. На мембране расположены соединенные в мостовую схему тензорезисторы.

Окружные 4 и радиальные 5 тензорезисторы выполнены в виде соединенных низкоомными перемычками 6 и равномерно размещенных по периферии мембраны идентичных кольцевых секторов 7. Каждый кольцевой сектор ограничен с внутренней

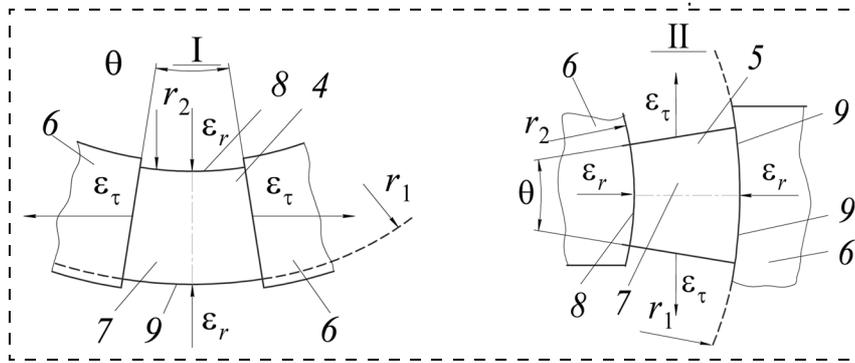


Рис. 3. ТТМЭМС с тензоэлементами в виде кольцевых секторов

стороны окружностью 8, равноудаленной от границы 9 раздела мембраны и опорного основания. С наружной стороны секторы ограничены границей 9 раздела мембраны и опорного основания [5].

При проведении анализа рассмотрим сектор окружного (см. рис. 3, выноска I) и сектор радиального (см. рис. 3, выноска II) тензорезистора. Сопротивление сектора окружного тензорезистора равно [6]

$$R_0 = \rho_{S0} \theta \left(\ln \frac{r_1}{r_2} \right)^{-1}, \quad (3)$$

где ρ_{S0} — поверхностное сопротивление окружных тензорезисторов; θ — угол между радиусами секторов в радианах.

Сопротивление сектора радиального тензорезистора равно [6]

$$R_P = \rho_{SP} (r_1 - r_2) [0,5(r_1 + r_2)\theta]^{-1}, \quad (4)$$

где ρ_{SP} — поверхностное сопротивление радиальных тензорезисторов.

Приравняв $R_0 = R_P$ и учитывая, что $\rho_{S0} = \rho_{SP}$, получим соотношение для угла между радиусами, при котором сопротивления секторов радиальных и окружных тензорезисторов будут равны, а следовательно, будет минимальным влияние нестационарных температур:

$$\theta = \sqrt{2(r_1 - r_2) \ln(r_1/r_2)} (r_1 + r_2)^{-0,5}. \quad (5)$$

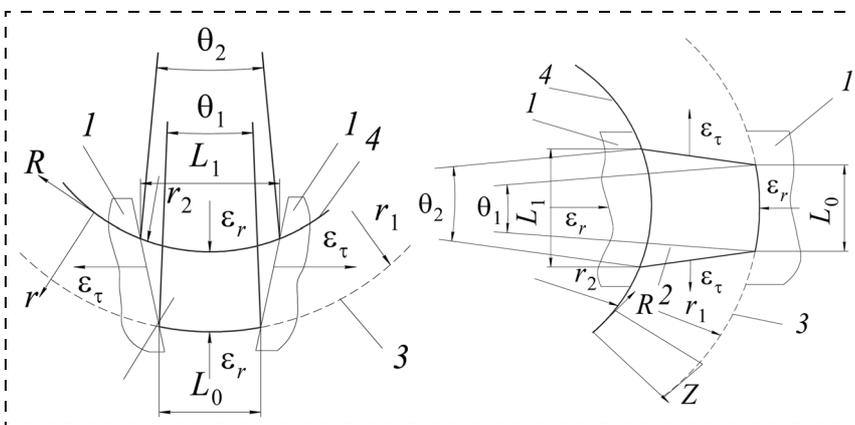


Рис. 4. ТТМЭМС с тензоэлементами в виде фрагментов колец

ТТМЭМС с тензоэлементами в виде фрагментов колец

ТТМЭМС с тензоэлементами такого вида содержит элементы, аналогичные изображенным на рис. 4. Окружные и радиальные тензорезисторы выполнены в виде соединенных низкоомными перемычками 1 и равномерно размещенных по периферии мембраны идентичных тензоэлементов 2 [7]. Причем каждый тензоэлемент ограничен с одной стороны внешней дугой, расположенной на радиусе r мембраны, на границе 3

раздела мембраны и опорного основания, и с другой стороны — внутренней дугой, расположенной на окружности 4 радиуса r_2 , который определяется из соотношения $r_2 > 0,8r$, при этом боковые стороны каждого тензоэлемента выполнены прямыми, соединяющими концы внешней дуги с соответствующими концами внутренней дуги.

Преимуществом такой ТТМЭМС является повышение точности в условиях воздействия нестационарной температуры за счет размещения большей части сопротивлений тензоэлементов в зоне минимального изменения температурного поля и максимальных радиальных деформаций от измеряемого давления. Анализ, проведенный аналогично предыдущему, показал, что для минимизации влияния нестационарной температуры необходимо выполнение условия

$$L_1 = [r_1(r_1 - r_2) \ln(r_1/r_2)]^{0,5} (r_1 + r_2)^{-1} L_0, \quad (6)$$

где L_1 — расстояние между концами внутренней дуги тензоэлемента; L_0 — расстояние между концами внешней дуги тензоэлемента.

ТТМЭМС с тензоэлементами в виде сочетаний кольцевых секторов и фрагментов

В ТТМЭМС, изображенной на рис. 5, тензоэлементы радиальных и окружных тензорезисторов выполнены соответственно в виде последовательно и параллельно соединенных на границе раздела мембраны радиуса r_0 и опорного основания фрагментов колец и кольцевых секторов [8].

В связи с тем, что максимумы сопротивлений тензоэлементов находятся на границе раздела мембраны и опорного основания, т. е. в области максимальных деформаций от измеряемого давления, чувствительность увеличивается. По этой же причине большие части сопротивлений тензоэлементов будут находиться в полностью идентичных температурных условиях, а следовательно, уменьшает погрешность при термоударе.

Анализ, проведенный аналогично предыдущему, показал, что для мини-

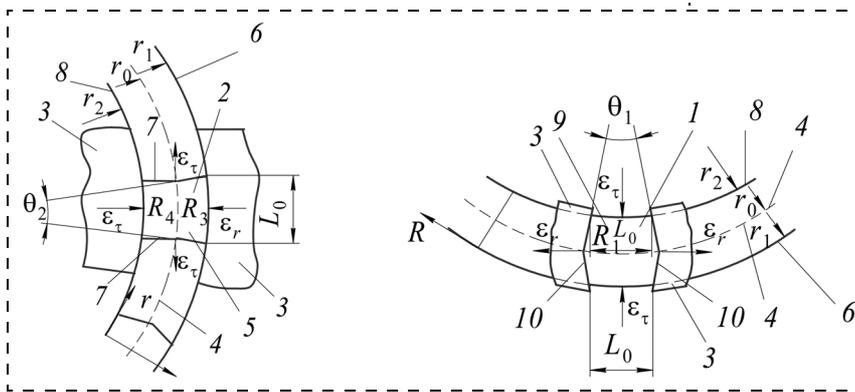


Рис. 5. ТТМЭМС с тензоэлементами в виде сочетаний кольцевых секторов и фрагментов

минимизации влияния нестационарной температуры необходимо выполнение следующих условий [8]:

$$\theta_1 = 2 \arcsin \left[L_0 (2r_2)^{-1} \right], \quad \theta_2 = 2 \arcsin \left[L_0 (2r_1)^{-1} \right], \quad (7)$$

где θ_1 — угол между прямыми отрезками боковых сторон окружного тензоэлемента; θ_2 — угол между прямыми отрезками боковых сторон радиального тензоэлемента, расположенных на периферийном основании; L_0 — минимально допустимое расстояние между концами дуг окружного тензоэлемента и точками соединения отрезков прямых боковых сторон радиального тензоэлемента; r_0 — радиус мембраны.

ТТМЭМС с тензоэлементами в виде отрезков колец

Отличаем ТТМЭМС, приведенной на рис. 6, является выполнение тензоэлементов в виде отрезков кольца, одно основание которого выполнено в виде дуги окружности радиусом, равным радиусу мембраны, и расположено на границе 8 раздела мембраны и опорного основания. Другое основание отрезка кольца расположено на дуге окружности 9, равноудаленной от границы раздела мембраны и опорного основания [9]. При этом у окружных тензоэлементов большее основание размещено на границе 8, а у радиальных — меньшее.

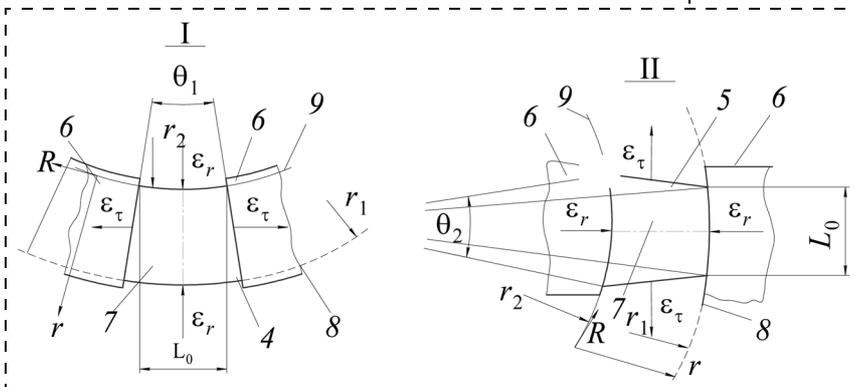


Рис. 6. ТТМЭМС с тензоэлементами в виде отрезков колец

В связи с тем что большая часть каждого элемента радиального и окружного тензорезисторов располагается в области, примыкающей к границе раздела мембраны и опорного основания, а значения радиальных деформаций преобладают над значениями тангенциальных изменений, сопротивление каждого элемента радиального и окружного тензорезисторов от воздействия деформаций больше по сравнению с равномерным распределением сопротивления тензоэлемента по радиусу.

При воздействии нестационарной температуры в связи с тем, что большая часть сопротивления каждого тензоэлемента сосредоточена в области, примыкающей к границе раздела мембраны и опорного основания, т. е. в области минимального градиента температуры, изменение сопротивления элементов тензорезисторов от воздействия нестационарной температуры будет меньше, чем если бы распределение сопротивления каждого элемента было равномерным.

Анализ, проведенный аналогично предыдущему, показал, что для минимизации влияния нестационарной температуры необходимо выполнение следующих условий [9]:

$$L_1 = \theta_1 r_1; \quad L_2 = \theta_2 r_2; \quad r_2 = r_1 \sqrt{\frac{L_0}{\theta_2 r_1}};$$

$$\theta_2 = \frac{4r_2(r_1 - r_2) \ln \frac{r_1}{r_2} - \frac{L_0}{r_2}}{(r_1 + r_2)L_0};$$

$$\theta_1 = \frac{L_0}{r_2}, \quad (8)$$

где L_0 — минимально допустимое расстояние соответственно между концами внешней дуги тензоэлемента радиального тензорезистора или концами внутренней дуги тензоэлемента окружного тензорезистора; L_1 — расстояние между концами внешней дуги тензоэлемента окружного тензорезистора; L_2 — расстояние между концами внутренней дуги тензоэлемента радиального тензорезистора; θ_1 — угол между радиусами окружного тензоэлемента; r_1 — радиус мембраны; θ_2 — угол между радиусами, соединяющими точки пересечения боковых сторон границей раздела мембраны и опорного основания радиальных тензоэлементов; r_2 — радиус окружности внутренней дуги отрезка кольца.

ТТМЭМС с оптимизированными перемычками

ТТМЭМС, изображенная на рис. 7, содержит идентичные окружные тензоэлементы 3, соединенные идентич-

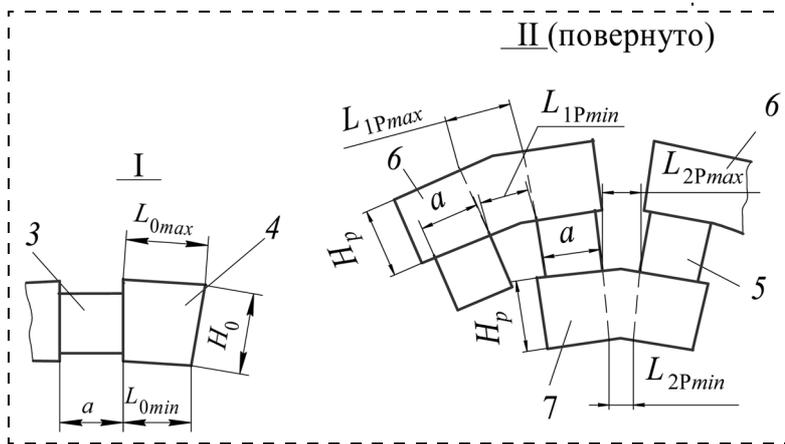


Рис. 7. ТТМЭМС с оптимизированными перемычками

ными перемычками 4, расположенными симметрично центру мембраны, и идентичные радиальные тензоэлементы 5, соединенные идентичными перемычками 6 и 7, расположенными симметрично центру мембраны [10]. Отличие ТТМЭМС состоит в том, что в результате выравнивания сопротивлений перемычек, соединяющих окружные тензоэлементы, и сопротивлений перемычек, соединяющих радиальные тензоэлементы, происходит минимизация влияния нестационарной температуры. Кроме того, вследствие выполнения перемычек в виде многослойной структуры с расположенным под контактным слоем резистивным слоем, повторяющим конфигурацию контактного слоя, обеспечивается минимальность переходного сопротивления тензоэлемент — перемычка, а следовательно, и минимизация влияния изменения этого сопротивления от воздействия нестационарной температуры на характеристики датчика.

Для обеспечения равенства сопротивлений перемычек, соединяющих окружные и радиальные тензоэлементы, необходимо, чтобы сумма сопротивлений внешней перемычки 6 и внутренней перемычки 7 радиальных тензоэлементов была равна удвоенному сопротивлению перемычки 4, соединяющей окружные тензоэлементы. Это связано с тем, что наружные и внутренние перемычки радиальных тензоэлементов имеют различные размеры. Сопротивление

внешней перемычки, соединяющей радиальные тензоэлементы [10]

$$R_{p1} = \frac{R_{sn} \left(\frac{L_{1p \max} + L_{1p \min} + a - \frac{1}{\pi} \ln \frac{\operatorname{ch} \pi a - 1}{2}}{2H_p} \right)}{R_{sn} \left(\frac{L_{2p \max} + L_{2p \min} + a - \frac{1}{\pi} \ln \frac{\operatorname{ch} \pi a - 1}{2}}{2H_p} \right)}, \quad (9)$$

где R_{sn} — удельное поверхностное сопротивление перемычек, Ом/квадрат; $L_{1p \max}$, $L_{1p \min}$ — максимальная и минимальная длина соединительных участков внешней перемычки, соединяющей радиальные тензорезисторы; a — размер стороны тензорезистора, сопрягающийся с перемычкой; H_p — ширина перемычки, соединяющей радиальные тензорезисторы.

Сопротивление внутренней перемычки, соединяющей радиальные тензоэлементы [10]

$$R_{p2} = R_{sn} \left(\frac{L_{2p \max} + L_{2p \min} + a - \frac{1}{\pi} \ln \frac{\operatorname{ch} \pi a - 1}{2}}{2H_p} \right), \quad (10)$$

где $L_{2p \max}$, $L_{2p \min}$ — максимальная и минимальная длина соединительных участков внутренней перемычки, соединяющей радиальные тензорезисторы.

Удвоенное сопротивление перемычки, соединяющей окружные тензоэлементы, равно [10]

$$2R_0 = R_{sn} \frac{L_{0 \max} + L_{0 \min}}{2H_0}, \quad \text{где } L_{0 \max}, L_{0 \min} \text{ — максимальная и минимальная длина перемычки, соединяющей окружные тензорезисторы; } H_0 \text{ — ширина перемычки, соединяющей окружные тензорезисторы.}$$

Проведя необходимые преобразования, получим соотношение, при котором происходит минимизация влияния нестационарной температуры [10]:

$$H_0 = \frac{2H_p(L_{0 \max} + L_{0 \min})}{L_{1 \max} + L_{1 \min} + L_{2 \max} + L_{2 \min} + 2a - \frac{2H_p}{\pi} \ln \frac{\operatorname{ch}(\pi a/H_p) - 1}{2}}. \quad (11)$$

Список литературы

1. Белозубов Е. М., Белозубова Н. Е., Васильев В. А. Тонкопленочные микромеханические системы и датчики на их основе // Нано- и микросистемная техника. 2009. № 2. С. 33—39.
2. Белозубов Е. М. Патент РФ № 1615578 5G01L 9/04. Датчик давления. Оpubл. 23.12.90. Бюл. № 47.
3. Андреева Л. Е. Упругие элементы приборов. М.: Машиностроение, 1981. 392 с.
4. Белозубов Е. М., Васильев В. А., Измайлов Д. А. Моделирование термоударных характеристик тонкопленочных тензорезисторных датчиков // Приборы и системы. Управление, контроль, диагностика. 2008. № 12. С. 16—21.

5. Белозубов Е. М. Патент РФ № 1696918, 5G01L 9/04. Датчик давления. Оpubл. 07.12.91. Бюл. № 45.
6. Овечкин Ю. А. Микроэлектроника. М.: Радио и связь. 1982. 187 с.
7. Белозубов Е. М., Маланин В. П., Белозубова Н. В. Авторское свидетельство № 1760408, 5G01L 9/04. Датчик давления. Оpubл. 07.09.92. Бюл. № 33.
8. Белозубов Е. М., Маланин В. П., Белозубова Н. В. Авторское свидетельство № 1818556, 5G01L 9/04. Датчик давления. Оpubл. 30.05.93. Бюл. № 20.
9. Белозубов Е. М., Любомиров А. В. Патент РФ № 1760409, 5G01L 9/04. Датчик давления. Оpubл. 07.09.92. Бюл. № 33.
10. Белозубов Е. М., Зыков А. И. Патент РФ № 1760410, 5G01L 9/04. Датчик давления. Оpubл. 07.09.92. Бюл. № 33.

П. А. Александров, д-р физ.-мат. наук, директор,
e-mail: alexsandrov.peter@kiae.ru,
Е. К. Баранова, канд. физ.-мат. наук, вед. науч. сотр.,
И. В. Баранова, науч. сотр.,
В. В. Бударагин, канд. физ.-мат. наук, ст. науч. сотр.,
e-mail: vvbud@rambler.ru,
В. Л. Литвинов, д-р физ.-мат. наук, вед. науч. сотр.,
РНИЦ "Курчатовский институт"

ДЕЙСТВИЕ ИЗЛУЧЕНИЯ НА СХЕМЫ ПАМЯТИ С ФАЗОВЫМ ИЗМЕНЕНИЕМ НА ХАЛЬКОГЕНИДНЫХ СТЕКЛАХ

Рассмотрены и проанализированы данные по действию облучения на элементы памяти с фазовым переходом. Рассмотрены параметры материала $Ge_2Sb_2Te_5$ (GST) и ячеек памяти на его основе. Проведены оценки радиационных повреждений в GST. Полученные результаты сравниваются с имеющимися опубликованными экспериментальными данными по радиационной стойкости ячеек памяти и интегральных схем, создаваемых на основе халькогенидных материалов с различным составом.

Ключевые слова: память с фазовым переходом, халькогенидные стекла, GST, радиационная стойкость.

Введение

Память — одна из основных составляющих элементной базы вычислительной техники. В настоящее время основным типом памяти являются схемы, использующие для запоминания двоичной информации заряд, накопленный в МОП-структурах. В то же время в качестве среды для запоминания информации все больше применяются магнитные и сегнетоэлектрические материалы, а также халькогенидные стекла с фазовым переходом. Возможность использования обратимых фазовых переходов была предложена С. Р. Овшинским еще в 1968 г. [1]. Однако лишь недавно, в связи с уменьшением геометрических размеров и разработкой новых материалов с быстрыми фазовыми переходами, этот вид памяти стал обладать хорошими потребительскими свойствами [2]. К ним относятся:

- высокая плотность упаковки и возможность масштабирования (до нескольких десятков нанометров);
- простота конструкции и совместимость с КМОП-технологией (как по изготовлению, так и по уровню используемых сигналов);
- энергонезависимость, высокое быстродействие и малое энергопотребление;
- неструктурность процессов чтения/записи, возможность перезаписи до 10^{10} — 10^{13} раз и долговечность хранения информации;
- широкий диапазон рабочих температур (от -196 до ~ 180 °С);

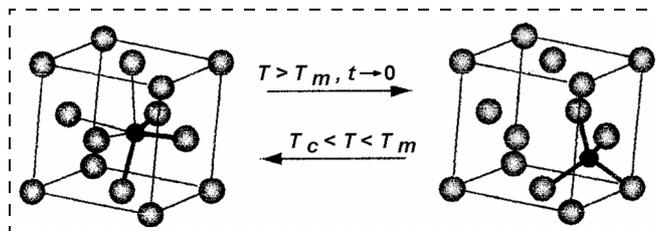


Рис. 1. Фрагмент локальной структуры GST вокруг атома Ge в кристаллическом (слева) и аморфном (справа) состоянии. При нагреве коротким импульсом выше температуры плавления (T_m) и последующей закалке атом Ge перебрасывается из октаэдрического в тетраэдрическое положение

- высокая помехоустойчивость и высокая радиационная стойкость.

Совокупность этих достоинств приводит к тому, что память с фазовым изменением рассматривается как наиболее унифицированный вид памяти [3]. Уже сейчас ряд зарубежных фирм производят серийные образцы интегральных схем (ИС) такой памяти емкостью от 64 до 512 кбит.

Среди перечисленных выше достоинств памяти с фазовым изменением высокая радиационная стойкость (РС) делает перспективным ее использование в специальной аппаратуре, работающей в условиях различного вида излучений. Такая аппаратура используется, например, в авиационной и космической технике. Данная работа посвящена анализу РС памяти на халькогенидных стеклообразных полупроводниках (ХСП) при статическом и импульсном радиационных воздействиях. Основное внимание уделяется статическому облучению элементов памяти. Стойкость управляющих схем представляет собой отдельную задачу.

Элементы памяти на ХСП

Свойства материала $Ge_2Sb_2Te_5$

Использование ХСП в элементах памяти обусловлено резким различием сопротивления (и других свойств) в аморфном (а) и кристаллическом (с) состояниях*. При этом имеется простая возможность создания обратимых фазовых переходов (рис. 1) между этими переходными состояниями с помощью импульсов тока (точнее, электрического поля и теплоты, созданных током).

Указанные свойства наблюдаются в различных халькогенидных материалах, а их количественные характеристики существенно различаются в зависимости от состава [4].

Для практического использования необходимо, чтобы фазовые изменения были "достаточно" быстрыми, а оба состояния оставались стабильными в условиях эксплуатации прибора. Такими свойствами обладает тройной сплав $Ge_2Sb_2Te_5$ (GST) [5]. Некоторые его свойства [6—20] приведены в табл. 1. Несмотря на быстрый прогресс, достигнутый при по-

* Используется терминология, принятая в соответствующей литературе.

Характеристика	Фазовое состояние		Примечание
	<i>c</i>	<i>a</i>	
Структура	Гексагональная, кубическая, гранецентрированная	Кольца (с числом сторон 8, 10, 12)	
Плотность, г · см ⁻³	6,138—6,42	6,35	
Концентрация атомов отдельного типа, см ⁻³	[Ge] = 1,22 · 10 ²² ; [Sb] = 1,22 · 10 ²² ; [Te] = 2,65 · 10 ²²		Оценка при плотности 6,2 г · см ⁻³
Основные дефекты: концентрация, см ⁻³ , тип	Вакансии Sb (2,44 · 10 ²¹), акцептор C ₂ ⁰ (10 ²¹), акцептор	C ₁ ⁻ (10 ¹⁷ —10 ²⁰), акцептор C ₃ ⁺ (10 ¹⁷ —10 ²¹), донор	C _{заряд} ^{заряд} _{коорд.число} — атом халькогена
Примеси, вводимые имплантацией (до ат. %)	Si, Sn, O, N и др.		
Запрещенная зона, эВ	0,5	0,7 (0,79)	Оптическая
ΔE _v — "хвост" плотности состояний, эВ	—	0,2	
Плотность состояний в зонах, см ⁻³ : N _C N _V	2,5 · 10 ¹⁹ 2,5 · 10 ¹⁹	2,5 · 10 ¹⁹ 10 ²⁰	
Удельное сопротивление ρ, Ом · см	(3—6) · 10 ⁻³ —2,5 · 10 ⁻²	25—700	
Тип проводимости	<i>p</i>	Компенсированный материал	
Концентрация носителей, см ⁻³	~10 ¹⁹ (2,5 · 10 ¹⁹ —2 · 10 ²⁰)	Мала (6,6 · 10 ¹⁶ —1,6 · 10 ¹⁸)	
Подвижность, см ² · В ⁻¹ · с ⁻¹ , μ _p зонная... с участием ловушек... средняя... μ _n	~10,15 — 10...15 0,07; 0,1	~200 ~2 · 10 ⁻⁵ ...очень мала 0,15 5	
Сечение рекомбинации, см ²	~10 ⁻¹⁶ для C ₂ ⁰	~10 ⁻¹² для C ₁ ⁻ ; C ₃ ⁺	
Время жизни τ, с	10 ⁻¹² —10 ⁻¹⁵		V _{th} = 10 ⁷ см · с ⁻¹

лучении таких сплавов и улучшении их свойств, а также в практическом использовании халькогенидных стекол, до сих пор нет последовательной теории, описывающей свойства таких структур на атомарном уровне.

Приведенные данные позволяют сделать следующие заключения.

- Для описания свойств материала в обоих фазовых состояниях применимы понятия зонной структуры, используемые в сильно легированных и неупорядоченных полупроводниках. В кристаллическом состоянии материал подобен сильно легированному полупроводнику *p*-типа, в аморфном состоянии — сильно легированному сильно компенсированному полупроводнику (рис. 2).
- Концентрации различных типов атомов, входящих в GST, сравнимы между собой и с концентрацией ато-

мов матрицы в других полупроводниках. Концентрации основных собственных дефектов в GST велики и могут достигать от долей процента до десятков процентов от концентрации собственных атомов.

- Физические свойства материала определяются большой концентрацией собственных дефектов и как следствие:
 - времена жизни весьма малы;
 - подвижность мала и кроме "зонной" составляющей содержит составляющую, определяемую захватом-освобождением ловушек;
 - оптическое поглощение вблизи края обусловлено как межзонными переходами, так и переходами с участием "хвостов" зон;
 - положение уровня Ферми закреплено положением собственных дефектов.

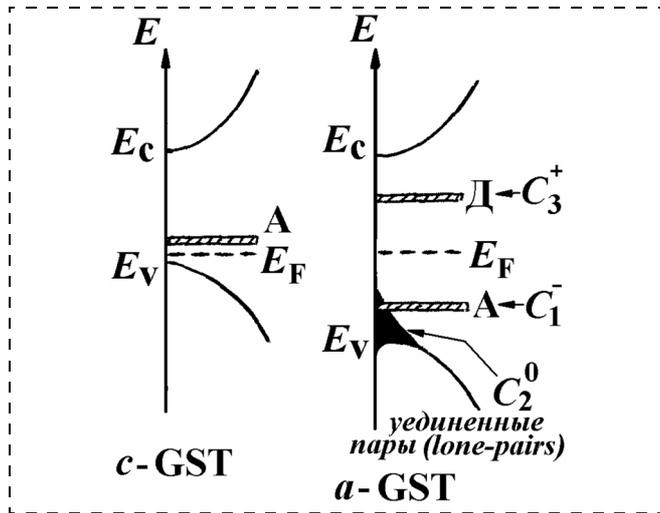


Рис. 2. Схематическая зонная структура GST в кристаллическом (с) и аморфном (а) состояниях. А, Д — положения уровней ловушек акцепторного и донорного типов соответственно; E_C и E_V — положения краев зон проводимости и валентной; E_F — положение уровня Ферми

Элементы памяти на GST

Принципиальная конструкция элемента памяти на ХСП очень проста: это пленка материала, расположенная между двумя электродами. Реальные элементы имеют более сложную конструкцию: верхний электрод, пленка ХСП, нагреватель, нижний контакт, теплоизолятор. Во время работы большая часть пленки находится в проводящем (кристаллическом) состоянии. Изменению фазы подвергается лишь небольшой эффективный объем пленки над нагревателем, через который и проходит рабочий ток. Для оптимального использования подводимой током теплоты применяют не только тепловую изоляцию, но и более высокоомный материал нагревателя, находящийся непосредственно под этим объемом.

Вольт-амперная характеристика (ВАХ) элемента представлена на рис. 3, а [19]. Характерными ее чертами является наличие порогового напряжения переключения V_{th} и соответствующего тока, а также двух резко различающихся по сопротивлению аморфного ("off") и кристаллического ("on") состояний. Возможны три различных режима работы элемента памяти: переустановки (RESET), установки (SET), чтения (READ). Форма импульсов тока и температуры материала в эффективном объеме представлены на рис. 3, б, в.

В настоящее время, согласно литературным данным (см. [20]), достигнуты следующие характерные параметры элементов памяти.

Используемые материалы: ХСП (пленки GST, иногда легированные Si, O, N или Sn до единиц процента); теплоизолятор (SiO_2 , SiON); нагреватель (поликристаллический Si или SiGe); тугоплавкие металлы.

Геометрические размеры: толщина пленки ХСП ~50...100 нм; диаметр контакта ~0,05...0,5 мкм (эф-

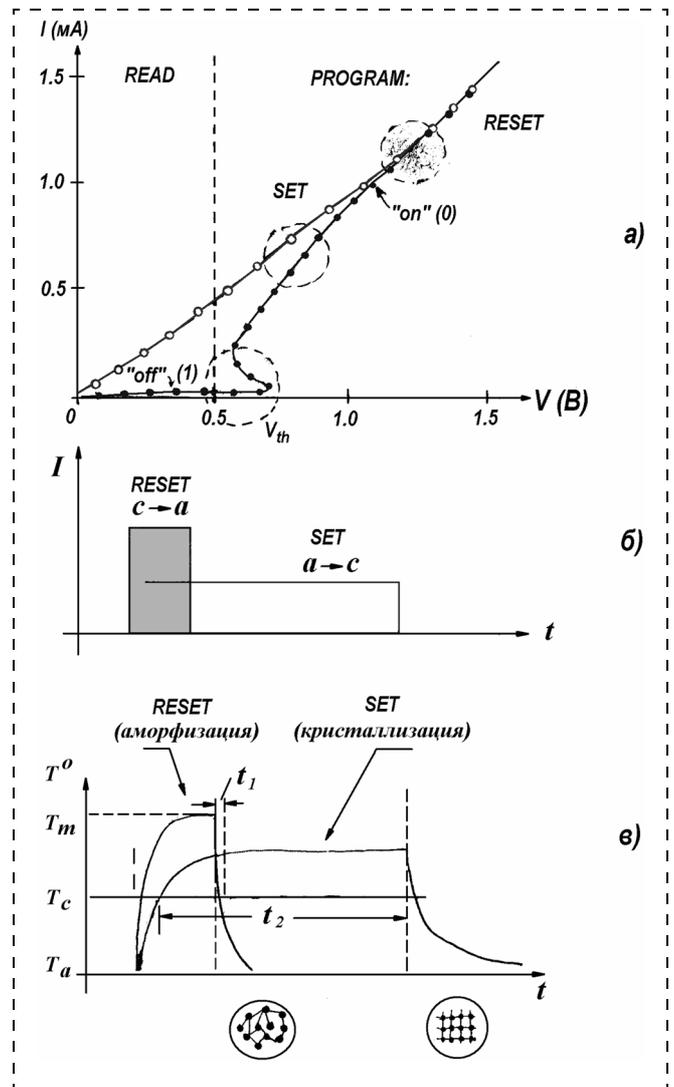


Рис. 3. Характеристики элемента памяти:

а — ВАХ элемента памяти; б — ток программирования в режимах SET и RESET; в — зависимость температуры от времени в тех же режимах

фективный объем халькогенидного материала составляет $\sim 0,25 \cdot (10^{-15} \dots 10^{-13}) \text{ см}^3$.

Электрические параметры*: $I_{RESET} \sim 0,4 \dots 1,5 \text{ мА}$ (1 мА); $I_{SET} \sim 0,1 \dots 0,5 \text{ мА}$ (0,5 мА); $I_{READ} \sim n \cdot 10 \text{ мкА}$ ($\leq 50 \text{ мкА}$); $t_{WRITE} \leq 500 \text{ нс}$; $t_{SET} \sim 10 \dots 150 \text{ нс}$; $t_{READ} \sim n \cdot 10 \text{ нс}$; $V_{th} \sim 0,7 \dots 1,5 \text{ В}$ (1 В); $V_{питания} \sim 3 \text{ В}$; $(R_d/R_c) \sim \sim 100 \dots 1000$.

Поиски лучших материалов и конструкций элементов памяти продолжают. Они направлены в первую очередь на уменьшение тока I_{RESET} (уменьшение энергопотребления) и увеличение быстродействия. Следует подчеркнуть, что электрические параметры элементов памяти на ХСП улучшаются при уменьшении геометрических размеров, в отличие от FLASH- и DRAM-памяти. Причина этого — уменьшение активного объема при масштабировании.

* Значения, приведенные в скобках, использованы ниже для количественных оценок.

Действие излучения на ХСП и приборы на его основе

Предварительные оценки

Действие излучения на халькогенидные материалы и приборы на их основе по сравнению с действием излучения на другие полупроводниковые материалы и приборы изучены мало. Тем не менее, можно сделать некоторые оценки, позволяющие составить общее представление об их радиационной стойкости. Ниже мы приводим такие оценки на примере GST. Будем исходить из следующего:

- возможности использования зонной структуры для описания свойств рассматриваемого материала [10];
- числовых значений параметров, приведенных в табл. 1;
- числовых значений геометрических и электрических параметров ЭП, приведенных в предыдущем разделе [20].

Для оценки влияния ионизирующих излучений необходимо знать энергию образования пары ϵ_{e-p} и скорость генерации неравновесных носителей g . Эти величины были рассчитаны нами с использованием известных формул радиационной физики полупроводников [21]:

$$\epsilon_{e-p} = 2,67E_G + 0,86 \text{ эВ}; \quad (1)$$

$$g = \frac{10^{14} d(\Gamma \cdot \text{см}^{-3}) \dot{D}(\text{рад} \cdot \text{с}^{-1})}{1,6\epsilon_{e-p}(\text{эВ})} = g_0 \dot{D}, \quad (2)$$

где g_0 — скорость генерации неравновесных носителей на единицу мощности дозы; D — доза облучения; $\dot{D} = dD/dt$; E_G — ширина запрещенной зоны.

Полученные величины для s - и a -состояний составляют $\epsilon_{e-p} = 2,2$ и $2,3$ эВ, а $g_0 = 1,77 \cdot 10^{14}$ и $1,73 \cdot 10^{14}$ пар $\cdot \text{см}^{-3} \cdot \text{рад}^{-1}$. Отметим, что по сравнению с аналогичными параметрами значения ϵ_{e-p} меньше в $\sim 1,7$ раза, чем для Si, и в ~ 10 – 11 раз, чем для SiO_2 и Al_2O_3 , а значения g_0 больше соответственно в 4, 29 и 16 раз.

Для вычисления концентрации неравновесных носителей используется простое соотношение

$$\frac{d(\Delta n)}{dt} = g - \Delta \frac{n}{\tau}, \quad (3)$$

где n — концентрация; τ — время жизни носителей заряда.

Нетрудно оценить ее значение в стационарном случае $\Delta n = g\tau$, если известно значение τ . С учетом большой концентрации собственных дефектов в GST до облучения примем, что время жизни неравновес-

ных носителей и их подвижность такие же, как в необлученном материале. Тогда $\Delta n \sim 1,75 \cdot (10^{-1} \dots 10^2) \dot{D}$. Степень модуляции проводимости вычисляется по формуле

$$\frac{\Delta \sigma}{\sigma_0} \sim \frac{\Delta n}{p_0}, \quad (4)$$

где σ_0 — проводимость до облучения; $\Delta \sigma$ — изменение проводимости в результате облучения; p_0 — концентрация дырок до облучения.

Для кристаллического и аморфного состояний эта величина находится в диапазонах $(10^{-21} \dots 10^{-17}) \dot{D}$ и $(10^{-19} \dots 10^{-14}) \dot{D}$ соответственно. Как и следовало ожидать, эта величина меньше в кристаллическом состоянии. Но при выполнении сделанных допущений в обоих состояниях не происходит модуляция проводимости при всех практически интересных мощностях доз ($\dot{D} \leq 10^{12}$ рад $\cdot \text{с}^{-1}$).

Полный фототок, созданный в элементе памяти, содержит две составляющих: ток, созданный в эффективном объеме $V_{\text{эф}}$ халькогенидного материала ($I_{\text{ХСП}}$), и ток утечки ($I_{\text{утечки}}$) между омическими контактами через теплоизолирующий материал:

$$I = I_{\text{ХСП}} + I_{\text{утечки}}. \quad (5)$$

Первая составляющая

$$\begin{aligned} I_{\text{ХСП}} &\approx qg_0 \dot{D} V_{\text{эф}} = \\ &= 1,6 \cdot 10^{19} \cdot 1,75 \cdot 10^{14} \cdot 0,25(10^{-15} \dots 10^{-13}) \dot{D} = \\ &= 0,7(10^{-18} \dots 10^{-20}) \dot{D} (\text{А}), \end{aligned} \quad (6)$$

где q — заряд электрона.

Для мощностей доз $10^8 \dots 10^{12}$ рад $\cdot \text{с}^{-1}$, представляющих практический интерес при импульсных воздействиях, $I_{\text{ХСП}}$ меняется от $10^{-12} \dots 10^{-10}$ до $10^{-8} \dots 10^{-6}$ А. Эта величина значительно меньше типичных значений токов I_{SET} или I_{RESET} и может достигать значений, сравнимых с I_{READ} .

Вторая составляющая зависит от геометрии и архитектуры элемента памяти (ЭП), а также распределения поля в материале теплоизоляции. Эти факторы заранее не известны. Расчеты* показывают, что ток утечки может превышать ток через активный объем прибора. Это приводит к сбоям в работе ЭП.

Рассмотрим действие нейтронного облучения. Для оценок примем энергию нейтронов равной 1 МэВ и используем хорошо известные соотношения из радиационной физики.

Рассеяние быстрых нейтронов с энергией E_n , не превышающей нескольких мегаэлектронвольт, пре-

* Расчеты сделаны при $g_0(\text{SiO}_2) = 0,6 \cdot 10^{13}$ пар $\cdot \text{рад}^{-1} \text{с}^{-1} \cdot \text{см}^3$, эффективная площадь изоляции $\sim 0,3$ мкм²; подвижность $\mu \sim$ несколько $\text{В}^{-1} \cdot \text{см}^2 \cdot \text{с}^{-1}$ и напряжение (приложенное к ячейке памяти) $U \sim 1$ В.

имущественно упругое. В первом приближении оно описывается рассеянием на абсолютно твердой сфере с сечением

$$\sigma_{\text{упругое}} = 4\pi R^2 = 4\pi a^{2/3} 1,5 \cdot 10^{-13} \text{ см}^2, \quad (7)$$

где $R = R(A)$ — радиус ядра, зависящий от атомного числа A [22].

Максимальная энергия ядра отдачи

$$T_m = \frac{4A}{1+A^2} E_n \sim \frac{4}{A} E_n, \quad (8)$$

а средняя энергия $\langle T \rangle = (1/2)T_m$ [23].

Скорость создания первично выбитых атомов

$$R = \sigma_e N \Phi_n, \quad (9)$$

где σ_e — сечение образования смещения; N — концентрация атомов мишени; Φ_n — флюенс нейтронов.

Число смещений, созданных первично выбитым атомом

$$N_d = 0,46 \frac{T_m}{E_d}, \quad (10)$$

где E_d — пороговая энергия смещения.

В формулах (4)—(9) соответствующие величины относятся к каждому типу атомов мишени. В частности, это относится и к пороговой энергии смещения. Для атомов, входящих в состав GST, величины E_d неизвестны. Поэтому мы провели числовые оценки для двух значений пороговой энергии, равных 10 и 25 эВ, не делая различия между атомами Ge, Sb и Te. Дальнейшие смещения, вызванные каждым типом атомов, могут быть оценены как смещения, созданные соответствующими ионами с энергией первично выбитых атомов. Ионы движутся в эффективной среде с эквивалентными GST значениями. Эти значения позволяют вычислить энергетические потери и характеристики каскадов смещения методами, используемыми в ионной имплантации [24, 25, 26]. Результаты расчетов по формулам (6)—(10) приведены в табл. 2.

В сделанных выше вычислениях определяется число первичных смещений и не учитывается аннигиляция выбитых атомов. Кроме того, оценка завышена, поскольку используется максимальная, а не средняя энергия первично выбитых атомов; неизвестны роль ионизации в образовании дефектов, природа и параметры образующихся стабильных центров. Однако даже такие грубые расчеты позволяют сделать полезные заключения:

- лишь при флюенсах $10^{15} \dots 10^{16}$ нейтронов $\cdot \text{см}^{-2}$ концентрация первичных радиационных дефектов может сравниться с концентрацией основных

Параметр	Атомы		
	Ge	Sb	Te
$\sigma_{\text{упругое}}$, барн	2,85	6,96	7,18
T_m , кэВ	56	33	31,4
$\sigma_e N_{\text{атомов}}$, см^{-1}	$3,5 \cdot 10^{-2}$	$8,5 \cdot 10^{-2}$	$19 \cdot 10^{-2}$
N_d , см^{-3} , при $E_d = 10$ (25) эВ	2580 (1030)	1510 (600)	1440 (580)
ΣN_d при $E_d = 10$ (25) эВ	= 5520 (2210)		

исходных дефектов в GST, поэтому ожидается, что GST и элементы памяти на них будут весьма радиационно стойкими;

- поскольку концентрация исходных дефектов зависит от технологии изготовления и состава материала, то и радиационная стойкость материала и элементов памяти зависит от этих факторов.

При оценке влияния нейтронного облучения следует учитывать структуру повреждений и вероятность их образования в эффективном объеме элемента памяти. Известно, что первично выбитые атомы с энергией от единиц до десятков килоэлектронвольт создают каскады смещений с высокой концентрацией первичных дефектов. Размеры этих каскадов зависят от энергии выбитого атома и могут быть рассчитаны теоретически [26]. Дальнейшая эволюция каскадов (диффузия и аннигиляция дефектов) в халькогенидных материалах не изучена. Примем типичные размеры каскадов $\sim 10 \dots 20$ нм и концентрацию дефектов в них $\sim 10^{18} \dots 10^{20} \text{ см}^{-3}$ [27]. Области с подобными характеристиками сравнимы с размерами активной области и толщиной пленки халькогенидного материала. Они могут существенно влиять на фазовые переходы (a)—(c) [28] и даже на свойства материала в обоих состояниях. Поэтому целесообразно использовать элементы памяти с геометрическими размерами, большими размеров каскада.

Малое значение активного объема элементов памяти требует также учета вероятности взаимодействия нейтронов с материалом в этом объеме, т. е. микродозиметрического подхода для оценки их радиационной стойкости [29].

Экспериментальные результаты

Сравним сделанные выше оценки с литературными данными и нашими измерениями по действию излучения на ХСП и приборы на их основе [30—41]. Экспериментальные исследования действия излучения на халькогенидные материалы и приборы весьма ограничены по сравнению с действием излучения на другие полупроводниковые материалы и приборы. Исследовались различные материалы: системы AsTe, AsSeTe, GeSiAsTe; AsSSb, GST. Применялись

разные виды облучения (статическое, импульсное, отдельными, высокоэнергетическими частицами), разные дозы (флюенсы) Φ и мощности доз (интенсивности) $\dot{\Phi}$. Некоторые результаты получены для ячеек памяти интегральных схем. Обобщая имеющиеся результаты, можно сделать следующие заключения.

Поведение халькогенидных материалов

- Свойства материалов как до, так и после облучения сильно зависят от их *состава и технологии* изготовления.
- Радиационные изменения *монотонно* зависят от условий облучения. При этом дозовые зависимости микротвердости, фундаментального и примесного поглощения сначала линейны, а затем выходят на насыщение [41].
- Радиационная стойкость электрических и других свойств ХСП различного состава высока. Заметные изменения *макроскопических* свойств ($\geq 10\%$) происходят при *больших* уровнях облучения.

Приведем некоторые числа. Наиболее чувствительна к облучению фотопроводимость. Изменения наблюдались при флюенсах нейтронов $\geq 10^{14}$ нейтронов \cdot см $^{-2}$ [31]. С ростом дозы межзонное поглощение падает, а поглощение, связанное с хвостами зон, увеличивается. Изменения поглощения и микротвердости происходили при дозах гамма-облучения свыше ~ 50 Мрад [41]. Электрические свойства исследовались на ЭП и переключателях. Они не менялись до доз гамма-излучения $\geq 2,0$ Мрад [35] и электронов 30 Мрад [39] и флюенсов нейтронов $\sim (10^{16} \dots 10^{17})$ нейтронов \cdot см $^{-2}$ [32].

- Облучение способствует *кристаллизации* материала в локальных объемах уже при относительно малых дозах. Такой переход из состояния *a* в состояние *c* энергетически выгоден. Он наблюдался с помощью просвечивающей электронной микроскопии [28, 42, 43].
- Обратимые фазовые изменения физических свойств происходили во *многих* циклах гамма-облучения и последующего отжига [41].

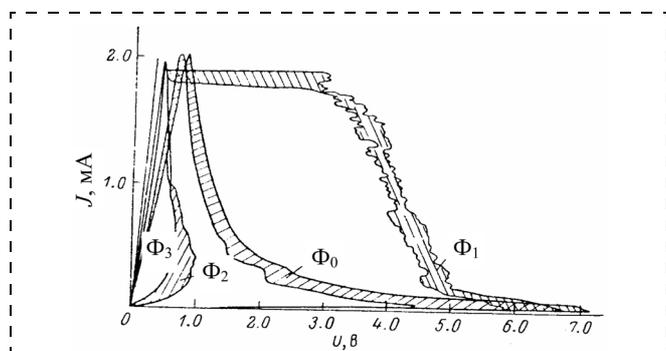


Рис. 4. Характер изменения ВАХ ЭП при облучении нейтронами ($\Phi_0 = 0, \Phi_1 \sim 10^{17}, \Phi_2 \sim 3,5 \cdot 10^{17}, \Phi_3 \sim 6 \cdot 10^{17}$ нейтронов \cdot см $^{-2}$) [30]

Поведение приборов и схем

Характер изменения ВАХ при нейтронном облучении был исследован в работе [31] для приборов на основе системы AsTe и заключался в следующем (рис. 4).

Напряжение переключения и сопротивление в состоянии *a* монотонно уменьшалось с ростом флюенса. Сопротивления в состоянии *c* незначительно падало.

На участке переключения из состояния *a* в состояние *c* появлялась "ступенька" тока с характерной для микропробоев структурой, которая растет при облучении. При этом энергия импульсов, необходимая для переключения прибора (за счет роста их числа или амплитуды), увеличивается. Если прибор облучался в состоянии *a*, то его переключение удастся провести при меньшей энергии импульсов переключения, чем после облучения в состоянии *c*.

Значительные изменения ВАХ происходят при весьма больших флюенсах: $\sim 10^{16} \dots 10^{17}$ нейтронов \cdot см $^{-2}$. В пределе характеристика прибора соответствует характеристике малого омического сопротивления.

Такие изменения согласуются с заключением о радиационно стимулированной кристаллизации халькогенидных материалов. Уровни радиационной стойкости приборов согласуются со сделанными выше оценками (на примере GST) и данными работы [32].

Обобщая результаты остальных работ по изменению приборов и схем, можно сделать следующие выводы.

- По данным всех работ, электрические и оптические свойства ХСП, кроме фотопроводимости, не изменяются вплоть до весьма больших уровней облучения. Значительные нестационарные изменения фотопроводимости происходят при импульсном ионизирующем излучении с большими мощностями доз.
- Изменения всех параметров зависят от состава материала.
- Уровни радиационной стойкости "простых" схем (элементы памяти, пороговые переключатели, генераторы и т. п.) из халькогенидных материалов весьма велики. Испытанные приборы работали при следующих уровнях облучения:
 - статическое облучение: поток нейтронов $\Phi_n \leq 10^{16}$ нейтронов \cdot см $^{-2}$, $D_\gamma \leq$ несколько Мрад (Si);
 - импульсное облучение: $\dot{D} \leq 10^{11}$ рад (Si) \cdot с $^{-1}$;
 - одиночные высокоэнергетические частицы — ионы с линейными энергетическими потерями до 120 МэВ \cdot мг $^{-1} \cdot$ см 2 , $\Phi_{\text{ионов}} = 3 \cdot 10^6 \dots 5 \cdot 10^{17}$ см $^{-2}$, $\dot{\Phi}_{\text{ионов}} = 10^4 \dots 5 \cdot 10^5$ см $^{-2} \cdot$ с $^{-1}$ без остаточной деградации с низкими сечениями взаимодействия $\sim 10^{-12}$ см $^{-2}$ и число ошибок в единицу времени 10^{-10} отказов/(бит \cdot день).
- Уровни радиационной стойкости сложных ИС памяти с элементами памяти из GST и ячейками

памяти на КМОП-транзисторах определяются радиационной стойкостью схем управления, а не матрицы памяти.

Этим выводам не соответствуют результаты работы [36]. В ней гамма-квантами Co^{60} облучались ЭП системы $\text{Ge}_x(\text{As}_2\text{Te}_3)_{100-x}$ ($x = 0, 1, 5, 10$ ат. %). Исходные значения электрических и оптических свойств материалов и их изменение при облучении существенно зависели от состава материала. Для $x < 0,1$ пороговое напряжение элементов памяти увеличивается примерно монотонно, тогда как при $x = 0,1$ — сначала резко падает, а затем возрастает до значений, больших исходного. Значительные изменения наблюдаются уже при дозах от 0,1 до 0,4 Мрад, что существенно меньше приведенных в других работах. Кроме того, характер изменений ВАХ для разных доз (в частности, изменение порогового напряжения) отличался от наблюдавшегося в [30]. Этот результат не согласуется с данными для AsTe и приведенными выше оценками. Возможно, что расхождения связаны с технологией изготовления образцов.

Заключение

Высокие эксплуатационные параметры, совместимость с кремниевой технологией и возможность применения ХСП в различных приборах (генераторах, переключателях, элементах памяти, датчиках) делают их применение весьма перспективным.

Проведенные выше оценки и анализ литературных данных показывают, что ХСП и электронные приборы на их основе обладают высокой радиационной стойкостью ко всем видам воздействий: статическому и импульсному облучению, облучению одиночными высокоэнергетическими частицами. Поэтому их применение может снять *часть проблем*, возникающих при создании радиационно-стойких датчиков, ИС и аппаратуры. Как и другие схемы памяти, рассматриваемая память состоит из собственно элементов памяти (ЭП) и управляющих схем (записи, считывания, выборки и т. д.). Сами ЭП изготавливаются из халькогенидных стеклообразных полупроводников, обладают принципиально более высокой радиационной стойкостью, чем элементы, использующие накопление заряда. Управляющие схемы могут содержать диоды и/или транзисторы. Как правило, их изготавливают с использованием радиационно-стойких КНИ КМОП-транзисторов. В частности, для создания радиационно-стойких схем управления используют структуры кремний на сапфире (КНС) со стойким подзатворным диэлектриком. Таким образом, *для создания радиационно-стойких ИС памяти требуется "встраивание" элементов памяти на ХСП в радиационно-стойкий КМОП-процесс.*

Список литературы

1. Ovshinsky S. R. // Phys. Rev. Lett. 1968. **21** (20). P. 1450—1453.
2. Lacaíta A. L. // Solid-State Electronics. 2006. **50**(1). P. 24—31.
3. Strand D. // J. Optoelectron. Adv. Mater. 2005. **7** (4). P. 1679—1690.
4. Меден А., Шо М. Физика и применение аморфных полупроводников. М.: Мир. 1991. 670 с.
5. Ovonic Unified Memory. Ovonic Presentation. (<http://ovonyx.com/technology/technology.pdf>)
6. Kolobov A. V., Fons P., Tominaga J. e. a. // J. Ovonic Research. 2005. **1** (1). P. 21—24.
7. Paesler M. A., Baker D. A., Lucovsky G. e. a. // J. Optoelectron. Adv. Mater. 2006. **8** (6). P. 2039—2043.
8. Sun Z., Zhou J., Ahuja R. // Phys. Rev. Lett. 2006. **96** (5). P. 0555507.
9. Fantini P., Pirovano A., Ventrice D., Redaelli A. // Appl. Phys. Lett. 2006. **88** (26). P. 263506.
10. Pirovano A., Lacaíta A. L., Benvenuti A. e. a. // IEEE Trans. ED. 2004. **51** (3). P. 452—459.
11. Yun Ling, Yinyin Lin, Lianzhang Lai, e. a. // Integrated Ferroelectrics. 2006. **78** (1). P. 261.
12. You Yin, Hayato Sone, Sumio Hosaka // Jap. J. Appl. Phys. 2005. **44** (8). P. 6208—6212.
13. Bong-Sub Lee, Abelson J. R., Bishop S. G. // J. Appl. Phys. 2005. **97** (9). P. 093509.
14. Hong Yang, Lin Yinyin, Ling Yun e. a. // Integrated Ferroelectrics. 2006. **78** (1). P. 153.
15. Dae-Hwang Kim, F. Merget, M. Laurenzis e. a. // J. Appl. Phys. 2005. **97** (8). P. 083538.
16. Bailly S. A., Emin D., Li H. // Solid State Commun. 2006. **139** (4). P. 161—164.
17. Asokan S. // J. Optoelectron. Adv. Mater. 2001. **3** (3). P. 753—756.
18. Hangbing Lv, Peng Zhou, Yinyin Lin e. a. // Microelectronics Journal. 2006. **37** (1). P. 982—984.
19. Hudgens S., Johnson B. Overview of Phase-Change Chalcogenide Nonvolatile Memory Technology. San Jose State University. Lecture Notes. (http://www.engr.sjsu.edu/sgleixner/mate270/LectureNotes/Hudgens_MRS.pdf) 2005.
20. Ho-Ki Lyeo, Cahill D. G., Bong-Sub Lee e. a. // Appl. Phys. Lett. 2006. **89** (15). P. 151904.
21. Вавилов В. С. Действие излучений на полупроводники. М.: Физматгиз. 1963. 264 с.
22. Келли Б. Радиационные повреждения в твердых телах. М.: Атомиздат. 1970.
23. Точечные дефекты в твердых телах. // Сб. статей под ред. Б. И. Болтакса, Т. В. Машовец, А. Н. Орлова. М.: Мир. 1979. 379 с.
24. Буренков А. Ф., Комаров Ф. Ф., Кумахов М. А., Темкин М. М. Пространственные распределения энергии, выделенной в каскаде атомных столкновений в твердых телах. М.: Энергоатомиздат. 1985. 248 с.
25. SRIM-2008. (<http://www.srim.org>)
26. Winterborn K. B., Zigmund P., Sanders J. B. Mat. Fiz. Medd. Dan. Vid. Selsk. 1970. **37** (14). P. 1.
27. Коноплева Р. Ф., Литвинов В. Л., Ухин Н. А. Особенности повреждения полупроводников частицами высоких энергий. М.: Атомиздат. 1970.
28. Pandian R., Kooi B. J., De Hosson Jeff Th. M., Pauza A. // J. Appl. Phys. 2007. **101** (5). P. 053529.
29. Иванов В. И., Лысцов В. Н. Основы микродозиметрии. М.: Атомиздат. 1979. 192 с.
30. Буздин Е. В., Коба Б. В., Литвинов В. Л. и др. // ФТП. 1981. **15** (8). С. 1635.
31. Vogel N. R., DeFeo S., Doremus L. W. // IEEE Trans. NS. 1976. **23** (1). P. 839—848.
32. Ovshinsky S. R., Evans E. J., Nelson D. L., Fritzsche H. // IEEE Trans. NS. 1968. **15** (6). P. 311.

33. Шпотюк О. И., Савицкий И. В. // УФЖ. 1989. 34 (6). С. 894.
 34. Bernacki S., Hunt K., Tyson S. e. a. // IEEE Trans. NS. 2000. 47 (6). P. 2528—2533.
 35. Maimon J. D., Hunt K. K., Burcin L., Rodgers J. // IEEE Trans. NS. 2003. 50 (6). P. 1878—1884.
 36. Afaf Abdel-Aal, Bahiga Abdel-Hameed Mansour, Eissa H. M. // Turk. J. Phys. 2005. 29. P. 223—232.
 37. Storey T., Hunt K. K., Graziano M. e. a. Characterization of the 4Mb Chalcogenide-Random Access Memory. BAE SYSTEMS Presentation. (http://www.baesystems.com/BAEProd/groups/public/documents/bae_publication/bae_pdf_eis_nvmts_presentation.pdf)

38. Wu Liang-Cai, Liu Bo, Song Zhi-Tang e. a. // Chinese Phys. Lett. 2006. 23 (9). P. 2557—2559.
 39. Gasperin A., Wrachieh N., Paccagnella A. e. a. // IEEE Trans. NS. 2008. 55 (4). P. 2090—2097.
 40. Gasperin A., Paccagnella A., Schwank J. R. e. a. // IEEE Trans. NS. 2008. 55 (6). P. 3189—3196.
 41. Fairmah R., Ushkov B. Semiconductor chalcogenide glass. Semiconductors and semimetals. 2004. Vol. 78.
 42. Romtro J. S., Fitzgerald A. G. and Mietzsch K. // J. Appl. Phys. 2002. 91 (12). P. 9572.
 43. El-Sayed S. M. // Nuclear Instr. and Meth. B. 2004. 225. P. 535.

МОДЕЛИРОВАНИЕ

УДК 621.3.049.77 + 62-791.2

В. В. Егоров, канд. техн. наук, ст. науч. сотр.,
 ЦНИТИ "Техномаш", г. Москва,
 e-mail: v-sphinks@yandex.ru

АНАЛИТИЧЕСКОЕ РЕШЕНИЕ ЗАДАЧИ РАССЕЯНИЯ ЭЛЕКТРОМАГНИТНОЙ ВОЛНЫ ОТ СТАТИСТИЧЕСКИ НЕРОВНОЙ В СРЕДНЕМ ПЛОСКОЙ ПОВЕРХНОСТИ

Рассматривается задача вычисления характеристик поля, рассеянного статистически неровной в среднем плоской поверхностью. Векторные компоненты граничного поля представлены в простой форме.

Ключевые слова: граничная задача, неровности поверхности, граничное поле, рассеянное поле.

Важной прикладной задачей является задача рассеяния поля на статистически неровной плоской в среднем поверхности $Z \perp XOY$. Для многих приложений анализ нано- и микронеровностей поверхности предполагает использование такой оптической схемы, в которой падающее (зондирующее) поле близко к нормальному. Пусть неровности поверхности плавные, поверхность в среднем плоская и на границу раздела двух сред падает плоская электромагнитная волна в направлении координаты Z , тогда можно считать, что выполняются следующие условия:

$$\frac{\partial E_x(x', y')}{\partial z'} \gg \frac{\partial E_x(x', y')}{\partial x'};$$

$$\frac{\partial E_x(x', y')}{\partial z'} \gg \frac{\partial E_x(x', y')}{\partial y'};$$

$$\frac{\partial E_y(x', y')}{\partial z'} \gg \frac{\partial E_x(x', y')}{\partial x'};$$

$$\frac{\partial E_x(x', y')}{\partial z'} \gg \frac{\partial E_x(x', y')}{\partial y'};$$

$$\frac{\partial E_z(x', y')}{\partial z'} \gg \frac{\partial E_z(x', y')}{\partial x'};$$

$$\frac{\partial E_z(x', y')}{\partial z'} \gg \frac{\partial E_z(x', y')}{\partial y'};$$

$$\frac{\partial \varphi_i}{\partial z} \gg \frac{\partial \varphi_i}{\partial x}, \quad \frac{\partial \varphi_i}{\partial z} \gg \frac{\partial \varphi_i}{\partial y};$$

$E = \{E_x; E_y; E_z\}$ — электрическая составляющая векторного поля, $H = \{H_x; H_y; H_z\}$ — магнитная составляющая векторного поля; $\{x; y; z\}$ — декартовы координаты; $\{x'; y'; z'\}$ — координаты со штрихом используются для точек на поверхности рассеяния; φ_i — функция Грина для среды с индексом i .

Условие плавности неровностей поверхности можно представить в виде выполнения следующих соотношений:

- $n_z \gg n_x, n_z \gg n_y$,

где n_z, n_x, n_y — проекции вектора нормали к поверхности на выбранную систему координат с нормалью к усредненной поверхности);

- радиус корреляции неровностей много больше длины волны падающего излучения;
- среднеквадратичная высота неровностей много больше длины волны излучения.

Пусть на неровную поверхность $z = \xi(x, y)$ падает плоская электромагнитная волна

$$E_1^n(R) = E_{01} \exp[j(k, R) - j\omega t].$$

Для дальнейших расчетов используется только комплексная огибающая.

Поле в точке наблюдения запишется в виде [1]

$$E_i(R) = E_1^n(R) + \frac{1}{4\pi S} \int \{ \theta(r) \frac{\partial \varphi_i(|R-r|)}{\partial n_i} - q(r) \varphi_i(|R-r|) \} ds, \quad (1)$$

где $\{\theta(r), q(r)\}$ — граничные токи на поверхности раздела сред; n — нормаль к поверхности в первой или второй средах; $i = 1, 2$ — индексы-указатели на первую и вторую среды соответственно; $\varphi_i(|R-r|) = \frac{\exp(jk_i|R-r|)}{|R-r|}$ — функция Грина для среды с ин-

дексом i ; $k_i = \omega \frac{\sqrt{\mu_i \varepsilon_i^*}}{c}$ — волновое число в среде с индексом i ; R — радиус-вектор точки наблюдения (см. рисунок); $\varepsilon_i^* = \varepsilon_i + j \frac{4\pi\sigma_i}{\omega}$ — диэлектрическая проницаемость в среде с индексом i ; ε_i — диэлектрическая проницаемость в среде с индексом i ; σ_i — проводимость в среде с индексом i ; r — радиус-век-

тор в точку наблюдения (см. рисунок); ω — частота падающей волны.

Устремляя точку наблюдения на поверхность, запишем стандартные граничные условия в виде

$$\begin{aligned} E_{1x}(x', y') &= E_{2x}(x', y'); \\ E_{1y}(x', y') &= E_{2y}(x', y'); \\ H_{1x}(x', y') &= H_{2x}(x', y'); \end{aligned} \quad (2)$$

$$\xi_1^* E_{1z}(x', y') = \xi_2^* E_{2z}(x', y');$$

$$\frac{\partial E_{1z}(x', y')}{\partial z'} = -\frac{\partial E_{2z}(x', y')}{\partial z'};$$

$$\text{rot} E_1(x', y') = \text{rot} E_2(x', y')$$

и

$$E_{1x}(x', y') = \lim_{z' \rightarrow 0} \lim_{R \rightarrow r'} E_{1x}(R);$$

$$E_{2x}(x', y') = \lim_{z' \rightarrow 0} \lim_{R \rightarrow r'} E_{2x}(R);$$

$$E_{1y}(x', y') = \lim_{z' \rightarrow 0} \lim_{R \rightarrow r'} E_{1y}(R);$$

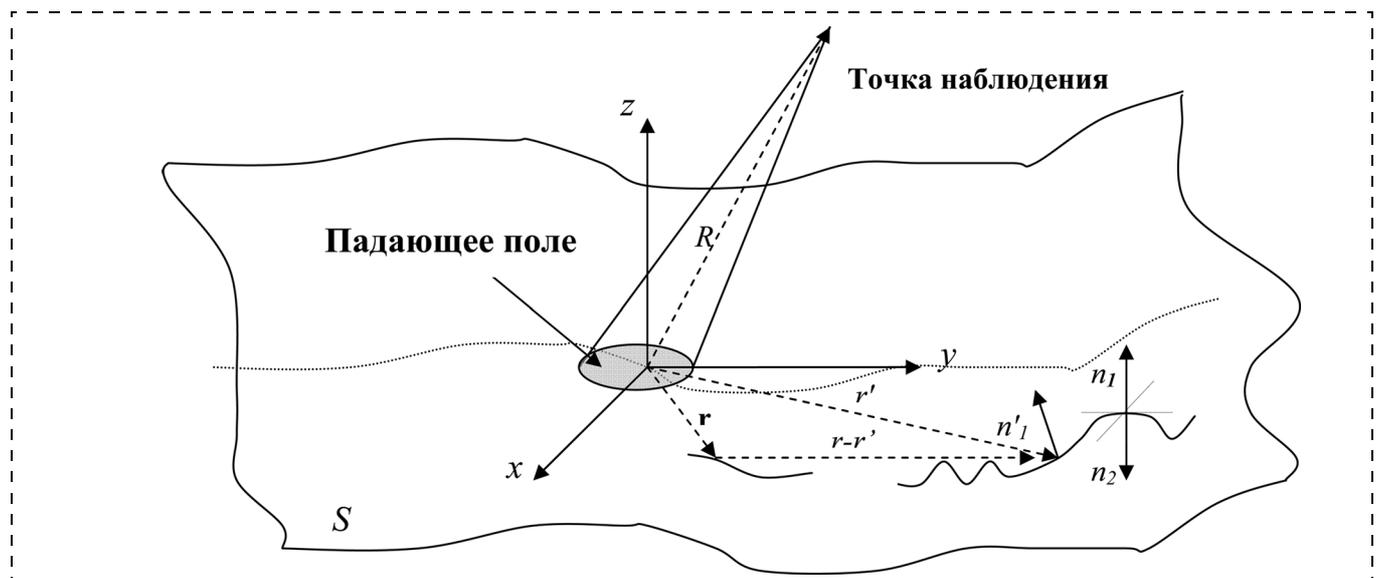
$$E_{2y}(x', y') = \lim_{z' \rightarrow 0} \lim_{R \rightarrow r'} E_{2y}(R);$$

$$E_{1z}(x', y') = \lim_{z' \rightarrow 0} \lim_{R \rightarrow r'} E_{1z}(R);$$

$$E_{2z}(x', y') = \lim_{z' \rightarrow 0} \lim_{R \rightarrow r'} E_{2z}(R);$$

$$\frac{\partial E_{1x}(x', y')}{\partial z'} = \lim_{z' \rightarrow 0} \lim_{R \rightarrow r'} \frac{\partial E_{1x}(R)}{\partial z'};$$

$$\frac{\partial E_{2x}(x', y')}{\partial z'} = \lim_{z' \rightarrow 0} \lim_{R \rightarrow r'} \frac{\partial E_{2x}(R)}{\partial z'};$$



Интерпретация граничных условий

$$\frac{\partial E_{1y}(x', y')}{\partial z'} = \lim_{z' \rightarrow 0} \lim_{R \rightarrow r'} \frac{\partial E_{1y}(R)}{\partial z'};$$

$$\frac{\partial E_{2y}(x', y')}{\partial z'} = \lim_{z' \rightarrow 0} \lim_{R \rightarrow r'} \frac{\partial E_{2y}(R)}{\partial z'};$$

$$\frac{\partial E_{1z}(x', y')}{\partial z'} = \lim_{z' \rightarrow 0} \lim_{R \rightarrow r'} \frac{\partial E_{1z}(R)}{\partial z'};$$

$$\frac{\partial E_{2z}(x', y')}{\partial z'} = \lim_{z' \rightarrow 0} \lim_{R \rightarrow r'} \frac{\partial E_{2z}(R)}{\partial z'};$$

$$\text{rot} E_1(x', y') = \lim_{z' \rightarrow 0} \lim_{R \rightarrow r'} \text{rot} E_1(R);$$

$$\text{rot} E_2(x', y') = \lim_{z' \rightarrow 0} \lim_{R \rightarrow r'} \text{rot} E_2(R);$$

$$\frac{\partial \varphi_i(R-r')}{\partial z'} = \lim_{z' \rightarrow 0} \lim_{R \rightarrow r'} \frac{\partial \varphi_i(R-r')}{\partial z'};$$

$$\text{rot} E_1(x', y') = -j\omega\mu_1 H_1(x', y');$$

$$\text{rot} E_2(x', y') = -j\omega\mu_2 H_2(x', y').$$

Для магнитных компонент H граничного поля условия аналогичны.

Интерпретация представлена на рисунке.

Система уравнений для граничного поля запишется в виде

$$E_1(x', y', z') = E_1^n(x', y', \xi(x', y')) + \frac{1}{2\pi} \int_{XOY} \left\{ \theta(r) \frac{\partial \varphi_1(|r' - r|)}{\partial n_1} - q(r) \varphi_1(|r' - r|) \right\} dx dy;$$

$$E_2(x', y', z') = \frac{1}{2\pi} \int_{XOY} \left\{ \theta(r) \frac{\partial \varphi_2(|r' - r|)}{\partial n_2} - q(r) \varphi_2(|r' - r|) \right\} dx dy; \quad (3)$$

$$\frac{\partial E_1(x', y', z')}{\partial n_1} = \frac{\partial E_1^n(x', y', \xi(x', y'))}{n_1} -$$

$$- \frac{1}{2\pi} \int_{XOY} \theta(r) \frac{\partial^2 \varphi_1(|r' - r|)}{\partial n_1^2} dx dy - \frac{1}{2} q(r');$$

$$\frac{\partial E_2(x', y', z')}{\partial n_1} =$$

$$= \frac{1}{2\pi} \int_{XOY} \theta(r) \frac{\partial^2 \varphi_2(|r' - r|)}{\partial n_1^2} dx dy - \frac{1}{2} q(r'),$$

где $|r - r'|$ — расстояние между точкой интегрирования и наблюдения на поверхности S .

Примем обозначения: $\Delta = \Delta_{\perp} + \frac{\partial^2}{\partial z^2} + k^2$, где

$$\Delta_{\perp} = \frac{\partial^2}{\partial x^2} + \frac{\partial^2}{\partial y^2} \text{ — оператор Лапласа, действующий}$$

в плоскости, касательной к точке поверхности (здесь —

на подстилающей плоскости), $\Delta = \frac{\partial^2}{\partial x^2} + \frac{\partial^2}{\partial y^2} + \frac{\partial^2}{\partial z^2}$ —

оператор Лапласа, k — волновое число.

Раскрывая систему уравнений (3) для каждой из компонент $\{x, y, z\}$, получим:

$$E_{1z}^n(x', y', \xi(x', y')) = \frac{1}{2} \theta_z(r') \varepsilon + \frac{1}{4\pi} \int_{XOY} q_z(r) [\varphi_1(|r' - r|) - \varepsilon_{от} \varphi_2(|r' - r|)] dx dy;$$

$$\frac{\partial E_{1z}^n(x', y', \xi(x', y'))}{\partial z'} = q_z(r') + \frac{1}{4\pi} \int_{XOY} \{ \varphi_2(|r' - r|) (\Delta_{\perp} + k_2^2) \theta_z(r) - \varphi_1(|r' - r|) (\Delta_{\perp} + k_1^2) \theta_z(r) \} dx dy;$$

$$E_{1x}^n(x', y', \xi(x', y')) = \frac{1}{2} \theta_x(r') +$$

$$+ \frac{1}{4\pi} \int_{XOY} [\varphi_1(|r' - r|) - \varphi_2(|r' - r|)] q_x(r) dx dy;$$

$$\frac{\partial E_{1z}^n(x', y', \xi(x', y'))}{\partial x'} = \frac{\partial E_{1x}^n(x', y', \xi(x', y'))}{\partial z'} + \frac{1}{4\pi} \int_{XOY} \{ \varphi_1(|r' - r|) (\Delta_{\perp} + k_1^2) - \varphi_2(|r' - r|) (\Delta_{\perp} + k_2^2) \} \times \theta_x(r) dx dy - q_x(r'); \quad (4)$$

$$E_{1y}^n(x', y', \xi(x', y')) = \frac{1}{2} \theta_y(r') +$$

$$+ \frac{1}{4\pi} \int_{XOY} [\varphi_1(|r' - r|) - \varphi_2(|r' - r|)] q_y(r) dx dy;$$

$$\frac{\partial E_{1z}^n(x', y', \xi(x', y'))}{\partial y'} = \frac{\partial E_{1y}^n(x', y', \xi(x', y'))}{\partial z'} + \frac{1}{4\pi} \int_{XOY} \{ \varphi_1(|r' - r|) (\Delta_{\perp} + k_1^2) - \varphi_2(|r' - r|) (\Delta_{\perp} + k_2^2) \} \times \theta_y(r) dx dy - q_y(r').$$

$$\varepsilon_{от} = \frac{\varepsilon_2}{\varepsilon_1}; \quad \varepsilon = 1 + \varepsilon_{от}.$$

Взяв Фурье-образы от правых и левых частей (4), получим:

$$\left\{ \begin{array}{l} \frac{1}{2} (1 + \varepsilon_{от}) \theta_z(j\omega) + \frac{j}{2} \left[\frac{1}{\sqrt{k_1^2 - \omega^2}} - \varepsilon_{от} \frac{1}{\sqrt{k_2^2 - \omega^2}} \right] q_z(j\omega) = E_{1z}^n(j\omega); \\ \frac{1}{2} j \left(\sqrt{k_2^2 - \omega^2} - \sqrt{k_1^2 - \omega^2} \right) \theta_z(j\omega) + q_z(j\omega) = P_{1z}(j\omega); \end{array} \right.$$

$$\left\{ \begin{array}{l} \theta_x(j\omega) + \frac{j}{2} \left[\frac{1}{\sqrt{k_1^2 - \omega^2}} - \frac{1}{\sqrt{k_2^2 - \omega^2}} \right] q_x(j\omega) = E_{1x}^n(j\omega); \\ \frac{1}{2} j \left[\sqrt{k_1^2 - \omega^2} - \sqrt{k_2^2 - \omega^2} \right] \theta_x(j\omega) - q_x(j\omega) = j\omega_x E_{1z}(j\omega) - P_{1x}(j\omega); \end{array} \right. \quad (5)$$

$$\left\{ \begin{array}{l} \theta_y(j\omega) + j \frac{1}{2} \left[\frac{1}{\sqrt{k_1^2 - \omega^2}} - \frac{1}{\sqrt{k_2^2 - \omega^2}} \right] q_y(j\omega) = E_{1y}^n(j\omega); \\ \frac{1}{2} j \left(\sqrt{k_2^2 - \omega^2} - \sqrt{k_1^2 - \omega^2} \right) \theta_y(j\omega) - q_y(j\omega) = j\omega_y E_{1z}(j\omega) - P_{1y}(j\omega), \end{array} \right.$$

где

$$P_{1x}(j\omega) = \frac{1}{2\pi} \iint_{-\infty < x'; y' < \infty} \frac{\partial E_{1x}^n}{\partial z'} \exp j(\omega, r') dx' dy';$$

$$P_{1y}(j\omega) = \frac{1}{2\pi} \iint_{-\infty < x'; y' < \infty} \frac{\partial E_{1y}^n}{\partial z'} \exp j(\omega, r') dx' dy';$$

$$P_{1z}(j\omega) = \frac{1}{2\pi} \iint_{-\infty < x'; y' < \infty} \frac{\partial E_{1z}^n}{\partial z'} \exp j(\omega, r') dx' dy';$$

остальные обозначения — это Фурье-образы соответствующих компонент поля. Система уравнений (5) состоит из попарно независимых систем уравнений, за тем исключением, что у второй и третьей пар уравнений для компонент "x" и "y" в правые части входят составляющие, зависящие от решения первой пары уравнений относительно z-й компоненты. Введем обозначения:

$$A = \frac{1}{\sqrt{k_1^2 - \omega^2}} = \frac{j}{2\pi} \iint_{x_0 y_0} \frac{\exp(jk_1|r-r'|)}{r-r'} d^2r;$$

$$B = \frac{1}{\sqrt{k_2^2 - \omega^2}} = \frac{j}{2\pi} \iint_{x_0 y_0} \frac{\exp(jk_1|r-r'|)}{r-r'} d^2r;$$

$$A_1^2 = \frac{1}{\sqrt{\beta^2 - \omega^2}} = \frac{j}{2\pi} \iint_{x_0 y_0} \frac{\exp(j\beta|r-r_1|)}{|r-r_1|} \times \left(-\frac{j}{2\pi} \iint_{x_0 y_0} \frac{\exp(j\beta|r-r_2|)}{|r-r_2|} d^2r_2 \right) d^2r_1,$$

$$\text{где } \beta^2 = \frac{k_2^2 - \varepsilon_{от} k_1^2}{1 - \varepsilon_{от}^2}.$$

Нас также будут интересовать комбинации символьных операторов: $A_1^2 AB$; $A_1^2 A$; $A_1^2 B$; AB . Обозначим $EPX = E_{1x}^n$; $EPY = E_{1y}^n$; $TX = \theta_x$; $TY = \theta_y$; $QX = q_x$; $QY = q_y$; $PX = P_{1x}$; $PY = P_{1y}$; кроме того,

$$K = \frac{1}{k_1^2 - k_2^2}; \quad Z = \frac{1}{1 - \varepsilon_{от}^2}; \quad \varepsilon_{от} = \frac{\varepsilon_2}{\varepsilon_1}; \quad M = 1 + \frac{\varepsilon_1^2}{\varepsilon_2^2};$$

$$\beta^2 = \frac{k_2^2 - \varepsilon_{от} k_1^2}{1 - \varepsilon_{от}}; B^{-4} = \frac{\partial^4}{\partial z^4} - 2k_p^2 \frac{\partial^2}{\partial z^2} + k_p^4; A^{-4} = \frac{\partial^4}{\partial z^4};$$

$$A^{-3} = - \iint_{xOy} \frac{\exp(jk_1|r-r_1|)}{|r-r_1|} \left(\frac{\partial^2}{\partial z^2} \right) d^2r_1.$$

Введем обозначения:

$$k_p^2 = k_2^2 - k_1^2; \chi = k_z^5 + k_p^2 k_z^3;$$

$$\chi_1 = 2k_p^2 k_z^4 + k_p^4 k_z^2 + k_z^6;$$

$$\chi_2 = k_z^4 + k_p^2 k_z^2; \chi_3 = k_z^4 k_p^2 + k_z^6;$$

$$KF = k_z^5; \chi_4 = k_z(k_z^4 + 2k_p^2 k_z^2 + k_p^4);$$

$$\chi_5 = 2k_p^2 k_z^5 + k_p^4 k_z^3 + k_z^7;$$

$$\chi_6 = k_p^4 k_z^2 + k_p^2 k_z^4 + k_z^6;$$

$$\chi_7 = k_p^2 k_z^3 + k_z^5; \chi_8 = k_p^2 k_z^4 + k_p^4 k_z^2 + k_z^6;$$

$$\chi_9 = k_p^2 k_z^5 + k_z^7; \chi_{10} = k_p^2 k_z^4 + k_z^6;$$

$$\chi_{11} = k_p^4 k_z + 2k_p^2 k_z^3 + k_z^5,$$

после чего получаем выражения

$$q_z = A_1^2 [-2AB(\varepsilon_{от}^2 \chi_9 + \varepsilon_{от} \chi_9 + \varepsilon_{от} \chi_5 + \chi_5) + 2A(2\varepsilon_{от} \chi_{10} + \chi_{10} + \chi_6) - 2B(\varepsilon_{от} \chi_{10} + \varepsilon_{от} \chi_8 + 2\chi_8) + \varepsilon_{от}^2 (k_z^5 + \chi_7) + 4\varepsilon_{от} \chi_7 + \chi_{11} + \chi_7] E_{1z}^n jKZ + P_{1z};$$

$$\theta_z = A_1^2 [2AB(-2\varepsilon_{от} \chi_3 - 2\chi_1 + \varepsilon_{от}^2 k_z^5) + 4A\chi(\varepsilon_{от} + 1) - 2B(\varepsilon_{от}^2 \chi - \chi_4) + 4\chi_2(\varepsilon_{от} + 1)] E_{1z}^n KZ$$

для компонент граничного поля.

Таким образом, получены аналитические выражения для компонент z граничного поля. Для компонент x и y граничного поля аналитические выражения получаются подстановкой компонент z в систему уравнений (5).

Заключение

Для векторных граничных полей q и θ удалось получить систему уравнений, распадающуюся на три системы уравнений относительно каждой из векторных компонент x , y и z . В систему уравнений относительно z компоненты не входят компоненты x и y , что позволяет получить ее решение независимо от них. Системы уравнений для компонент x и y содержат компоненты z только в правой части, а в остальных уравнениях не связаны друг с другом, что позволяет решать их независимо одно от другого, если предварительно вычислены компоненты z граничного поля. Таким образом, систему уравнений для граничного поля удалось разложить на три системы уравнений и решать отдельно для каждой из векторных компонент. Настоящий подход существенным образом отличается от Кирхгофова и Лысановского приближений, поскольку учет зависимости компонент x и y от компоненты z позволяет учесть (и даже рассчитать аналитически) деполяризацию поля, что не обеспечивает ни приближение Кирхгофа, ни приближение Лысанова.

Список литературы

1. Митра Р. Вычислительные методы в электродинамике. М.: Мир, 1977. 488 с.
2. Басс Ф. Г., Фукс И. М. Рассеяние волн на статистически неровной поверхности. М.: Наука. Гл. ред. физ.-мат. литературы. 1972. 434 с.
3. Шмелев А. Б. Рассеяние волн статистически неровными поверхностями // УФН. 1972. Т. 106. Вып. 3. С. 459–480.

ПОДКОНТРОЛЬНАЯ МОЛЕКУЛА

Сингапурские ученые научились управлять наномеханизмом

Создание моделей наномеханизмов — это еще полдела. Хотя достижений в этой области уже немало, важно, чтобы в конечном итоге они начали выполнять те задачи, которые перед ними ставит человек. О создании первого в мире управляемого молекулярного механизма объявила группа исследователей из сингапурского Института исследования и разработки материалов.

Ученые под руководством проф. Кристиана Йоахима действительно стали первыми, кому удалось изобрести молекулярный механизм размером 1,2 нм, вращением которого можно преднамеренно управлять. В его основу легла молекула золота. А под микроскопом устройство напоминает цветок с вращающимися лепестками. "Изготовление механизма размером в несколько атомов — это одно, однако быть в состоянии управлять его движениями и действиями — это совсем другой уровень, — радуется Кристиан Йоахим. — То, что мы сделали, это действительно полностью работающий механизм, который станет фундаментальной основой для создания более сложных молекулярных машин размером не более песчинки".

Если отвлечься от открытия сингапурцев, то пока что за терминами "наномашин" и "нанороботы" в основном стоят теоретические выкладки и исследования. Единственное, о чем можно говорить с практической точки зрения, так это о некоторых созданных на сегодняшний день компонентах нанороботов. Например, таких, как колесная пара из атомов углерода, катящаяся по медной пластине, которая создана в 2007 г. учеными из немецкого Института экспериментальной физики и французского Центра разработки материалов и структурных исследований. Или молекула, "ходящая на двух ногах", сконструированная и продемонстрированная специалистами из Университета Калифорнии. Помимо этого, на сегодня созданы некоторые примитивные прототипы молекулярных машин. Венцом таких творений выступает устройство DNA box, созданное в конце 2008 г. международной группой под руководством Йоргена Кьемса. Важной особенностью

устройства является метод его сборки, так называемый "оригами", благодаря которому кроха собирается в автоматическом режиме.

Между тем "осмысленно функционирующие" наномоторы — это все еще фантастика, и, похоже, именно к их созданию и подошли вплотную Кристиан Йоахим и его команда. Они обнаружили, что путь к успешному управлению вращением механизма одномолекулярного устройства — это его четко выверенная конструкция. Данный подход нов в том смысле, что до сих пор движения молекулярных роторов если и достигались, то были случайны и представляли собой нечто среднее между вращением и боковым смещением. Происходило это вследствие того, что наноустройство по большому счету конструировались "на глазок". В сингапурском Институте исследования и разработки материалов к проблеме подошли иначе, доказав, что вращение наномеханизма может хорошо контролироваться воздействием на электрическую связь между молекулой и наконечником сканирующего туннельного микроскопа, касающегося оси атома.

Суть в том, что подобные конструкции в перспективе могли бы лечь в основу макромолекулярных двигателей диаметром в десятки нанометров и обеспечить вращение ротора в статоре — только в молекулярном масштабе. Работа механизма осуществлялась бы не только "по заказу", но и полностью под контролем человека.

"Открытие Кристиана и его команды показывает, что однажды будет возможным создавать и управлять машинами на молекулярном уровне. Такие устройства смогут, например, пройти по участкам ДНК, чтобы выяснить картину генетического заболевания и вылечить его. На данный момент существует, по крайней мере, один международный проект, нацеленный на создание столь производительных наносистем, — комментирует открытие руководитель Института исследования и разработки материалов Лим Хианг Ви. — При изучении возможностей нанотехнологий к нам приходит понимание все новых явлений, происходящих в наномасштабе. Это исследование — ценный шаг на долгом пути к их внедрению, к тому времени, когда крошечные роботы и машины перестанут быть научной фантастикой".

А. Сердечнов

НА ПУТИ К ШЕСТОМУ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОМУ УКЛАДУ — НАНОИНДУСТРИАЛЬНОМУ

На научной сессии Общего собрания Российской академии наук (РАН), отметившей 8 февраля 2009 года 285-летие, был рассмотрен комплекс проблем, связанных с наблюдаемой в мире сменной технологических укладов. В докладе о сценарных подходах к инновационному развитию чл.-корр. РАН Б. Н. Кузика анализировались роль и место РАН в системе стратегического планирования и долгосрочного прогнозирования, состояние государственного научно-технологического комплекса, механизм реализации инновационной стратегии развития и сценарии развития промышленности до 2030 года.

Несмотря на сокращение числа исследователей, расходов на НИОКР, снижение затрат на научную деятельность (в 17 раз меньше США и 7 раз меньше Японии), предпосылками нарастающего технологического кризиса в РФ является низкий уровень отраслевых технологий к мировому уровню, рост доли импорта нового технологического оборудования по отраслям и изношенность основных фондов. Предполагая среднюю продолжительность технологического уклада (ТУ) в 40 лет и отсчитывая начало третьего ТУ с 1900 г., период 2020—2060 гг. приходится на шестой ТУ, а 2060—2100 гг. — на седьмой ТУ.

Если к концу четвертого ТУ (1940—1980 гг.), начало которого совпало с началом Второй мировой войны, наибольшее развитие получили атомная и нефтеугольная энергетика, электроника, технологии создания ЭВМ и банков данных и химизация ("Зеленая революция"), то пятый ТУ (1980—2020 гг.) характеризуется совершенствованием нефтегазовых и атомных энергосистем, микроэлектроники, персональных и мобильных компьютеров с беспроводным доступом в Интернет и биотехнологий микроорганизмов. Соответственно, отличительными особенностями технологий шестого ТУ, появление и становление которых уже наблюдается последние десятилетия, являются альтернативная, в частности водородная энергетика, нанотехнологии, глобальные информационные сети и биотехнологии животных и растений. Ожидаемая в 2020—2025 гг. новая технологическая революция (НТР) будет использовать разработки и достижения в сфере базовых технологий, что неизбежно приведет к перерас-

пределению политических и экономических полномочий в мире, повышению качества человеческой жизни, изменениям в структуре промышленности и характере труда и увеличению средней продолжительности человеческой жизни.

Ведущие американские, азиатские и европейские научные центры активно, но по-разному, готовятся к грядущей НТР. Нанотехнологии, охрана окружающей среды, информационные, космические и биотехнологии являются приоритетами научных исследований Южной Кореи. Наноматериалы, науки о жизни, экология и информационно-телекоммуникационные системы — основные научные направления НИР в Японии. В странах Евросоюза наибольшее внимание уделяется исследованиям развития Европы как единого целого, аэрокосмическим технологиям и нанотехнологиям, изучению систем с высокой степенью неопределенности состояния и минимизацией рисков, устойчивости развития информационного общества и "постгеномных" исследований в биологии. Приоритеты научных исследований США следующие: методы восстановления пострадавших экосистем и экологически чистые технологии; системы управления воздушным и наземным транспортом; медицина и биотехнологии; новые материалы, в том числе композиты; энергетика; гибкие автоматизированные производства для обрабатывающих отраслей промышленности; информационные технологии. К 2020 году ожидается увеличение мировых рынков продукции на основе нанотехнологий в 200 раз, фармацевтических препаратов и биотехнологий в 1,5 раза, информационно-коммуникационного и офисного оборудования в 3 раза.

Сравнительный анализ разработок и исследований в сфере критических технологий свидетельствует, что в технологиях оценки ресурсов и прогнозирования состояния биосферы и литосферы, производства программного обеспечения, в биоинженерии, биосенсорных, биосинтетических и биокаталитических технологиях и технологиях создания мембран, каталитических систем и биосовместимых материалов уровень российских разработок соответствует мировому с лидерством по отдельным направлениям. В целом соответствие мировому уровню наблюдается, в частности, в геномных и постгеномных технологиях создания лекарственных средств, ветеринарных и биомедицинских технологиях жизнеобеспечения и защиты человека и животных от инфекционных заболеваний, в технологиях создания и обработки кристаллических материалов, эластомеров и полимеров, а также в биоинформационных системах.

Выводы

1. Новый уровень инновационного развития государства должен базироваться на научно-технологических результатах и прогнозах социально-экономического развития с учетом мировых тенденций. Переход на новый научно-технологический уровень достижим при создании основных элементов шестого ТУ.

2. Приоритеты развития формируются при непрерывном и согласованном научно-методическом и финансово-экономическом сопровождении инновационных и инвестиционных проектов органами законодательной и исполнительной власти и бизнес-структурами. Увеличение объемов рынков нано- и биотехнологической и фармацевтической продукции, а также товаров и услуг в информационно-коммуникационной сфере изменит структуру рынка препаратов, приборов и

систем для профилактики и лечения инфекционных заболеваний.

3. Для инновационного роста экономики необходимо расширение инфраструктурного и инновационно-инвестиционного секторов государственной экономики. Предусматривается активное финансирование производства новых материалов, создание нано-, био- и информационно-телекоммуникационных технологий с привлечением частных инвестиций.

4. Технологии увеличения средней продолжительности жизни человека будут способствовать пересмотру основных положений существующих систем социальной защиты ведущих мировых держав. Изменения также затронут нормативно-правовую базу критериев оценки нетрудоспособности и вовлечение в активную трудовую и общественную деятельность представителей старшей возрастной группы — представителей так называемого "третьего возраста".

ВЫСТАВКИ**MVK**www.mvk.ru



**5-я МЕЖДУНАРОДНАЯ
СПЕЦИАЛИЗИРОВАННАЯ
ВЫСТАВКА ВАКУУМНОЙ
ТЕХНИКИ, МАТЕРИАЛОВ
И ТЕХНОЛОГИЙ**

ВАКУУМТехЭкспо

2010

www.vacuumexpo.ru

30 МАРТА–2 АПРЕЛЯ

Москва, КВЦ «Сокольники»

Почтовый адрес:
107113, Москва, Сокольнический вал, 1, павильон 4

Дирекция выставки:
Тел./факс: (495) 925-34-42, 995-05-95, e-mail: vmv@mvk.ru

Организаторы:
ЗАО «МВК»
НАУЧНО-ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ
ИНСТИТУТ ВАКУУМНОЙ ТЕХНИКИ
ИМ. С.А. ВЕКШИНСКОГО

При содействии:
СОКОЛЬНИКИ
МОСКОВСКОГО ГОСУДАРСТВЕННОГО
ТЕХНИЧЕСКОГО УНИВЕРСИТЕТА им. Н.Э. БАУМАНА (МГТУ)
МОСКОВСКОГО ЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО ИНСТИТУТА
(ТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ) – МЭИ (ТУ)

Интернет-спонсор:

www.intech-group.ru

Информационный спонсор:

Издательство «Машиностроение»

Информационная поддержка:
«ВАКУУМНАЯ ТЕХНИКА И ТЕХНОЛОГИЯ»
«НАНО- И МИКРОСИСТЕМНАЯ ТЕХНИКА»
ОБОРУДОВАНИЕ
M&S Consulting Ltd.
НАСОСЫ И ОБОРУДОВАНИЕ

РЕГИОНАЛЬНЫЕ ПРЕДСТАВИТЕЛЬСТВА ЗАО «МВК»: МВК СЕВЕРО-ЗАПАД: +7 (812) 332-15-24, МВК УРАЛ: +7 (343) 371-24-76, МВК ВОЛГА: +7 (843) 291-75-89, МВК ЮГ: +7 (863) 234-52-45

CONTENTS

Alexenko A. G., Calitsin A. A. *Russian Electronics: New Radio Communication Technology* 2

The paper is devoted to single-crystal integrated micro- and nanoelectronic realization prospects of new Russian broadband radio communication technology (protected by the Russia and the USA patents). Such realization is break-through in telecommunications, positioning, location techniques and will give to systems new qualities of personification, adaptability to manufacture, reliability, the cost price. Transition to this level depends on scaling the Fabless design industry i.e. revolutionary change of electronic branch and instrument making industry.
Keywords: system-on-chip (SoC), wireless nanosystems, fabless-industry of design, outsourcing, system nanotechnology, Wide Band, power processing, controlled ultra wide band radio frequency, C-UWB RF IP (Intellectual property) and component platform.

Kukovitsky E. F., Shustov V. A., Lvov S. G., Osin Yu. N., Musatov A. L., Izraelyants K. R., Ormont A. B. *High Emission Current Density Carbon Nanotube Field Emitters: Synthesis and Emission Characteristics*5

Carbon nanotube layers on silicon substrates with nickel silicide NiSi_2 interface layer were produced by chemical vapor deposition (CVD). According to the X-ray-diffraction analysis the silicide forms epitaxial film on silicon surface. Field emission characteristics of such layers with area $7 \times 10^{-4} \text{ cm}^2$ were measured in superhigh vacuum 10^{-9} Torr. Volt-ampere characteristics corresponds to Fowler-Nordheim theory with field enhancement factor $\beta = 780$. The value of emission current density is 900 mA/cm^2 . Such density keeps during 60 min work with relative current fluctuation value 0,1 %.

Keywords: carbon nanotubes, silicon substrates, nickel silicides, field emission.

Adamov D. Yu., Adamov Yu. F., Corshkova N. M. *Nanowires for Nanoelectronics*9

In this paper, it is presented the review of nanowires generation technology for the electronic devices. There are discussed self generation processes of silicon and heterostructure nanowires and the properties of MOS transistors structures, based on nanowires.

Keywords: nanowire, nanoelectronics, carbonic nanotube, planar technology, heterostructure nanowire, lithographic techniques, nanowire technology.

Bilenko D. I., Belobrovaya O. Ya., Galushka V. V., Jarkova E. A., Mysenko I. B., Terin D. V., Hasina E. I. *The Influence of an Adsorption on Capacitive Properties of Nanoporous Silicon*15

The capacitance properties of the diode structures on a basis of partially oxidized porous silicon in a range of frequencies of $10-10^6$ Hz are investigated under normal conditions and at adsorption of polar molecules. It is shown, that for samples with barrier Schottky in a low-frequency range the increase of capacity at adsorption exceeds 10^2 times. It is pointed on the possibility of capacitance sensors creation on the base of oxidized nanoporous silicon.

Keywords: nanostructures partially oxidized porous silicon, capacity, conductivity, adsorption, frequency dependence, sensor.

Smolin V. K. *Formation of Spikes on Metal Rods by Anodic Dissolution*19

A two-phase process of spikes formation on metal rods is studied. The process includes formation of a ring deepening on the surface of the rod with further thinning of its end. The method claimed can be used for manufacturing of the tunnel microscope with small radius of rounding.

Keywords: needle point, metallic kernel, electrolyte, electrochemical working, anodic dissolution.

Dzhangurazov B. Zh., Kozlov G. V., Mikitaev A. K. *The Multifractal Treatment of Sorption Processes for Nanocomposites Polyimide/Organoclay*21

The multifractal treatment was used for description of water sorption in nanocomposites polyimide/organoclay. It has been shown sorption coefficient depends on meandering and chains immobility coefficients. Both mentioned factors are defined by nanocomposites structure and penetrant molecule (cluster of molecules) characteristics.

Keywords: nanocomposite, organoclay, sorption, water, multifractal analysis.

Eremkin V. V., Shakh-Nazarian N. A., Smotrakov V. G., Panich A. A., Shevtsova S. I. *Peculiarities of Obtaining of Electrostrictive Ceramics for Nanopositioners* 23

It is explored the influence of mechanical activation of initial oxide intermixtures on a degree of dispersion of the synthesized powders and a microstructure of electrostrictive ceramics on the basis of lead magnesium niobate — lead titanate. It is shown, that diminution of the size of grain leads to reduction in dielectric permittivity, diminution of longitudinal strain, growth of the dielectric and electromechanical hysteresis.

Keywords: electrostriction, actuator, relaxor, ferroelectric, lead magnesium niobate, lead titanate, high energy milling.

Shtennikov V. N. *The International Standards IPC about Soldering Cores from the Steel* 28

Our researches allow to specify recommendations p. 3.8.6.1 of international standard IPC-HDBK-001.

In article the substantiation of offered specifications and settlement formulas is resulted.

Keywords: the device, assemblage, quality, the soldering, temperature.

Vlasenko V. A., Efimov A. G., Il'ichev E. A., Nemirovskii V. E., Poltoratskii E. A., Gorjachev A. V., Popkov A. F., Frolova G. V., Shupegin M. L. *MEMS Commutators for RF Devices* 30

The research results of microelectromechanical commutators for RF MEMS, obtained at the base of diamond like carbon films (DCLF) by thermal dissociation of polyphenylmethylsiloxane are presented at the first time. DCLF using allow to put out electrodes sealing effects, to decrease the signal losses (up to 100 dB) and to implement the high speed of commutation (~10 ns) of super high frequency (up to 2 GHz on Si and 10 GHz on GaAs substrates).

Keywords: phase converter, microelectromechanical commutator, diamond-like carbon films, plasma-chemical etching, radio-frequency microelectromechanical system — RF MEMS.

Belozubov E. M., Belozubova N. E., Vasil'ev V. A. *Thin-Film Strain Gauge Microelectromechanical Systems with Identical Strain-Sensing Elements* 34

Thin-film strain gauge microelectromechanical systems (TSMEMS) with identical strain-sensing elements are studied. Optimum element relations in different variants of such TSMEMS under transient temperatures are determined.

Keywords: thin-film strain gauge microelectromechanical systems (TSMEMS), identical strain-sensing elements, transient temperature.

Aleksandrov P. A., Baranova E. K., Baranova I. V., Budaragin V. V., Litvinov V. L. *Radiation Effects in Phase-Change Memory Integrated Circuits on Chalcogenide Glasses.* 40

In the present work are considered and analyzed data on the influence of irradiation on the phase-change memory. We have examined the parameters of material $\text{Ge}_2\text{Sb}_2\text{Te}_5$ (GST) and memory cells based on it. Radiation effects in the GST were estimated. The results obtained are compared with available published experimental data on radiation hardness of memory cells and integrated circuits created on the basis of chalcogenide materials with different composition.

Keywords: phase-change memory, chalcogenide glasses, GST, radiation hardness.

Egorov V. V. *The Analytic Solution of Problem of Electromagnetic Field Scattering on Rough Plane Surface* 47

There are statistical fitches of field scattered by rough plane surface is calculated in that article. Vector components of boundary field are presented in simple form.

Keywords: boundary problem, irregularities of surface, boundary field, scattering field.

For foreign subscribers:

Journal of "NANO and MICROSYSTEM TECHNIQUE" (Nano- i mikrosistemnaya tekhnika, ISSN 1813-8586)

The journal bought since november 1999.

Editor-in-Chief Ph. D. Petr P. Maltsev

ISSN 1813-8586.

Address is: 4, Stromynsky Lane, Moscow, 107076, Russia. Tel./Fax: +7(499) 269-5510.

E-mail: nmst@novtex.ru; http://www.microsystems.ru

Адрес редакции журнала: 107076, Москва, Стромьинский пер., 4. Телефон редакции журнала (499) 269-5510. E-mail: nmst@novtex.ru
Журнал зарегистрирован в Федеральной службе по надзору за соблюдением законодательства
в сфере массовых коммуникаций и охране культурного наследия.
Свидетельство о регистрации ПИ № 77-18289 от 06.09.04.

Дизайнер Т. Н. Погорелова. Технический редактор Е. М. Патрушева. Корректор З. В. Наумова

Сдано в набор 13.08.2009. Подписано в печать 17.09.2009. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная.
Усл. печ. л. 6,86. Уч.-изд. л. 8,32. Заказ 825. Цена договорная

Отпечатано в ООО "Подольская Периодика", 142110, Московская обл., г. Подольск, ул. Кирова, 15