TAIO- & MIKPOCICIEMIAA

Том 18. № 5 💠 2016

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, в систему Российского индекса научного цитирования и реферируется в базе данных INSPEC и базе данных RSCI на платформе Web of Science

Главный редактор

Мальцев П. П., д.т.н, проф.

Зам. гл. редактора

Лучинин В. В., д.т.н, проф. Шур М., д.ф.-м.н., проф. (США)

Редакционный совет:

Аристов В. В., д.ф.-м.н., проф., чл.-кор. РАН Асеев А. Л., д.ф.-м.н., проф., акад. РАН Гапонов С. В., д.ф.-м.н., проф., акад. РАН Каляев И. А., д.т.н., проф., чл.-кор. РАН Квардаков В. В., д.ф.-м.н., проф., чл.-кор. РАН Климов Д. М., д.т.н., проф., акад. РАН Ковальчук М. В., д.ф.-м.н., проф., чл.-кор. РАН Нарайкин О. С., д.т.н., проф., чл.-кор. РАН Никитов С. А., д.ф.-м.н., проф., чл.-кор. РАН Рыжий В. И., д.ф.-м.н., проф., чл.-кор. РАН (Япония) Сауров А. Н., д.т.н., проф., чл.-кор. РАН Сигов А. С., д.ф.-м.н., проф., акад. РАН Чаплыгин Ю. А., д.т.н., проф., чл.-кор. РАН Шевченко В. Я., д.х.н., проф., акад. РАН Редакционная коллегия: Абрамов И. И., д.ф.-м.н., проф. (Беларусь) Агеев О. А., д.т.н., проф. Андреев А., к.ф.-м.н., (Великобритания) Андриевский Р. А., д.х.н., проф. Антонов Б. И. Астахов М. В., д.х.н., проф. Быков В. А., д.т.н., проф. Горнев Е. С., д.т.н., проф. Градецкий В. Г., д.т.н., проф. Кальнов В. А., к.т.н. Карякин А. А., д.х.н., проф. Колобов Ю. Р., д.т.н., проф. Кузин А. Ю., д.т.н., проф. Панич А. Е., д.т.н., проф. Петросянц К. О., д.т.н., проф. Петрунин В. Ф., д.ф.-м.н., проф. Пожела К., д.ф.-м.н. (Литва) Путилов А. В., д.т.н., проф. Телец В. А., д.т.н., проф. Тимошенков С. П., д.т.н., проф. Тодуа П. А., д.т.н., проф. Шубарев В. А., д.т.н., проф. Отв. секретарь Лысенко А. В. Редакция: Григорин-Рябова Е. В. Чугунова А. В. Учредитель:

Издательство "Новые технологии"

СОДЕРЖАНИЕ

Издается с 1999 г.

МАТЕРИАЛОВЕДЧЕСКИЕ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МНСТ

МОДЕЛИРОВАНИЕ И КОНСТРУИРОВАНИЕ МНСТ

элементы мнст

диоды УФ диапазона для экстремальных условий эксплуатации . . . 331

Аннотации на русском и английском языках с 1999 г. по настоящее время находятся в свободном доступе на сайте журнала (http://microsystems.ru; http://novtex.ru/nmst/) и научной электронной библиотеки (http://elibrary.ru). Электронные версии полнотекстовых статей расположены на сайте журнала: с 1999 по 2014 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: 107076 Москва, Стромынский пер., д. 4 e-mail: nmst@novtex.ru

© Издательство "Новые технологии", "Нано- и микросистемная техника", 2016

INTERDISCIPLINARY, SCIENTIFIC, TECHNIQUE AND PRODUCTION JOURNAL

Journal of NANOand MICROSYSTEM TECHNIQUE NANO- I MIKROSISTEMNAYA TEHNIKA

ISSN 1813-8586

Maltsev P. P., Dr. Sci. (Tech.), Prof. – CHIEF EDITOR Luchinin V. V., Dr. Sci. (Tech.), Prof. DEPUTY CHIEF EDITOR Shur M. S., Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof. (USA) – DEPUTY CHIEF EDITOR

Editorial council:

Aristov V. V., Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Cor.-Mem. RAS Aseev A. L., Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Acad. RAS Chaplygin Ju. A., Dr. Sci. (Tech.), Prof., Cor.-Mem. RAS Gaponov S. V., Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Cor.-Mem. RAS Kaljaev I. A., Dr. Sci. (Tech.), Prof., Cor.-Mem. RAS Klimov D. M., Dr. Sci. (Tech.), Prof., Acad. RAS Kovalchuk M. V., Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Cor.-Mem. RAS Kvardakov V. V., Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Cor.-Mem. RAS Narajkin O. S., Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Cor.-Mem. RAS Nikitov S. A., Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Cor.-Mem. RAS Ryzhii V. I. (Japan), Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Cor.-Mem. RAS Saurov A. N., Dr. Sci. (Tech.), Prof., Cor.-Mem. RAS Shevchenko V. Ya., Dr. Sci. (Chem.), Prof., Acad. RAS Sigov A. S., Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Acad. RAS **Editorial board:** Abramov I. I. (Belorussia), Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof. Ageev O. A., Dr. Sci. (Tech.), Prof. Andreev A. (UK), Cand. Sci. (Phys.-Math.), Prof. Andrievskii R. A., Dr. Sci. (Chem.), Prof. Antonov B. I. Astahov M. V., Dr. Sci. (Chem.), Prof. Bykov V. A., Dr. Sci. (Tech.), Prof. Gornev E. S., Dr. Sci. (Tech.), Prof. Gradetskiy V. G., Dr. Sci. (Tech.), Prof. Kalnov V. A., Cand. Sci. (Tech.) Karjakin A. A., Dr. Sci. (Chem.), Prof. Kolobov Ju. R., Dr. Sci. (Tech.), Prof. Kuzin A. U., Dr. Sci. (Tech.), Prof. Panich A. E., Dr. Sci. (Tech.), Prof. Petrosjants C. O., Dr. Sci. (Tech.), Prof. Petrunin V. F., Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof. Pozhela K.(Lithuania), Dr. Sci. (Phys.-Math.) Putilov A. V., Dr. Sci. (Tech.), Prof. Shubarev V. A., Dr. Sci. (Tech.), Prof. Telets V. A., Dr. Sci. (Tech.), Prof. Timoshenkov S. P., Dr. Sci. (Tech.), Prof. Todua P. A., Dr. Sci. (Tech.), Prof.

Executive secretary:

Lysenko A. V.

Editorial staff:

Chugunova A. V. Grigorin-Ryabova E. V.

Our:

Web: www.microsistems.ru/eng; e-mail: nmst@novtex.ru

To subscribe, please contact with:

JSC "MK-Periodica": Tel: +7 (495) 672-7012 Fax: +7 (495) 306-3757 E-mail: import@periodicals.ru The Journal is included in the list of the Higher Attestation Commission of the Russian Federation, in the Russian system of science citation index, INSPEC data base and RSCI data base

Published since November 1999

CONTENTS

Vol. 18

No. 5

2016

SCIENCE OF MATERIALS AND TECHNOLOGICAL BASICS OF MNST

MODELLING AND DESIGNING OF MNST

MICRO- AND NANOSYSTEM TECHNIQUE ELEMENTS

Материаловедческие и технологические основы MHCT Science of materials and technological basics of MNST

УДК 661.665

В. В. Лучинин, д-р техн. наук, зав. каф., директор НОЦ, Санкт-Петербургский государственный электротехнический университет "ЛЭТИ" имени В. И. Ульянова (Ленина) E-mail: cmid_leti@mail.ru

ТЕХНОЛОГИИ ПРЕВОСХОДСТВА. КАРБИД КРЕМНИЯ. НАУЧНО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ СТАТУС ЛЭТИ

Поступила в редакцию 23.03.2016

Выполнен системный анализ ключевых проблем в технологии широкозонного алмазоподобного материала карбида кремния. Представлены результаты выполненных в Санкт-Петербургском государственном электротехническом университете конкурентоспособных разработок электронной компонентной базы на карбиде кремния для силовой импульсной и сверхвысокочастотной электроники.

Ключевые слова: карбид кремния, рост, эпитаксия, планарная технология, электронная компонентная база

Введение

В современной международной конкурентной среде, ориентированной на решение задач в области создания электронной компонентной базы (ЭКБ), достаточно редко можно встретить ссылки на отечественные разработки, коренным образом изменившие рынок инновационной продукции по критическим направлениям, определяющим технологическую независимость и безопасность государства.

Следует отметить, что разработка в Ленинградском электротехническом институте в 1976—1980 гг. метода выращивания объемных монокристаллов карбида кремния (метод ЛЭТИ) является международно признанным научно-технологическим прорывом, определившим переход к промышленной технологии изготовления ЭКБ на карбиде кремния (SiC) во всемирной практике. Это относится, в первую очередь, к технологии изготовления приборов оптоэлектроники, СВЧ электроники и, безусловно, силовой электроники, что определяется экстремальными характеристиками данного широкозонного полупроводника по теплопроводности, критической напряженности электрического поля и дрейфовой скорости носителей заряда, устойчивости к воздействию высоких температур, химически агрессивных сред и радиации.

Участники совещания "Карбид кремния. Интеграция научно-образовательного и промышленного потенциала России", представляющие 34 отечественные организации, прошедшего в конце октября 2014 г. на базе Санкт-Петербургского государственного электротехнического университета, констатировали:

- отсутствие в течение длительного времени системного подхода к решению вопроса формирования в России современного промышленного производства полупроводникового карбида кремния и ЭКБ на его основе при значительных совокупных экономических затратах на исследования и разработки в данной области со стороны различных ведомств и организаций;
- необходимость формирования в России карбидокремниевой индустрии как одного из направлений в решении задачи импортозамещения ЭКБ и обеспечения паритета в технологиях, определяющих научно-технологическое превосходство и безопасность государства.

В начале 2016 г. в ЛЭТИ в рамках определения стратегических направлений развития вуза при реализации программы по повышению конкурентоспособности ведущих университетов Российской Федерации (ТОП-100) в качестве одного из приоритетных направлений была определена "Углеродная электроника". Выбор в качестве предметно-профессионального направления "Углеродной электроники" определяется тем, что углероду как широко распространенному в природе химическому элементу присущ атомно-молекулярный энергетический конформизм и, как следствие, имеет место структурнофункциональное и физико-химическое разнообразие углеродосодержащих материалов, а также их органо-неорганическая конвергенция в рамках биотехносферы.

Основанием к реализации проекта по формированию на базе ЛЭТИ междисциплинарного центра превосходства "Углеродная электроника", адаптированного к современной международной инновационной конкурентной среде, является признанный в России и за рубежом высокий уровень компетенций, в том числе в области междисциплинарных исследований, достигнутый сотрудниками университета при проведении в течение ряда лет работ по синтезу, структуро- и формообразованию углеродосодержащих неорганических материалов и композиций органической природы.

Особо следует отметить паритет или превосходство, достигнутое рядом научно-образовательных коллективов, функционирующих на базе вуза по критическим направлениям развития "углеродных" материалов и электронной компонентной базы на их основе, включая приоритетные отечественные разработки в областях: технологии роста объемных монокристаллов карбида кремния (метод ЛЭТИ) [1]; эпитаксиальных структур алмаза с ранее недостижимыми электрофизическими параметрами [2]; 3D наноразмерных топологически упорядоченных композиций "карбид кремния — наноструктурированный алмаз" для автоэмиссионной электроники [3, 4]; 2D нанослоевых композиций жесткоцепных полиимидов для межслойной изоляции нанопористыми low-k диэлектриками в новейших интегральных микросхемах с наноразмерными топологическими нормами [5, 6].

В рамках поставленной цели планируемые сегменты целевого рынка наукоемкой инновационной научно-образовательной продукции были определены как:

- карбид кремния и композиции "карбид кремния — графен", "карбид кремния — алмаз";
- алмаз и эпитаксиальные композиции на его основе;
- 2D и 3D наноразмерный углерод: графен, нанотрубки;
- полимеры и биополимеры: структуро- и формообразование, аддитивные печатные и бионические технологии.

Основным ожидаемым результатом системообразующего характера, определяющим эффективность реализации для университета проекта — Междисциплинарный центр превосходства "Углеродная электроника", является реализация модели инновационного развития с формированием на базе вуза конкурентоспособных технологических ниш превосходства в рамках вышеуказанного направления с их инфраструктурным практическим воплощением в виде технологических линий и маршрутов: алмаз, карбид кремния, гибкая печатная электроника.

Реализация амбициозных проектов и экспресстрансформация знаний от исследовательской стадии к производственной требуют концентрации компетенций, инфраструктурных ресурсов и профессиональной элиты. Выбор в качестве одного из направлений формирования конкурентоспособной национальной инновационной среды технологической ниши карбидокремниевой электроники определил необходимость детального системного анализа современных проблем и достижений карбидокремниевой индустрии в целях позиционирования ЛЭТИ на рынке наукоемкой и реально востребованной продукции.

Целью данной статьи является системный анализ ключевых проблем и прогрессивных тенденций в технологии данного широкозонного алмазоподобного полупроводникового материала и ЭКБ на его основе.

Учитывая необходимость формирования у читателя системных представлений о состоянии работ в карбидокремниевой индустрии материал статьи излагается преимущественно в виде таблиц или графических обобщенных представлений, что должно обеспечивать наглядность и возможность практического использования результатов анализа.

Наиболее значимые современные тенденции иллюстрируются на примере отечественных разработок, выполненных в СПбГЭТУ применительно к ростовым процессам и перспективной ЭКБ только в течение последних нескольких лет.

Более ранние разработки достаточно подробно изложены в работах [6—9].

Карбид кремния материал электронной техники

Промышленная история карбида кремния берет свое начало с конца XIX века, когда в 1893 г. Е. Ачесоном была предложена сублимационная технология получения абразивного материала за счет испарения шихты, в основе которой лежал углерод и кремний (фактически кварцевый песок). В процессе высокотемпературного синтеза формировался карбидокремниевый спёк, содержащий преимущественно бинарное химическое соединение — карбид кремния в виде сростков кристаллов. Данный абразивный материал с высокой твердостью по Моосу (9,2...9,3) получил название карборунд. Дальнейшую историю становления карбида кремния как материала полупроводниковой техники отражает табл. 1.

Впервые результаты по выращиванию объемных монокристаллов — слитков SiC — были представлены сотрудниками Ленинградского электротехнического института Ю. М. Таировым и В. Ф. Цветковым в 1976 г. на 1-й Европейской конференции по выращиванию кристаллов из газовой фазы (Цюрих, Швейцария), а полномасштабная публикация по новому методу роста SiC, получившего название в мировой практике (по аналогии с методом Лели) метод ЛЭТИ, появилась в 1978 г. [1] в высокорейтинговом международном журнале "Cristal Growth". В основу метода была положена классическая схема конденсации пересыщенного пара на "монокристалл — затравку" карбида кремния.

В течение ряда лет в рамках технологии разращивания базовой затравки, полученной первоначально по методу Лели, удалось перейти к росту объемных монокристаллических слитков карбида кремния диаметром в несколько дюймов.

Эволюцию размеров выращиваемых монокристаллов карбида кремния, достигнутую благодаря разработке метода ЛЭТИ, определившего для мировой практики возможность перехода к промышленной технологии создания приборов на карбиде кремния интегрально-групповыми методами, иллюстрирует рис. 1.



Рис. 1. Эволюция процессов роста монокристаллического SiC от метода Лели к методу ЛЭТИ

Fig. 1. Evolution of SiC single crystal growth processes from Lely method to LETI method

Физико-химические и технологические особенности SiC как материала электронной техники отражает табл. 2. Комплексный анализ базовых полупроводниковых материалов в отношении их свойств, определяющих функциональное назначение и достигаемые параметры при создании электронной компонентной базы, иллюстрирует рис. 2.

Выполненное ранжирование указывает на соседство карбида кремния с такими перспективны-

Таблица 1

Промышленная история становления тех	ехнологии роста карбид	кремния
--------------------------------------	------------------------	---------

Table 1

The industrial history of formation of the silicon carbide growth technology

Годы Years	Исторические факты Historical facts
1893	Acheson E. G. U. S. Patent \mathbb{N} 492767, Feb. 28, 1893 Метод Ачесона — получение абразивного материала Acheson E. G. U. S. Patent \mathbb{N} 492767, Feb. 28, 1893 Acheson method — getting an abrasive
1907	ROUND H. S. "A NOTE on carborundum", Electrotechnical Word 49, 308, 1907. Электролюминесценция карбида кремния ROUND H. S. "A NOTE on carborundum", Electrotechnical Word 49, 308, 1907. Electroluminescence of silicon carbide
1922	Лосев О. "Детектор-генератор, детектор-усилитель" Ти Tbn 1922, 14, 374. Первый патент на электролюминесцентный источник источник Losev O. "Detector-generator, detector-amplifier" Tee Tbn 1922, 14, 374 The first patent for an electroluminescent source
1955	Lely (Germany). Ber. Deut. Ceram. Gesellsh., 1955, 32,229. Выращивание монокристаллов полупроводникового карбида кремния методом сублимации (метод Лели) Lely (Germany). Ber. Deut. Ceram. Gesellsh., 1955, 32, 229. Growing of semiconductor silicon carbide single crystals by the sublimation method (Lely method)
1964	Подольский химико-металлургический завод. Первое промышленное производство монокристаллов SiC в СССР (по методу Лели) (по методу Лели) Podolsk Chemical-Metallurgical Plant. The first industrial production of SiC single crystals in the USSR (Lely method)
1976	Таиров Ю. М. и Цветков В. Ф. Первая Европейская конференция по росту кристаллов. Цюрих, 1976, с. 188. Метод вы- ращивания объемных монокристаллов карбида кремния (метод ЛЭТИ) Tairov Y. M. and Tsvetkov V. F. First European conference on crystal growth. Zurich, 1976, p. 188. The method of growing of bulk single crystals of silicon carbide (LETI method)
1982	Подольский химико-металлургический завод. Метод ЛЭТИ внедрен в промышленность. В дальнейшем производство приостановлено Podolsk Chemical-Metallurgical Plant. LETI method implemented in the industry. In the future, the production was suspended
1987	Северная Каролина, США. Создана фирма "Cree Research Inc." North Carolina, USA. The company "Cree Research Inc." was created
1991	Фирма "Cree Research Inc." начала коммерческое производство объемных монокристаллов SiC (по методу ЛЭТИ) Company "Cree Research Inc." begins commercial production of SiC bulk single crystals (LETI method)

Таблица 2

Физико-технологические особенности SiC как материала электронной техники

Physical and technological properties of SiC as a material of electronic equipment

Базовые критерии Basic criteria	Оптико-технологические особенности Physical-technological features	
Доступность и экологичность исходных компонентов Accessibility and sustainability of components	 Неограниченность источников сырья Типовые процессы переработки и очистки сырья Низкая энергетическая и экологическая нагрузка на биосферу Unlimited sources of raw materials Typical processes for processing and purification of raw materials Low energy and environmental affection on the biosphere 	
Устойчивость к высоким температурам и химически активным средам Resistance to temperature and chemically-active medias	• Эффективная диссоциация (сублимация) при $T > 2000$ °С и пониженных давлениях • Отсутствие плавления при нормальных давлениях ($T_{\Pi\Pi} > 3000$ °С при $P = 35$ атм) • Эффективное химическое травление в расплаве щелочей при $T = 400$ °С и хлоросодержащих газах при $T > 1000$ °С • Effective dissociation (sublimation) at $T > 2000$ °C and reduced pressures • Lack of fusion at normal pressures ($T_{melt} > 3000$ °C at $P = 35$ atm) • Effective chemical etching in alkaline melt at $T = 400$ °C and in chlorine-containing gases at $T > 1000$ °C	
Физико-химические и структурные особенности бинарного соединения Physical-chemical and structural characteristics of the binary compound	 Многообразие структурных модификаций при единстве основного состава — одноосный по- лимофизм (политипизм) Нестехиометрия (SiC) при выращивании и энергетических воздействиях Наличие собственных оксида (SiO₂) и маски (C) A variety of structural modifications at the unity of the basic structure — an uniaxial polymorphism (polytypism) Nonstoichiometry (SiC) at growing and energy impacts Presence of native oxide (SiO₂) and the mask (C) 	
Доступность легирования и сложность получения материала с собственной электропроводностью Availability of doping and difficulty to obtain a material with its own electrical conductivity	• Эффективный донор — азот, акцепторы: алюминий и бор • Широкий диапазон уровней легирования донорами и акцепторами от 10^{15} до 10^{21} см ⁻³ • Легкость вхождения неконтролируемых примесей (фон > 10^{15} см ⁻³) • Низкие коэффициенты диффузии основных примесей (10^{-13} — 10^{-14} см ² /с) • Effective donor — nitrogen, acceptors: aluminum, boron • Wide range of doping levels by donors and acceptors from 10^{15} to 10^{21} сm ⁻³ • Ease of entry of the uncontrolled impurities (background > 10^{15} cm ⁻³) • Low diffusion coefficients of the main impurities (10^{-13} — 10^{-14} сm ² /s)	
Структурно-ориентационная селективность процессов роста, легирования, окисления Structural and orientation selectivity of growth, doping and oxidation processes	 Политипная избирательность Эффект полярности грани (0001) (кремниевая, углеродная) Наличие изоструктурных изоэлектронных аналогов для гетероэпитаксии и синтеза твердых растворов (AIN, GaN) Polytypic selectivity Effect of the polarity of the edge (0001) (silicon, carbon) Isoelectronic isostructural analogues for heteroepitaxy and synthesis of solid solutions (AlN, GaN) 	

ми материалами, как нитриды галлия и алюминия и, безусловно, алмаз. Определяющими с точки зрения достижения экстремальных режимов и условий эксплуатации являются: ширина запрещенной зоны, температура Дебая, теплопроводность, критическая напряженность электрического поля, скорость насыщения дрейфа носителей.

Важнейшими критериями обобщенного качества материала в отношении режимов работы ЭКБ на их основе являются известные критерии: "Johnson", "Kejes", "Baliga", учитывающие фактически допустимую тепловую или электрическую нагрузку, что наиболее часто отражается в произведении "коммутируемая (генерируемая) мощность × частота", "рабочее напряжение × плотность тока" или в виде "достижимой скорости нарастания напряжения" в импульсных системах. Все вышеуказанные базовые характеристики материала входят в данные критерии оценки достижимых характеристик у приборов силовой, высокочастотной, импульсной электроники.

Стойкость SiC к различным видам воздействий часто обобщается в литературе в виде температуры Дебая, которая фактически может быть детализирована по ряду основных экстремальных воздействующих факторов (табл. 3).

Ключевые проблемы технологии SiC

Характерная стойкость SiC к внешним воздействиям определяет и сложности в технологии синтеза, обработки и модифицирования данного материала.

Современные ключевые проблемы при промышленном освоении электронной компонентной базы на основе SiC системно упорядочены в рамках табл. 4.

Особое внимание заслуживают по-прежнему ростовые проблемы, связанные с получением как



Рис. 2. Упорядочение базовых полупроводниковых материалов по основным физическим свойствам

Fig. 2. Adjustment of the base semiconductor materials by its basic physical properties

сильно легированных монокристаллов подложек для силовой электроники на SiC, так и высокоомных подложек, являющихся базовыми субстратами для приборов CBЧ электроники на основе гетероструктурных композиций GaN/AIN/SiC.

Низкоомность подложки достигается легированием растущих монокристаллов в процессе роста азотом. Однако при определенных уровнях концентрации имеет место дефектообразование, ухудшающее структурные характеристики материала. Это отрицательно сказывается на качестве эпитаксиальных слоев SiC, что недопустимо при создании приборов сильноточной высоковольтной электроники.

Наиболее часто используемое дополнительное легирование растущего монокристалла компенсирующей примесью для обеспечения высокоомности подложек ($\rho > 10^8$ Ом · см), предназначенных для СВЧ электроники, не обеспечивает требуемых характеристик субстрата при эксплуатации в экстремальных СВЧ режимах. Это заставляет обращаться к высокочистым нелегированным подложкам, которые фактически являются эксклюзивными не только по ценовым параметрам, но и

по доступности, особенно для отечественного потребителя.

Характеризуя развитие в ЛЭТИ работ по росту кристаллов SiC следует выделить:

- создание совместно с ООО "Сектор" новой полностью отечественной установки по выращиванию монокристаллов SiC (рис. 3) с возможностью получения слитков (рис. 4) диаметром до 6" (150 мм);
- проведение комплекса исследований по росту карбида кремния на подложках с нетрадиционными кристаллографическими ориентациями [10];
- изучение процессов обратимого ростового политипизма в системе SiC—AIN в рамках представлений о матричной репликации редких политипов (рис. 5).

Анализ и освоение процессов эпитаксиального роста карбида кремния, осуществляемые сотрудниками СПбГЭТУ с использованием зарубежной экспериментальной базы, а с конца 2015 г. в рамках постановки данного процесса в составе технологического маршрута изготовления

Таблица 3

Стойкость SiC к экстремальным внешним воздействиям Table 3

SiC resistance to extreme external influences

Вид стойкости Kind of resistance	Характеристики Features
Тепловая <i>Thermal</i>	Энергия сублимации (атомизации) > 150 ккал/моль Sublimation thermal energy
Лучевая Radiation	(atomization) > 150 kcal/mol Устойчивость к оптическому воздействию > 10 ⁴ Br/cm ²
Радиационная <i>Radiative</i>	<i>Resistance to optical affection</i> > 10 [°] <i>W/cm</i> ² Флюэнс нейтронов > 10^{15} нейтронов/см ² <i>Neutron fluence</i> > 10^{15} <i>neutrons/cm</i> ²
Химическая Chemical	Травители: хлор, водород, хлористый водород ($T > 900$ °C); расплавы щелочей (KOH, NaOH; $T > 400$ °C) Etchants: chlorine, hydrogen, chloride hydrogen, ($T > 900$ °C); alkali melts (KOH, NaOH; T > 400 °C)
Механическая Mechanical	Твердость по Моосу 9,29,3; модуль Юнга 400 ГПа Hardness by Mohs: 9.29.3; Young's modulus: 400 GPa
Обобщенная Generalized	Температура Дебая 12001430 К политип 3С-6Н) Debye temperature: 12001430 К (polytype 3С-6Н)

приборов силовой высоковольтной электроники, реализуемого на базе электротехнического университета, позволили определить наиболее критические моменты управления процессами гомоэпитаксии исходя из следующих базовых критериев: чистота и уровень легирования материала; структурное совершенство и скорость роста эпитаксиальных слоев; морфология поверхности. Данные обобщенные представления иллюстрирует схема на рис. 6.

Управление процессом легирования при этом осуществляется тремя основными способами:

• выбором легирующего прекурсора (*n*-тип доноры: азот, N₂, NH₃, фосфор, PH₃; *p*-тип ак-

Таблица 4

Ключевые проблемы технологии приборов на SiC Key issues of SiC devices technology

Table 4

Базовые конструк- тивно-технологиче- ские элементы Basic design and technological elements	Особенности и проблемы Features and issues	Принципиальные ограничения Principal limitations
Кристаллы- подложки Crystal substrates	 Высокотемпературные процессы роста Достижение требуемых электрофизических параметров Сохранение электрофизических свойств при экстремальных воздействиях High-temperature processes of growth Achieving the required electro-physical parameters Saving the electrical properties under extreme conditions 	 Размеры подложек Стоимость подложек Низкоомность Высокоомность Dimensions of substrates Cost of substrates Low-resistance High-resistance
Эпитаксиальные структуры Epitaxial structures	 Качество предэпитаксиальныой подготовки Высокотемпературность процессов Интеграция процессов роста sic и легирования Quality of pre-epitaxial preparation High temperature processes Integration of SiC growth and doping processes 	 Стоимость эпитаксиальных структур; Эпитаксиальные структуры большой тол- щины Cost of epitaxial structures Epitaxial structures of large thickness
Легирование Alloying	 Высокотемпературность диффузии и ее продолжительность Ограниченность эффективных примесей при имплантации Высокотемпературность процессов отжига после имплантации Нigh temperature of diffusion and its duration Limitation of effective impurities during implantation High temperature of annealing processes after implantation 	 Качество и номенклатура легирования для силовых приборов; Специализированное оборудование для отжига Quality and range of doping for power devices Specialized equipment for annealing
Окисление Oxidation	 Граница раздела "sic — оксид Si" Interface "SiC — Si oxide" 	 Высокая плотность состояний Низкая подвижность носителей в канале High density of states Low carrier mobility in a channel
Травление Etching	 Высокотемпературность жидкостного травления Продолжительные процессы "сухого" 3D травления High temperature of liquid etching Prolonged processes of "drv" 3D etching 	• Сложность реализации структур с боль- шим аспектным отношением • Complexity of implementation of structures with large aspect ratio
Металлизация, контакты Metallization, contacts	 Высокие плотности тока Локальное энерговыделение Высокие температуры Физико-химическая и электрическая деградация High current density Local energy release High temperatures Physical-chemical and electrical degradation 	• Экстремальные режимы и условия экс- плуатации • Extreme modes and operating conditions
Изоляция, защита Isolation, protection	 Высокие напряжения Высокие температуры Физико-химическая и электрическая деградация High voltages High temperatures Physical-chemical and electrical degradation 	• Экстремальные режимы и условия экс- плуатации • Extreme modes and operating conditions
Корпусирование Encapsulation	 Высокие плотности тока и напряжения Высокие температуры High current densities and voltages High temperatures 	 Электрическая прочность Тепловое сопротивление Химическая стойкость Dielectric strength Thermal resistance Chemical resistance
Моделирование Modeling	 Модели приборов при экстремальных режимах работы (уровни инжекции, напряженности полей, температура) Models of instruments under extreme operating conditions (injection, fields tension, temperature levels) 	 База данных реальных электрофизиче- ских параметров в экстремальных режимах и условиях эксплуатации Database of real electro-physical parameters in extreme conditions and operating conditions



Рис. 3. Отечественная установка для выращивания объемных монокристаллов карбида кремния. Совместная разработка и реализация ООО "Сектор" и ЛЭТИ. Площадь подложки — до $\emptyset 6"$ (150 мм); дефектность: дислокации < 10³ см², поры < 1 см⁻²; политипизм — 6H, 4H, 3С; высокоомность — > 10⁸ Ом · см; низкоомность — < 10⁻³ Ом · см

Fig. 3. Domestic system for growing of bulk single crystals of silicon carbide. Joint development of "Sector" LTD and LETI: substrate square — up to $\emptyset 6$ " (150 mm); defects: dislocation < 10^3 cm², pores < 1 cm²; polytypism — 6H, 4H, 3C; high-resistance > $10^8 \ \Omega \cdot cm$; low-resistance < $10^{-3} \ \Omega \cdot cm$



Рис. 4. Слиток карбида кремния, выращенный на новой отечественной установке сублимационного роста SiC: диаметр 82 мм; высота 18 мм; политип 4H; ориентация — (0001)

Fig. 4. An ingot of silicon carbide, grown on the Russian installation of SiC sublimation growth: diametr 82 mm; high 18 mm; polytip 4H; orientation (0001)

цепторы: алюминий и галлий, металлоорганика Al(CH₃)₃, Ga(CH₃)₃) и их концентрацией, определяемой скоростью потока газа;

- соотношением Si/C (*n*-тип), C/Si (*p*-тип);
- кристаллографической ориентацией (0001) Si или (0001) C (растворимость примесей, напри-



Рис. 5. Обратимый ростовой политипизм. Получение редких политипов AIN в системе SiC — AIN: *a* — ИК Фурье-спектроскопия (*1* — подложка SiC; *2* — эпитаксиальный слой AIN); *b* — электроннография политипов AIN

Fig. 5. Reversible growth polytypism. Obtaining of rare AlN polytypes in SiC-AlN system: a - IR Fourier transform spectroscopy (1 - SiC substrate; 2 - AlN epitaxial layer); b - electron diffraction of AlN polytypes



Рис. 6. Факторы управления в технологии эпитаксиального роста SiC из газовой фазы

Fig. 6. Control factors in epitaxial growth of SiC from the gas phase technology

мер, алюминия на Si грани превосходит на порядок растворимость примесей на C грани).

Наиболее востребованной технологической операцией при создании приборов на SiC по абсолютно доминирующей эпитаксиальной технологии является смена типа легирующей примеси в ростовом реакторе без его "разгерметизации" непосредственно в процессе эпитаксиального роста. Имеющийся у ЛЭТИ современный эпитаксиальный реактор позволяет реализовать данный процесс, включая автоматическую загрузку подложек.

Конкурентоспособные разработки экстремальной ЭКБ на SiC, выполненные в ЛЭТИ

Необходимостью формирования в России карбидокремниевой индустрии как одного из приоритетных направлений при решении задач импортозамещения электронной компонентной базы и обеспечения паритета в технологиях, определяющих научно-технологическую конкурентоспособность и безопасность государства, не вызывает сомнений.

ЭКБ силовой импульсной высоковольтной электроники. В современной зарубежной полупроводниковой индустрии карбид кремния прочно занял нишу материала силовой высоковольтной электроники. В отечественной практике также декларируется появление карбидокремниевых силовых модулей, однако до сих пор базовые электронные компоненты являются заимствованными из-за рубежа, и поэтому данные конструктивно-технологические решения нельзя признать импортозамещающими.

Применительно к созданию реальной собственной карбидокремниевой ЭКБ следует отметить OKP, реализуемую по заказу Минпромторга РФ, "Разработка и освоение производства линии коммутирующих элементов с наносекундными и пикосекундными временами переключения и рабочими напряжениями 30...3000 В (шифр "Аппарат 10")". Базовая конструкторско-технологическая разработка была выполнена в Центре микротехнологии и диагностики СПбГЭТУ (ЛЭТИ), а основным результатом работы является организация в России на базе ОАО "Светлана" серийного выпуска приборов силовой высоковольтной электроники на карбиде кремния.

Дрейфовые диоды с резким восстановлением (ДДРВ, DSRD — drift step recovery diodes), предложенные группой советских ученых ФТИ им. А. Ф. Иоффе [1] и реализованные впервые на кремнии, до настоящего времени являются наиболее быстрыми полупроводниковыми ключами. Время переключения определяется процессами, происходящими в базе диода, где формируется электронно-дырочная плазма, и данный процесс в первую очередь зависит от толщины базы и насыщенной скорости дрейфа основных носителей заряда. Для реализации высоковольтного сильноточного импульсного режима переключателя важны также такие параметры материала, как пробивная напряженность электрического поля, уровень легирования и распределение примесей в базе, время жизни неравновесных носителей заряда в базе диода. Последнее связано с тем, что при короткой импульсной двусторонней инжекции в базу носители не успевали бы рекомбинировать до момента их выведения из базы при переключении.

По комплексу вышеуказанных параметров, включая дополнительно ширину запрещенной зоны и, безусловно, теплопроводность, определяющую тепловые преимущества материала и, как следствие, повышение тактовый частоты следования импульсов, карбид кремния более чем на порядок превосходит кремний и уступает только алмазу.

Образцы ДДРВ, созданные по эпитаксиальной технологии n^+ -p- p^+ (рис. 7), реализованные с двумя видами защиты от пробоя (траншейного и мезаструктурного типов) имеют рабочие напряжения





до 2 кВ и субнаносекундные времена переключения (600...900 пс) при скорости нарастания импульса напряжения dU/dt = 3...5 В/пс. Прямое падение напряжения на диодной структуре не превышало 3 В, а обратный ток при площади чипа 4 мм² находится на уровне 10^{-8} А. Увеличение рабочих напряжений более 10 кВ достигалось формированием высоковольтной сборки, при этом сохранялись субнаносекундные времена переключения прибора [12].

ЭКБ силовой транзисторной электроники на SiC. Целью данного подраздела является представление следующей значительной "вехи" в карбидокремниевой истории СПбГЭТУ и развитии отечественной технологии полупроводникового карбида кремния — создании полевого транзистора с изолированным затвором (MOSFET) на карбиде кремния как базового усилительного элемента ЭКБ для экстремальных режимов и условий эксплуатации.

В краткосрочной перспективе силовые МДПтранзисторы на карбиде кремния политипа 4H способны занять свою нишу при создании силовых электронных систем, что в первую очередь достигается сочетанием высоких рабочих напряжений пробоя, низкого сопротивления активной области, высокой плотности коммутируемой мощности и низких потерь при переключении, достаточно высоких рабочей частоты и температурных условий эксплуатации.

Сечение спроектированного и реализованного вертикального МДП-транзистора изображено на рис. 8, *а*. Активной частью прибора является низколегированный n^- -слой со сформированными в нем *p*-областью, а также n^+ - и p^+ -областями. Область p^+ выполняет роль контакта к *p*-области и формируется для выравнивания потенциала между p^+ -областью и истоком для нейтрализации паразитного *n-p-n*-транзистора. В открытом состоянии, когда на затвор приложено положительное напряжение относительно истока, ток протекает через контакт к истоку, n^+ -область, канал транзистора, J-FET-область, ограниченную двумя *p-n*-переходами, низколегированную дрейфовую область, высоколегированную подложку и контакт к стоку.

Ячейка транзистора имеет гексагональную форму (рис. 8, *b*) с длиной канала 1 мкм и J-FET-областью шириной 3 мкм, а ширина области перекрытия затвора и n^+ -области истока составляла 1 мкм. Транзистор был сформирован из массива гексагональных ячеек и "плавающих" колец по периметру прибора, обеспечивающих плавный градиент напряженности поля на периферии, что позволяет избежать поверхностного пробоя.

Ключевой проблемой при создании быстродействующего силового МДП-транзистора на 4Н карбиде кремния с низким сопротивлением канала являются электрические свойства подзатворного



Рис. 8. Силовые МДП-транзисторы на 4H-SiC: *а* — сечение транзистора; *b* — гексагональная ячейка транзисторной структуры; *с* — внешний вид транзистора

Fig. 8. Power MIS-transistors on 4H-SiC: a — cross section of transistor; b — hexagonal cell of transistor structure; c — exterior of the transistor







Fig. 9. Basic characteristics of MIS transistors on 4H-SiC in the temperature range from 25 to 275 °C: a - current transmission characteristic; b - output characteristic; c demonstration of high operating voltages at switching

диэлектрика и границы раздела 4H-SiC/SiO₂, ухудшающие рабочие характеристики прибора [13].

Силовой МДП-транзистор на карбиде кремния (рис. 8, *c*) был создан на низколегированном

эпитаксиальном слое толщиной 11 мкм с концентрацией азота около $7 \cdot 10^{15}$ см⁻³, выращенном на коммерческой высоколегированной четырехдюймовой SiC (0001) подложке *п*-типа с углом разориентации 4°. Р-область глубиной 1 мкм с прямоугольным профилем распределения примеси с концентрацией алюминия $1 \cdot 10^{18}$ см⁻³ была сформирована методом ионной имплантации. Аналогичным образом были имплантированы n^+ - и p^+ -области глубиной 220 и 300 нм с концентрацией фосфора и алюминия $6 \cdot 10^{19}$ и $1 \cdot 10^{20}$ см⁻³ соответственно.

Подзатворный диэлектрик формировался путем нанесения двуслойной системы — 5 нм нитрида кремния/45 нм диоксида кремния методом плазмохимического газофазного осаждения (PECVD) с последующим окислением в атмосфере сухого кислорода при температуре 1150 °С в течение 1 ч. Легированный фосфором поликремниевый затвор толщиной 450 нм



Рис. 10. Сопоставительный анализ характеристик карбидокремниевого МДП-транзистора с кремниевыми и карбидокремниевыми аналогами

Fig. 10. Comparison of the characteristics of SiC MIS transistor with silicon and silicon carbide analogues

268

был сформирован методом химического газофазного осаждения при пониженном давлении (LPCVD).

Анализ базовых характеристик созданных транзисторных структур (рис. 9) показал, что напряжение включения транзистора составляет 1,8 В ($V_{ds} = 2$ В, $I_{ds} = 10$ мкА), а сопротивление транзистора во включенном состоянии $R_{ds \ spec(on)}$ было вычислено из наклона выходных характеристик при $V_{gs} = 20$ В и составило 29 мОм · см² при комнатной температуре. Плотность коммутируемого тока при комнатной температуре превысила 120 А/см² при пробивном напряжении $V_{ds} = 5$ В.

Пробивное напряжение транзистора при комнатной температуре составило 900 В. Увеличение пробивного напряжения транзистора возможно за счет увеличения числа "плавающих" колец для создания плавного градиента потенциала на периферии прибора и соответствующего увеличения толщины и уменьшения концентрации примеси в дрейфовой области. Результаты сопоставительного анализа созданного карбидокремниевого МДПтранзистора с кремниевыми аналогами по основным характеристикам представлены на рис. 10. Более подробная информация о созданном МДПтранзисторе на SiC представлена в статье, опубликованной в данном журнале.

Следует отметить, что в настоящее время созданные силовые МДП-транзисторы на SiC имеют гораздо более низкое сопротивление во включенном состоянии, чем кремниевые аналоги, однако существует ряд проблем, существенно ограничивающих дальнейшее уменьшение их сопротивления, а именно — низкая подвижность носителей заряда, преимущественно обусловленная высокой плотностью поверхностных состояний на границе раздела 4H-SiC/SiO₂. Низкая подвижность носителей заряда в канале транзистора также приводит к существенному ограничению его рабочего диапазона частот.

ЭКБ автоэмиссионной высокочастотной электеризуется возрождением вакуумной микро- и наноэлектроники в целях достижения сверхвысоких частот ГГц —ТГц диапазона, обеспечения высокого уровня "произведения генерируемой мощности на частоту" в лампах миллиметрового и субмиллиметрового диапазонов частот, решению задач коммутации и генерации в сверхкороткоимпульсной электронике и рентгеновской технике. Для вакуумной автоэмиссионной электроники также характерна радиационная и температурная стойкость.

Важнейшим элементом вакуумного прибора является источник электронов. Эффективные катоды с полевой эмиссией до настоящего времени являются предметом интенсивных исследований. Карбид кремния может быть отнесен к перспективным материалам автоэмиссионной электроники и, в первую очередь, благодаря экстремальным значениям критической напряженности поля лавинного пробоя, теплопроводности и механической прочности. Дополнительными достоинствами SiC следует считать его устойчивость к химическим и радиационным воздействиям.



Рис. 11. Карбидокремниевые автоэмиссонные острия, сформированные различными технологическими приемами: *a* — технология остросфокусированного ионного пучка; *b* — реактивное ионно-плазменное травление с металлическим катализатором; *c* — двухстадийная двухуровневая технология матриц на основе реактивного ионно-плазменного травления; *d* — технология гетероструктурных матриц "карбид кремния — нанокристаллический алмаз"

Fig. 11. Silicon carbide field emission tips formed by different technological methods: a — technology of sharply focused ion beam; b — plasma-reactive ion etching with a metal catalyst; c — two-stage two-level technology of matrices based on reactive ion plasma etching; d — heterostructure matrix technology "silicon carbide — nanocrystalline diamond"

Данные обстоятельства позволили прогнозировать создание на основе карбида кремния микрокатодов с полевой эмиссией, сочетающих высокую плотность тока эмиссии, стабильность эмиссионных характеристик и приемлемые невысокие значения напряженности электрического поля начала эмиссии.

В рамках проведенного комплекса исследований и разработок были предложены и реализованы четыре технологических маршрута создания автоэмиссионных структур на карбиде кремния:

- формирование автоэмиссионных острий методом остросфокусированного ионного пучка (рис. 11, *a*);
- формирование топологически
- упорядоченных массивов автоэмиссионных острий методом реактивного ионно-плазменного травления с металлическим катализатором (рис. 11, *b*);
- формирование топологически упорядоченных двухуровневых автоэмиссионных микроразмерных матриц пьедесталов с наноразмерными остриями по двухстадийной технологии, сочетающей процессы фотолитографии, реактивного ионно-плазменного травления и микромаскирования катализатором (рис. 11, *c*);
- формирование гетероструктурных двухстадийных матриц автоэмистеров на основе карбида кремния и нанокристаллического алмаза (рис. 11, *d*).
 Основой всех автоэмиссионных структур явля-

лись монокристаллы подложки 6H-SiC *n*-типа с удельным сопротивлением 0,05 Ом · см.

Обобщая совокупность полученных результатов, подробно изложенных в работах [1—14], следует отметить, что в настоящий момент можно констатировать устойчивую реализацию на базе SiC микрокатодов с полевой эмиссией со следующими базовыми параметрами:

- напряжение начала эмиссии 10...15 В/мкм;
- плотность тока эмиссии до 10 A/см²;
- плотность автоэмиссионных острий 5 · 10⁸ см⁻²;
- устойчивость работы в вакууме от 10⁻⁶ до 10⁻⁹ мм рт. ст.

Особое внимание заслуживают результаты формирования гетероструктурных катодов "карбид кремния — алмаз" [16], которые показали при росте напряжения начала эмиссии повышение ее стабильности во времени. Кроме того, данная гетерокомпозиция, сочетающая материалы со значительным различием ширины запрещенной зоны, может рассматриваться как базовая структура для



Рис. 12. Прогрессивные тенденции в технологии SiC *Fig. 12. Progressive trends in SiC technology*

твердотельных автоэмиссионных приборов, не использующих вакуум, создающий определенные сложности при корпусировании.

Заключение

В рамках развития научных исследований и прототипирования образцов новой конкурентоспособной карбидокремниевой элементной базы в 2016 г. планируется завершить создание на базе СПбГЭТУ "ЛЭТИ" полной технологической линии изготовления следующих видов приборов:

- силовая электроника (диоды с барьером Шоттки, импульсные высоковольтные ДДРВ диоды и МДП-транзисторы);
- высокочастотная электроника (вакуумный диод с полевой эмиссией; вакуумный диодный обостритель, автоэмиссионный ограничитель электромагнитного излучения, фотопроводящие антенны ТГц-диапазона, плазменные антенны;
- оптоэлектроника (датчики жесткого УФ излучения для экстремальных условий эксплуатации) см. статью в данном выпуске журнала;
- микросистемная техника (мощные высокочастотные микромеханические ключи).

Создаваемая технологическая линия должна обеспечить замкнутый цикл от роста кристаллов и создания эпитаксиальных структур до формирования в рамках планарной интегрально-групповой технологии пластин с кристаллами — чипами.

Концентрация знаний, инфраструктурных ресурсов и профессиональной элиты для реализации ранее указанных амбициозных проектов, направленных на формирование конкурентоспособной национальной инновационной среды в области карбидокремниевой электроники позволяет прогнозировать возможность развития данных востребованных направлений с реализацией в СПбГЭТУ концепции "экономики знаний".

Учитывая актуальность ранее указанной проблематики и имеющийся в СПбГЭТУ высокий уровень компетенций по комплексу направлений карбидокремниевой электроники, предполагается дальнейшее развитие системы сетевой национальной и международной кооперации для решения задач формирования в России карбидокремниевой индустрии и ее профессионально ориентированного кадрового обеспечения.

Общие прогрессивные тенденции в технологии карбида кремния как базового материала электронной компонентной базы для экстремальных режимов и условий эксплуатации отражает рис. 12.

Список литературы

1. **Tairov Y. M., Tsvetkov V. F.** Investigation of growth processes of ingots of silicon carbide single crystal // J. Crystal Growth. 1978. Vol. 43, Iss. 2. P. 209–212.

2. Зубков В. И., Панов М. Ф., Афанасьев А. В. и др. На пути к дельта-легированному полупроводниковому алмазу // Нано- и микросистемная техника. 2015. № 12 (185). С. 22—31.

3. Афанасьев А. В., Голубков В. А., Ильин В. А. и др. Матричные автоэмиссионные катоды на основе карбида кремния с наноструктурированной поверхностью// Нано- и микросистемная техника. 2015. № 12 (185). С. 49—55.

4. Golubkov V. A., Ivanov A. S., Ilyin V. A., Luchinin V. V., Bogdanov S. A., Chernov V. V., Vikharev A. L. Diamond dielectric thin film stabilizing effect on silicon carbide nanostructured field emission array // International Workshop on Dielectric Thin Films for Future Electron Devices — Science and Technology, Proceedings. 2015. P. 121–122.

5. Голоудина С. И., Лучинин В. В., Пасюта М. и др. Особенности строения и перспективы использования пленок Ленгмюра—Блоджетт жесткоцепных полиимидов // Нанои микросистемная техника. 2012. № 12 (149). С. 9—14.

6. Victor Luchinin, et al. Method for Pore Sealing of Porous Materials Using Polyimide Langmuir-Blodgett Film. US Patent

appl., 2013-0251978 A1, publ. 09-26-2013. European Patent appl., EP20130159886, publ. 2013-11-13.

7. Афанасьев А. В., Ильин В. А., Лебедев А. О. и др. Карбид кремния — наноразмерный алмазоподобный широкозонный полупроводниковый материал и приборы на его основе // Биотехносфера. 2011. № 1–2 (13–14). С. 11–19.

8. **Лучинин В. В., Таиров Ю. М.** Отечественный карбид кремния // Изв. вузов. Электроника. 2011. № 6 (92). С. 3—26.

9. Авров Д. Д., Булатов А. В., Дорожкин С. М. и др. Рост слитков карбида кремния политипа 4H на затравках с плоскостью (10-10) // ФТП. 2008. Т. 42. Вып. 12. С. 1483—1487.

10. **Tairov Y., Lebedev A., Avrov D.** The main defects of silicon carbide ingots and epitaxial lagers. LAP LAMBERT publishing, Germany, 2016. 72 р. 11. **Лучинин В. В., Таиров Ю. М.** Гетероэпитаксиальная

11. **Лучинин В. В., Таиров Ю. М.** Гетероэпитаксиальная композиция: редкий политип карбида кремния 2H на изолирующей подложке: нитрид алюминия — сапфир // Письма в ЖТФ. 1984. Т. 10. Вып. 14. С. 873—875.

12. Грехов И. В., Ефанов В. М., Кардо-Сысоев А. Ф. Формирование высоковольтных наносекундных перепадов напряжения на полупроводниковых диодах // Письма в ЖТФ. 1984. Т. 9. Вып. 7. С. 435—438.

13. Афанасьев А. В., Демин Ю. А., Иванов Б. В. и др. Высоковольтный миниатюрный карбидокремниевый источник наносекундных импульсов для генерации рентгеновского и микроволнового излучений // Нано- и микросистемная техника. 2013. № 2 (151). С. 30—32.

14. Афанасьев А. В., Иванов Б. В., Ильин В. А. и др. Исследование процессов переключения карбидокремниевых дрейфовых диодов с резким восстановлением // Электроника и микроэлектроника СВЧ. 2015. Т. 2, № 1. С. 215—219. 15. Михайлов А. И., Афанасьев А. В., Ильин В. А. и др.

15. Михайлов А. И., Афанасьев А. В., Ильин В. А. и др. Особенности вольт-амперных характеристик и МДП-структур SiO₂/4H-SiC с имплантированным в карбид кремния фосфором // Физика и техника полупроводников. 2016. Т. 50. Вып. 1. С. 103–105.

16. **Григорьев А. Д., Иванов А. С., Ильин В. А.** и др. Проектирование лампы бегущей волны миллиметрового и субмиллиметрового диапазонов. Электронная техника. Сер. 1. СВЧ-техника. 2015. Вып. 4 (327). С. 28—34.

17. **Кузнецова М. А., Лучинин В. В.** Формирование карбидокремниевых автоэмиссионных острий методом остросфокусированного ионного пучка // Нано- и микросистемная техника. 2012. № 12 (149). С. 35—40.

18. Афанасьев А. В., Ильин В. А., Коровкина Н. М. и др. Особенности технологии и свойств фотодетекторов на основе структур "металл — пористый карбид кремния". ПЖТФ. 2005. Т. 31, № 15. С. 1–6.

V. V. Luchinin, D. Sc., Head of Chair, Director of REC, St. Petersburg State Electrotechnical University "LETI", St. Petersburg, cmid-leti@mail.ru

Technologies of Superiority. Silicon Carbide. Scientific-technological Status of LETI

System analysis of the key problems in the technology of the wide-band diamond-like material of the silicon carbide was done. The results of the competitive research of the electronic component base implemented by the St. Petersburg State Electrotechnical University on the silicon carbide for the power pulse and microwave electronics were presented.

Keywords: silicon carbide, growth, epitaxy, planar technology, electronic component base

Introduction

In the international competitive environment focused on creation of an electronic component base (ECB), is difficult to find a reference to Russian developments that have changed the market of innovative products for critical areas, defining the technological independence and safety of the state. Development of the Leningrad Electrotechnical Institute of growing of the bulk single crystals of silicon carbide (LETI method, 1976—1980) is an internationally recognized scientific and technological breakthrough that determined the transition to manufacturing technology of ECB on silicon carbide (SiC). This applies primarily to production of optoelectronic devices, microwave electronics and, of course, power electronics, which is determined by the extreme characteristics of the wide-gap semiconductor by thermal conductivity, critical electric field strength and drift velocity of the charge carriers, resistance to high temperatures, chemically aggressive environments and radiation.

Participants of the workshop "Silicon Carbide. The integration of scientific, educational and industrial potential of Russia", represented 34 domestic organizations and held in late October 2014 in the St. Petersburg State Electrotechnical University, stated:

- the lack of a systematic approach to the issue of formation of industrial production of semiconductor silicon carbide in Russia and the ECB on its base with significant aggregate economic costs of research and development in this area by the various agencies and organizations;
- the need to form the silicon carbide industry in Russia as one of the directions in solving of import substitution of ECB and to ensure the balance in the technologies, determining the technological superiority and safety of the state.

At the beginning of 2016, LETI within the definition of the strategic directions of development of the university in implementation of program to improve the competitiveness of Russia's leading universities (top 100) as one of the priority areas identified "carbon electronics".

Its selection as a subject-professional direction is determined by the fact that carbon, as widely popular element in the nature, possess the atomic and molecular energy conformism. As a consequence, there is a functional-structural and physicochemical variety of carbonaceous materials, as well as their organic-inorganic convergence within biotechno-sphere.

The high level of competence of LETI recognized in Russia and abroad, including interdisciplinary research achieved at work on synthesis, structuring and shaping of carbon-containing inorganic materials and compositions of organic nature became the basis for implementation of the project on formation on the basis of LETI of the excellence center "Carbon Electronics", adapted to international innovation environment.

Of particular note is parity or superiority achieved by scientific and educational teams that operate on the basis of the university on the critical areas of "carbon" materials and electronic components based on them, including priority Russian developments in the fields: technology of growth of the single bulk crystals of silicon carbide (LETI method) [1]; epitaxial structures of diamond with previously unattainable parameters [2]; 3D-nanoscale topologically ordered compositions "silicon carbide — nanostructured diamond" for field emission electronics [3, 4]; 2D nanolayer compositions of rigid-chain polyimides for interlayer insulation by nanoporous low-k dielectrics in modern integrated circuits with nanoscale topological rules [5, 6].

As part of this goal, the planned target market segments of high technology innovative research and educational products have been identified as:

- silicon carbide, "silicon carbide graphene" and "silicon carbide diamond" compositions;
- diamond and epitaxial compositions on its base;
- 2D and 3D nanoscale carbon: graphene, nanotubes;
- polymers and biopolymers: structuring and forming, additive printing and bionic technologies.

The expected result of backbone character determining effectiveness of the project Interdisciplinary Center of Excellence "Carbon Electronics" is a model of innovative development with formation on the basis of the university of competitive technological areas of excellence in the framework of the above-mentioned areas with their infrastructure implementation in the form of technological lines and routes: diamond, silicon carbide, flexible printed electronics.

The implementation of ambitious projects and rapid transformation of knowledge from research to production requires the concentration of competencies, infrastructure resources and professional elite. Selection technological area of the SiC electronics as one of the areas of formation of the competitive national innovation environment identified the need for detailed system analysis of the issues and achievements of the SiC industry for the purpose of positioning of LETI on markets of high technologies and products in demand.

The aim of the article is a system analysis of key issues and progressive trends in technology of wide-band diamond-like semiconductor materials and the ECB on its basis.

Taking into account the need to give a reader system representations about the work in silicon carbide industry, the article sets out the material primarily in the form of tables or graphic generalized distributions, which should provide the visibility and the possibility of practical use of the results of analysis.

The most significant trends are illustrated by the example of domestic developments made in LETI with respect to the growth processes and future ECB in recent years. Earlier developments are given in details in [6-9].

Silicon carbide — a material for electronic engineering

Industrial history of SiC originates from the end of the XIX century, when in 1893 E. Acheson offered sublimation technology for producing of an abrasive material by evaporation of the charge stock, which was based on carbon and silicon (in fact, silica sand). The silicon carbide sinter was formed at high-temperature synthesis mainly containing a binary chemical compound — silicon carbide in the form of aggregates of crystals. This abrasive material having a high Mohs hardness (9.2...9.3) was called carborundum. The subsequent history of its formation, as the material of the semiconductor technology, reflects the table 1.

For the first time, the results of growing of bulk single crystals — SiC ingots were represented by employees of the Leningrad Electrotechnical Institute Y. M. Tairov and V. F. Tsvetkov in 1976 at the 1st European Conference on crystal growth from the gas phase (Zurich, Switzerland); and the full-scale publication about SiC growth method "LETI method", known in the world by analogy with the "Lely method", appeared in 1978 [1] in the top-rated journal "Cristal Growth". The method is based on the classic scheme of condensation of supersaturated vapor on the "single crystal primer".

As part of the technology of growing of the base primers, originally obtained by the "Lely method", it was managed to go to the growth of the bulk single crystal ingots of silicon carbide with a diameter of several inches.

Fig. 1 illustrates the evolution of the size of grown silicon carbide single crystals, achieved through the development of "LETI method", defined for the world practice the opportunity to move to the industrial technology of silicon carbide devices by integrally-group methods.

Table 2 reflects the physical-chemical and technological features of SiC. Fig. 2 illustrates the comprehensive analysis of the basic semiconductor materials with respect to their properties, defining a functionality and the achieved parameters in creation of the electronic component base.

Made ranking indicates the neighborhood of silicon carbide with promising materials (gallium and aluminum nitrides, and, of course, diamond). The main of them in terms of achievement of extreme conditions and environments are: band-gap energy, Debye temperature, thermal conductivity, critical electric field intensity, saturation velocity of the carriers' drift.

The most important criteria for quality of the material with regard to modes of operation of ECB based on them are well-known criteria: "Johnson", "Kejes", "Baliga", taking into account the actual allowable thermal or electrical load, which is often reflected in: in the product "switched (generated) power × frequency", "operating voltage × current density" or as "slew attainable speed" in the pulse systems. All the basic characteristics of the material included in the criteria for evaluating the performance achievable at the instruments of power, high-frequency, pulse electronics.

SiC resistance to various influences are often summarized in the form of the Debye temperature, which actually can be detailed by a number of key influencing extreme factors (table 3).

Key issues in SiC technology

SiC's distinctive resistance to external influences also determines the difficulty in technology of synthesis, processing and modification of the material.

Key issues in the industrial development of electronic components base on SiC are systematically arranged in table 4.

Particular attention should be given to growth issues associated with obtaining of a heavily doped single crystals of substrates for power electronics on SiC, and high-resistivity substrates being base substrates for microwave electronic devices based on heterostructure compositions GaN/AlN/SiC.

With respect to providing of low-resistance of a substrate, which is achieved by doping with nitrogen during growth of the growing single crystals. However, under certain concentration levels, defect formation occurs, impairing the structural characteristics of the material. This adversely affects on the quality of SiC epitaxial layers, which is unacceptable in creation of the highvoltage high-current electronics devices.

The most frequently used additional doping of the growing single crystal by compensating dopant to provide high-resistance of a substrate ($\rho > 10^8 \,\Omega \cdot cm$) for microwave electronics does not provide the required characteristics of the substrate under extreme microwave modes. It makes to refer to the undoped high purity substrates, which are actually exclusive on price and availability parameters, especially for Russian consumers.

Describing the work of LETI on SiC crystal growth, it should be highlighted:

- creation jointly with "Sector" LTD of completely domestic plant for growing of SiC single crystals (fig. 3) with the ability to produce ingots (fig. 4) with the diameter of up to 6" (150 mm);
- complex of research works on the growth of silicon carbide on the substrates with non-traditional crystallographic orientations [10];
- study of reversible growth polytypism in SiC-AlN system within the concept of matrix replication of rare polytypes (fig. 5).

The analysis and development of the epitaxial growth of silicon carbide in the Saint Petersburg Electrotechnical University implemented using foreign experimental base, and from the end of 2015 as part of the process setting as part of the technical route for manufacture of high-voltage power electronics devices, implemented on the basis of the University, allowed to determine the critical moments of homoepitaxy management based on the basic criteria: cleanliness and level of doping of a material; structural quality and speed of growth of epitaxial layers; surface morphology. Generalized representations are illustrates in fig. 6.

Management of doping is carried out in three main ways:

- choice of the dopant precursor (donors of *n*-type: nitrogen, N₂, NH₃, phosphorus, PH₃; acceptors of *p*-type: aluminum, gallium, organometallic Al(CH₃)₃, Ga(CH₃)₃) and their concentrations determined by the gas flow rate;
- ratio Si/C (*n*-type), C/Si (*p*-type);
- crystallographic orientation (0001) Si and (0001) C (solubility of impurities, for example, aluminum on Si face exceeds it by an order).

The most popular operation in creating of devices on SiC by an absolutely dominant epitaxial technology is the change in the type of the dopant in the growth reactor without its "decompression" directly in the process of epitaxial growth. Epitaxial reactor available in LETI allows to organize this process, including automatic loading of substrates.

Competitive developments of ECB on SiC for the extreme conditions carried out in LETI

The need to form silicon carbide industry in Russia as one of the priorities in solving the issue of import substitution of electronic components and in ensuring of the balance in technologies, determining the scientific and technological competitiveness and safety of the state is also practically assured.

ECB of the pulse high-voltage power electronics. In foreign semiconductor industry, the silicon carbide is firmly occupied the place of material for high-power electronics. Soviet Union also declared the emergence of silicon carbide power modules, but the basic electronic components are taken from abroad, therefore, the constructive and technological solutions cannot be considered as import substitution.

With regard to creation the own ECB on SiC, we should mention the R & D, realized by the request of the Ministry of Industry and Trade of the Russian Federation "Development and mastering the production of switching line elements with nanosecond and picosecond switching times and operating voltages of 30...3000 V (code "Unit 10")". Basic design and technological development was performed in Center for microtechnology and diagnosis of the Saint Petersburg Electrotechnical University (LETI), and the main result of work became organization in Russia of the serial production of power high-voltage electronic devices of silicon carbide on the basis of "Svetlana" OJSC.

The drift step recovery diodes (DSRD) proposed by the Ioffe Physical-Technical Institute of the Russian Academy of Sciences [1] and implemented in silicon are the fastest semiconductor switches. The switching time is determined by the processes occurring in the diode base, where the electron-hole plasma is formed, and the process is primarily dependent on the thickness of the base and the saturated main carrier drift rate. Such material's parameters as electric-field intensity, doping level and distribution of impurities in the base, lifetime of nonequilibrium charge carriers in the diode base are also important to realize a high-voltage highcurrent pulse switching mode. The latter is caused by the fact that the carriers were unable to recombine until their removal from the base at switching at a short pulse double injection into a base.

According to the complex of parameters, including an additional band gap and, of course, the thermal conductivity, which determines the thermal advantages of the material and, consequently, increases the frequency of the pulse repetition cycle, the silicon carbide is more than by an order superiors the silicon and comes short of only to diamond.

DSRD samples created by epitaxial technology n^+ -p- p^+ (fig. 7) with two kinds of protection against breakdown (trench- and mesastructure-types) have working voltage up to 2 kV and subnanosecond switching times (600...900 ps) at the rate of rise of the voltage pulse dU/dt = (3...5) V/ps. The forward voltage drop across the diode structure does not exceed 3 V, and the reverse current is on the level of 10^{-8} A with the chip area of 4 mm². The increase in operating voltages over 10 kV was achieved by formation of the high-voltage assembly, maintaining the subnanosecond switching times [12].

ECB of the power transistor electronics on SiC. The purpose of sub-section is to present a significant "milestone" in the history of silicon carbide in the Saint Petersburg Electrotechnical University and the development of the Russian semiconductor silicon carbide technology — creation of a field-effect transistor with insulated gate on the silicon carbide as the base of the amplifying element for ECB for extreme conditions and environments.

In the short term, the power MIS transistors on a silicon carbide of 4H polytype are able to occupy a niche in creating the power electronic systems, which is achieved by a combination of high operating break-down voltages, low active area resistance, high-density of switching power and low switching losses, relatively high operating frequencies and temperature operation conditions.

The cross-section of the designed and implement vertical MIS transistor is shown in fig. 8, *a*. The active part is a low-alloyed n^- -layer *p*-region formed therein and n^+ - and p^+ -regions. P^+ region accomplishes a part of a contact to *p*-region and is formed to equalize the potential between p^+ -region and the source to neutralize the parasitic *n*-*p*-*n*-transistor. In the open state, when a positive voltage relative to the source is applied on the gate, the current flows: through a contact to the source, n^+ -region, transistor channel, J-FET region,

bounded by two *p*-*n*-junctions, low-alloyed drift region, high-alloyed substrate and a contact to the drain.

The transistor's cell has a hexagonal shape (fig. 8, *b*) with the channel length of 1 μ m and J-FET-region of the width of 3 μ m; the gate's overlap region width and n^+ -region of a source was 1 μ m. The transistor was formed from an array of hexagonal cells and the "float-ing" rings on the perimeter of the device to ensure a smooth gradient of the field strength at the periphery, avoiding the surface breakdown.

A key issue in creating of a high-speed power MIS-FET on 4H silicon carbide with low channel resistance are the electrical properties of the gate dielectric and the interface 4H-SiC/SiO₂, adversely affect the performance of the device [13].

Power MIS transistor on silicon carbide (fig. 8, *c*) created on low-alloyed epitaxial layer with the thickness of 11 μ m with a nitrogen concentration of about 7×10^{15} cm⁻³, grown on a commercial highly-alloyed four inch SiC (0001) substrate of *n*-type with a mis orientation angle of 4°. *P*-region with the depth of 1 μ m with a rectangular distribution profile of a dopant of aluminum with the concentration of 1 × 10¹⁸ cm⁻³ is formed by ion implantation. The n^+ - and p^+ -regions with the depth of 220 and 300 nm were similarly implanted with a concentration of phosphorus and aluminum of 6 × 10¹⁹ and 1 × 10²⁰ cm⁻³, respectively.

Gate dielectric was formed by applying of a two-layer system of 5 nm of silicon nitride/45 nm of silicon dioxide by plasma-chemical vapor-phase deposition (PECVD) followed by oxidation in dry oxygen at 1150 °C for 1 h. The polysilicon gate doped with phosphorous with the thickness of 450 nm was formed by chemical vapor deposition at reduced pressure (LPCVD).

Analysis of the basic characteristics of the transistor's structures (fig. 9) showed that the transistor's switching voltage is 1.8 V ($V_{ds} = 2$ V, $I_{ds} = 10 \mu$ A) and the resistance in opened state $R_{ds \ spec(on)}$ is calculated from the slope of the output characteristics at $V_{gs} = 20$ V and it was 29 m $\Omega \cdot$ cm² at room temperature. The density of switching current at room temperature exceeded 120 A/cm² at a breakdown voltage of $V_{ds} = 5$ V.

The breakdown voltage of the transistor at room temperature was 900 V. The increase in the breakdown voltage of the transistor is possible by increasing of a number of the "floating" rings to create a smooth gradient of the potential on the periphery of the device and a corresponding increase in thickness and reduce the impurity concentration in the drift region. The results of comparison of the created silicon carbide MIS-transistor with counterparts on the main characteristics are shown in fig. 10. More detailed information about created MIS-transistor on SiC is provided in an article published before in this journal.

It should be noted that created power MIS-transistors on SiC have a much lower resistance in opened state than silicon counterparts, but there are several issues, which considerably restrict the further reduction of resistance, namely — low mobility of charge carriers, mainly due to the high density of the surface states at the interface of 4H-SiC/SiO₂. Low mobility of charge carriers in the transistor channel also leads to a substantial restriction of its working frequency range.

ECB for field emission high-frequency electronics. The stage of development of ECB is characterized by the revival of vacuum micro- and nanoelectronics in order to achieve ultra-high frequencies of GHz-THz range and to ensure a high level of "production of the generated power by the frequency" in the lamps of millimeter and submillimeter band, solution of switching tasks and generation in very short-pulse electronics and X-ray technique. The radiation and temperature resistance are also characteristic for vacuum field emission electronics.

The source of electrons is the most important element of a vacuum device. Effective field emission cathodes is the subject of research. Silicon carbide can be attributed to the advanced materials for field emission electronics due to the extreme values of the critical field strength in epy avalanche breakdown, thermal conductivity and mechanical strength. Additional advantages of SiC should be considered as its resistance to chemical and radiation affection.

These circumstances made it possible to predict the creation of the field emission microcathodes on the basis of silicon carbide, combining high emission current density, stability of characteristics and acceptable low values of starting electric field emission.

Four process route to create structures on silicon carbide within the range of research and development were proposed and implemented:

- forming of field emission tops by finely focused ion beam (fig. 11, *a*);
- formation of topologically ordered arrays of field emission tips by reactive ion plasma etching with a metal catalyst (fig. 11, *b*);
- formation of topologically ordered two-level fieldemission micro-matrixes of pedestals with nanoscale tips on the two-step technology that combines the processes of photolithography, reactive ion-plasma etching and micro-masking by a catalyst (fig. 11, *c*);
- formation of heterostructure two-stage matrixes of autoemitters based on silicon carbide and nanocrys-talline diamond (fig. 11, *d*).

The basis of all field emission structures were monocrystals of 6H-SiC substrate of *n*-type with a resistivity of $0.05 \Omega \cdot \text{cm}$.

Summarizing the results detailed in [1-14], it should be noted that it is possible to ascertain the sustainability of SiC-based field emission microcathodes with the following basic parameters:

• emission starting voltage 10... 15 V/μm;

- emission current density 10 A/cm^2 ;
- density of field emission tips 5×10^8 cm⁻²;
- stability of work the vacuum from 10^{-6} to 10^{-9} mm Hg.

Special attention deserve the results of formation of heterostructure cathodes "silicon carbide — diamond" [16], which showed at the beginning of the emission voltage increase growth of its stability over time. In addition, the given heterostructure, combining materials with a significant difference in the band gap, can be regarded as the basic structure for solid state field emission devices that do not use a vacuum that creates some difficulties during encapsulation.

Conclusion

As part of the research and prototyping of new competitive models of the SiC element base, it is planned in 2016 to complete the creation on the basis of LETI of a complete production line for manufacturing of the following products:

- power electronics (Schottky barrier diodes, pulse high-voltage DSRD diodes and MIS transistors);
- high-frequency electronics (vacuum diode with a field emission; vacuum diode sharpener, field emission limiter of electromagnetic radiation, photoconductive antennas of THz range, plasma antennas;
- optoelectronics (hard UV radiation sensors for extreme conditions) — see an article in this issue of the journal;
- microsystem technology (powerful high-frequency micro-mechanical switches).

The being created production line should provide a closed cycle starting from crystal growth and creation of epitaxial structures to forming the plates with crystalschips within the planar group-integrated technology.

The concentration of knowledge, infrastructure resources and professional elite to implementation of the ambitious projects aimed on creation of competitive national innovation environment in the field of silicon carbide electronics allows to predict the possibility to develop the sought-after areas with implementation in the Saint Petersburg Electrotechnical University of the concept of "knowledge economy".

Taking into account the urgency of the issues and availability of high level of competence in the Saint Petersburg Electrotechnical University in a number of areas of SiC electronics, the further development of the network system of national and international cooperation for solution of issues of formation of silicon carbide industry in Russia and its professionally-oriented staff assistance are expected.

Common progressive trends in silicon carbide technology as the base material for electronic component base for extreme conditions and environments is reflected in fig. 12.

References

1. Tairov Y. M., Tsvetkov V. F. Investigation of growth processes of ingots of silicon carbide single crystal, *J. Crystal Growth*, 1978, Vol. 43, Iss. 2, pp. 209–212.

2. **Zubkov V. I., Panov M. F., Afanas'ev A. V.** et.al. Na puti k del'ta-legirovannomu poluprovodnikovomu almazu, *Nano- i mikrosistemnaja tehnika*, 2015, no. 12 (185), pp. 22–31.

3. Afanas'ev A. V., Golubkov V. A., Il'in V. A. et.al. Matrichnye avtojemissionnye katody na osnove karbida kremnija s nanostrukturirovannoj poverhnost'ju, *Nano- i mikrosistemnaja tehnika*, 2015, no. 12 (185), pp. 49–55.

4. Golubkov V. A., Ivanov A. S., Ilyin V. A., Luchinin V. V., Bogdanov S. A., Chernov V. V., Vikharev A. L. Diamond dielectric thin film stabilizing effect on silicon carbide nanostructured field emission array, *International Workshop on Dielectric Thin Films for Future Electron Devices — Science and Technology*, *Proceedings*, 2015, pp. 121–122.

5. Goloudina S. I., Luchinin V. V., Pasjuta M. et. al. Osobennosti stroenija i perspektivy ispol'zovanija plenok Lengmjura-Blodzhett zhestkocepnyh poliimidov, *Nano- i mikrosistemnaja tehnika*, 2012, no. 12 (149), pp. 9–14.

6. Luchinin V. et al. *Method for Pore Sealing of Porous Materials Using Polyimide*. Langmuir-Blodgett Film. US Patent appl., 2013-0251978 A1, publ. 09-26-2013, European Patent appl., EP20130159886, publ. 2013-11-13.

7. **Afanas'ev A. V., Il'in V. A., Lebedev A. O.** et. al. Karbid kremnija — nanorazmernyj almazopodobnyj shirokozonnyj poluprovodnikovyj material i pribory na ego osnove., *Biotehnosfera*, 2011, no. 1–2 (13–14), pp. 11–19.

8. Luchinin V. V., Tairov Ju.M. Otechestvennyj karbid kremnija. *Izvestija vuzov. Jelektronika*, 2011, no. 6 (92), pp. 3–26.

9. Avrov D. D., Bulatov A. V., Dorozhkin S. M. i dr. Rost slitkov karbida kremnija politipa 4N na zatravkah s ploskosť ju (10-10). 2008, *FTP*, vol. 42, no. 12, pp. 1483–1487.

10. Tairov Y., Lebedev A., Avrov D. The main defects of silicon carbide ingots and epitaxial lagers. LAP LAMBERT publishing, Germany, 2016, 72 p.

11. Luchinin V. V., Tairov Ju. M. Geterojepitaksial'naja kompozicija: redkij politip karbida kremnija 2N na izolirujushhej podlozhke: nitrid aljuminija — sapfir, *Pis'ma v ZhTF*, 1984, vol. 10, no. 14, pp. 873—875.

12. **Grehov I. V., Efanov V. M., Kardo-Sysoev A. F.** Formirovanie vysokovol'tnyh nanosekundnyh perepadov naprjazhenija na poluprovodnikovyh diodah, *Pis'ma v ZhTF*, 1984, vol. 9, no. 7, pp. 435–438.

13. Afanas'ev A. V., Demin Ju. A., Ivanov B. V. et al. Vysokovol'tnyj miniatjurnyj karbidokremnievyj istochnik nanosekundnyh impul'sov dlja generacii rentgenovskogo i mikrovolnovogo izluchenij, *Nano- i mikrosistemnaja tehnika*, 2013, no. 2 (151), pp. 30–32.

14. **Afanas'ev A. V., Ivanov B. V., Il'in V. A.** et al. Issledovanie processov perekljuchenija karbidokremnievyh drejfovyh diodov s rezkim vosstanovleniem. *Jelektronika i mikrojelektronika SVCh*, 2015, vol. 2, no. 1, pp. 215–219.

15. **Mihajlov A. I., Afanas'ev A. V., Il'in V. A.** et al. Osobennosti vol't-ampernyh harakteristik i MDP-struktur SiO₂/4H-SiC s implantirovannym v karbid kremnija fosforom, *Fizika i tehnika poluprovodnikov*, 2016, vol. 50, no. 1, pp. 103–105.

16. **Grigor'ev A. D, Ivanov A. S., Il'in V. A.** et al. Proektirovanie lampy begushhej volny millimetrovogo i submillimetrovogo diapazonov, *Jelektronnaja tehnika*. *Serija 1. SVCh-tehnika*, 2015, no. 4 (327), pp. 28–34.

17. Kuznecova M. A., Luchinin V. V. Formirovanie karbidokremnievyh avtojemissionnyh ostrij metodom ostrosfokusirovannogo ionnogo puchka, *Nano- i mikrosistemnaja tehnika*, 2012, no. 12 (149), pp. 35–40.

18. **Afanas'ev A. V., Il'in V. A., Korovkina N. M.** et al. Osobennosti tehnologii i svojstv fotodetektorov na osnove struktur "metall — poristyj karbid kremnija". *PZhTF*, 2005, vol. 31, no. 15, pp. 1–6.

А. В. Корляков, д-р техн. наук, директор НОЦ "Нанотехнологии", e-mail: akorl@yandex.ru,

В. В. Лучинин, д-р техн. наук, зав. каф., директор НОЦ "ЦМИД", e-mail: cmid_leti@mail.ru,

И. К. Хмельницкий, канд. хим. наук, ст. науч. сотр., e-mail: khmelnitskiy@gmail.com,

А. П. Бройко, канд. техн. наук, ст. науч. сотр., Л. О. Верещагина, студент, В. Е. Калёнов, инженер, А. И. Крот, инженер, А. В. Рыжкова, студент

Санкт-Петербургский государственный электротехнический университет "ЛЭТИ"

им. В. И. Ульянова (Ленина), Санкт-Петербург

АКТЮАТОРЫ НА ОСНОВЕ ИОННЫХ ПОЛИМЕР-МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ

Поступила в редакцию 26.08.2015

Разработаны и изготовлены экспериментальные образцы микромеханических актюаторов на основе ионных полимерметаллических композитов. Проведены измерения вольт-амперных, частотных и силовых характеристик полученных актюаторов. Экспериментально определены основные параметры микроактюатора размером 40/2, 5/0,2 мм: потребляемая мощность 10...40 мВт, управляющие напряжения 1...4 В, быстродействие 0,05 с, время работы на воздухе 10 мин, а в воде больше 8 ч, максимальное перемещение 4 см, максимальное усилие 4 мН. Время непрерывной работы актюаторов, пропитанных водными электролитами (10 мин), можно увеличить на порядок, заменив воду на смесь ДМСО и H₂O (1:1).

Ключевые слова: микромеханические актюаторы, ионные полимер-металлические композиты, Nafion, ионно-обменная мембрана, микромеханический преобразователь, механические и электрофизические характеристики, ИПМК

Введение

Ионные полимер-металлические композиты представляют собой синтетические композитные наноматериалы, которые состоят из ионно-обменного полимера, поверхность которого покрыта с обеих сторон проводящим металлом. Приложение электрического поля вызывает механические деформации актюатора. И, наоборот, механические деформации материала вызывают электрический сигнал. Таким образом, ионно-обменные полимеры могут быть использованы как в качестве сенсоров, так и актюаторов [1, 2].

Типичными ионно-обменными полимерами являются перфторированные алкены с короткими боковыми цепями, содержащими ионные группы (как правило, сульфонат или карбоксилат ($SO_3^$ или COO^-) для обмена катионов или катионы аммония для обмена анионов). Длинный полимерный скелет определяет их механическую прочность. Короткие боковые цепи с ионными группами взаимодействуют с водой и проводят соответствующие ионы. Одним из распространенных коммерчески доступных ионно-обменных материалов на основе перфторированных алкенов является мембрана Nation от DuPont (рис. 1) [3].





Получение актюаторов на основе ионных полимер-металлических композитов

Основной стадией получения актюаторов является процесс нанесения металлических электродов на поверхность мембраны. Ионные полимер-металлические композиты (ИПМК), как правило, изготавливают способом химического восстановления из-за низкой стоимости и хорошей прочности поверхности, полученной с помощью этого метода [4, 5].

В качестве исходного вещества для получения платиновых электродов была выбрана комплексная соль хлорид тетрааминоплатины Pt(NH₃)₄Cl₂, которая хорошо растворяется в воде, устойчива к воздействию света, воздуха и к нагреву и при этом легко восстанавливается типичными восстановителями.

Процесс нанесения платиновых электродов состоит из следующих стадий:

- процесс внедрения частиц платины в мембрану;
- рост платиновых электродов на поверхности мембраны.

На первой стадии ионный полимер сначала вымачивается в растворе соли $Pt(NH_3)_4Cl_2$, чтобы позволить катионам, содержащим платину, диффундировать в мембрану в результате ионно-обменных процессов. Затем проводится осаждение платины с помощью боргидрида натрия (NaBH₄) по следующей реакции:

 $4Pt[(NH_3)_4]Cl_2 + NaBH_4 + 8NH_4OH \rightarrow$ $\rightarrow 4Pt^0 + 16NH_3 + NaBO_2 + 6H_2O + 8NH_4Cl. (1)$



Рис. 2. Распределение частиц платины: *а* – в приповерхностном слое; *b* – на поверхности мембраны

Fig. 2. Distribution of platinum: a - in the near-surface layer; b - on the membrane surface

При этом внутри мембраны получается сильно диспергированный металлический слой толщиной 1...20 мкм (рис. 2, *a*).

На второй стадии для увеличения толщины электродов проводят осаждение платины из раствора, содержащего соль платины $Pt(NH_3)_4Cl_2$, а также гидразин H_2NNH_2 и гидроксиламин NH_2OH в качестве восстановителей (рис. 2, *b*).

В зависимости от условий получения электродов морфология осажденного металла будет значительно различаться.

Для оптимизации технологии нанесения платиновых электродов варьировалось время процесса восстановления платины по второй стадии от 0 до 4 ч. Для ряда образцов нанесение по второй стадии повторялась дважды.

В итоге было получено шесть серий образцов актюаторов с платиновыми электродами, осажденными по второй стадии процесса в течение 1, 2, 3, 4 ч, два раза по 4 ч и нанесенными только по первой стадии.

Эксперименты по измерению механических и электрофизических характеристик полученных актюаторов показали, что наилучшими эксплуатационными характеристиками обладают актюаторы с платиновыми электродами, осажденными по второй стадии процесса в течение 4 ч.

Исследование механических и электрофизических характеристик актюаторов

Одними из важнейших электрических характеристик актюатора являются сопротивление электродов и сквозное поперечное сопротивление актюатора. Эти параметры измерялись с помощью мультиметра (Agilent 34410A 6 1/2 Digit Multimeter) для образцов актюатора в сухом виде, а также вымоченных в дистиллированной воде и растворе сульфата меди.

Сопротивление платиновых электродов составило 12 Ом для актюаторов в сухом виде, 50 Ом для актюаторов, вымоченных в дистиллированной воде, и 40 Ом — в растворе сульфата меди.

Также было измерено сквозное поперечное сопротивление актюаторов, которое составило 1,6 МОм в сухом виде, 24 кОм в воде и 19 кОм в растворе сульфата меди, при толщине актюатора примерно 200 мкм.

Следующим этапом исследования было измерение динамических характеристик актюатора. Одной из важнейших характеристик актюатора является деформация изгиба, а также управляющее напряжение.

Перед началом работы преобразователь вымачивали в 0,1 М растворе сульфата меди, чтобы заменить протоны на ионы меди (Cu²⁺). В связи с тем, что полимер содержит закрепленные группы заряженных SO_3^- , на поверхности полимера после вымачивания образуется двойной электрический слой и в мембране преобладают положительные ионы, поэтому движение ионов в мембране носит односторонний характер.

Принцип работы актюатора на основе ИПМК заключается в перераспределении ионов в ионообменных мембранах при приложении электрического поля, вследствие чего происходит деформация мембраны.

Рассматривая подробнее процесс внутри мембраны, можно увидеть боковую цепь фиксированных анионов (SO_3^{2-}), молекулы воды, гидратированные катионы Cu²⁺ (5H₂O) (рис. 3).

Движение ионов одного знака в мембране под действием внешнего электрического поля приводит к появлению электроосмотического потока жидкости от анода к катоду, вследствии чего у одного из электродов возникает избыточное давления жидкости. Таким образом, разность давлений на электродах приводит к деформации актюатора (рис. 4).

В серии экспериментов была исследована зависимость деформации актюатора от управляющего напряжения. Было показано, что актюатор начи-



Рис. 3. Электроосмотический поток внутри ионного полимера Fig. 3. Electroosmotic flow inside the ionic polymer



Рис. 4. Схематичное представление работы ИПМК на основе актюатора Fig. 4. Diagram of work of the actuator on the basis of IPMC



Рис. 5. Последовательные фотографии актюатора на основе ИПМК, которые показывают значительную деформацию изгиба (до 1 см) при приложении напряжения 2 В Образец имеет ширину 0,5 см, длину 1,5 см и толщину 0,2 мм, $\Delta t = 0,5$ с

Fig. 5. Successive photos of the actuator on the basis of IPMC, which demonstrate bending deformation (up to 1 cm) at voltage of 2 V. The sample's dimensions are: width -0.5 cm, length -1.5 cm and thickness of 0.2 mm, $\Delta t = 0.5$ s

нает деформироваться при подаче напряжения от 500 мВ. При увеличении управляющего напряжения актюатор деформируется сильнее (рис. 5).

На рис. 6 представлен график зависимости деформации изгиба от подаваемого напряжения для актюатора размером 2,5 мм × 24 мм × 175 мкм.

Рабочий диапазон управляющих напряжений составил от 0,5 до 5 В. При более высоких напряжениях может наступить пробой актюатора. Также следует избегать замыкания актюатора из-за соприкосновения противоположных электродов при сильной деформации актюатора.

Диапазон управляющих напряжений для актюаторов с электродами, полученными химическим восстановлением из раствора соли платины составил 0,5...5 В и оказался почти на порядок ниже, чем для актюаторов с электродами, полученными магнетронным напылением — 10...30 В.

При подаче на актюатор постоянного напряжения определенной величины сначала происходит его деформация в сторону катода, а затем, если приложенное напряжение не изменять, актюатор начинает постепенно деформироваться в противоположную сторону за счет обратного потока избытка жидкости от катода к аноду, возникающего за счет действия сил капиллярного поднятия (рис. 7). Таким образом, актюатор не способен оказывать длительное постоянное усилие, поэтому было решено проверить работу актюатора при подаче переменного управляющего напряжения различной частоты.

С помощью генератора сигнала Aligent 33500В Series подают переменное напряжение частотой от 0 до 50 Гц с прямоугольной формой выходного сигнала и амплитудой от 1 до 3 В. При изменении частоты проводят замеры отклонения подвижной части актюатора с помощью измерительной линейки.

При подаче переменного напряжения к актюатору он начинает изгибаться поочередно в разные стороны. При увеличении частоты управляющего сигнала амплитуда перемещений актюатора сначала уменьшается, потом начинает увеличиваться, пока не достигнет максимума при частоте, которая, по-видимому, является частотой механического резонанса актюатора, а затем амплитуда снова снижается (рис. 8). Чем больше

амплитуда подаваемого переменного напряжения, тем выше и значения перемещений актюатора.

Резонансная частота актюатора не зависит от амплитуды управляющего напряжения, но сильно зависит от геометрических размеров актюатора. Чем длиннее актюатор, тем ниже резонансная частота (табл. 1).

Для определения параметров движения ионных носителей заряда внутри актюатора, а также возможных окислительно-восстановительных процессов на поверхности электродов при приложении напряжения были измерены вольт-амперные характеристики (BAX) актюатора.



Рис. 6. График зависимости деформации изгиба от подаваемого напряжения

Fig. 6. Dependence of the bending deformation on the supplied voltage



Рис. 7. График зависимости деформации актюатора от времени при приложении постоянного напряжения

Fig. 7. Dependence of deformation of the actuator on time, when constant voltage is applied



Рис. 8. График зависимости деформации изгиба актюатора от подаваемой частоты при фиксированных входных напряжениях Fig. 8. Dependence of the bending deformation of the actuator on the



Рис. 9. ВАХ актюатора на основе ИПМК (скорость сканирования 100 мВ \cdot с⁻¹)

Fig. 9. VAC of the actuator on IPMC basis (speed of scanning $-100 \text{ mV} \cdot \text{s}^{-1}$)

На рис. 9 представлена типичная циклическая ВАХ актюатора на основе ИПМК. Следует отметить, что реакционная способность ИПМК умеренная, поэтому нет никаких пиков восстановления и повторного окисления в пределах \pm 3 В, исключая поведение разложения при напряжении

 $\sim \pm 1,5$ В, где дополнительный ток потребляется, по-видимому, в результате электролиза. В общем, поведение ИПМК показывает направления движения ионов, вызванного приложенным электрическим напряжением.

Для измерения усилий микроактюатора в диапазоне от сотен микроньютонов до десятков миллиньютонов использовались аналитические весы (Ohaus Adventurer Pro AV264C). Для получения силовой характеристики макет микроактюатора закреплялся в вертикальной плоскости с помощью держателей, совмещенных с электродами, которые, в свою очередь, крепились на штатив на необходимом уровне. Далее к микроактюатору прикладывалось управляющее напряжение, и конец микроактюатора отклонялся от первоначального положения и, тем самым, давил на весы (рис. 10). Напряжение увеличивалось до тех пор, пока отклонение актюатора не компенсировалось упором в плоскость весов. Затем по показаниям весов, на который актюатор давил, определялось создаваемое при этом усилие. Для образца 24×2,5×0,2 мм значение максимального усилия составило 4 мН.

Одной из особенностей актюаторов на основе электроактивных композитов является то, что они могут функционировать только в пропитанном раствором электролита виде. Электроосмотический поток жидкости внутри мембраны является источником генерации силы в электроактивных полимерах. Традиционно в качестве растворителя используют воду. Однако из-за того, что платиновые электроды, полученные химическим осаждением, являются пористыми, в процессе функционирования актюатора вода из них может испаряться. Еще одним фактором, уменьшающим количество растворителя в актюаторе, является то, что при подаче напряжения выше 1,23 В может происходить электролиз воды. Поэтому время функционирования актюатора на воздухе сильно зависит от потери растворителя.

Была проведена серия экспериментов по сравнению времени работы актюатора на воздухе и актюатора, опущенного в водные растворы различной ионной силы (табл. 2).

Для измерения потери растворителя к образцу, предварительно вымоченному в 0,1 М растворе сульфата меди, прикладывается переменное напряжение 2 В прямоугольного сигнала с фиксированной частотой 1 Гц.

Таблица 1

Зависимость резонансной частоты актюатора от длины

Table 1

Dependence of the resonant frequency of the actuator on its length

			-
Длина актюатора, мм	13	28	24
Length of the actuator, mm Резонансная частота, Гц	55	36	25
Resonant frequency, Hz			



Рис. 10. Установка для измерения усилия, создаваемого актюатором *Fig. 10. Installation for measurement of the force created by an actuator*

Время непрерывной работы актюатора в воздушной среде в результате испарения растворителя составило 10..15 мин. Однако, при функционировании актюатора в водной среде время работы оказалось существенно больше, что делает актюаторы данного типа перспективными для изготовления подводных роботизированных систем.

Низкое время работы актюатора в 0,1 М растворе сульфата меди по-видимому связано с вымыванием ионов меди из актюатора в процессе работы, вследствие чего проводимость раствора внутри актюатора становится меньше, чем проводимость среды.

При работе актюатора в воздушной среде полимер нуждается в постоянной гидратации. Чтобы избежать потери влаги в полимере, актюатор может быть инкапсулирован различными полимерными материалами (например, диэлектрическими гелями). Другой способ предотвратить испарение жидкости — пропитывание актюатора растворителем с более высокой температурой кипения, чем вода, например, диметилсульфооксидом (ДМСО) или его смесью с водой. Был опробован второй способ.

Для того чтобы измерить испарение растворителя в ходе работы актюатора, образцы предварительно пропитывали различными растворителями: деионизированной водой, смесью диметилсульфооксида (ДМСО) и воды (1:1), диметилсульфооксидом и 0,1 М водным раствором сульфата меди в течение 24 ч. Затем к предварительно вымоченным образцам актюаторов прикладывалось переменное напряжение с амплитудой 2 В прямоугольного сигнала с фиксированной частотой 1 Гц. Измерялась начальная амплитуда перемещений актюатора и время функционирования и массы образцов до и после испытаний (табл. 3).

В ходе экспериментов было показано, что при замене электролита на ДМСО актюаторы практически не теряют растворитель за счет испарения, но полимеры, вымоченные в ДМСО, сильно разбухают и поэтому не могут сгенерировать необходимую силу. Использование в качестве растворителя смеси ДМСО и воды (1:1) увеличивает время работы актюатора по сравнению с водными растворами, но при этом уменьшается амплитуда колебаний при том же управляющем напряжении. Поэтому для работы с такими системами требуются более высокие управляющие напряжения (5...7 В).

Добавка в смеси ДМСО и воды 0,1 М сульфата меди CuSO₄ приводит к увеличению амплитуды перемещений актюатора, но существенно сокращает время работы.

Таким образом, проведены измерения вольтамперных, частотных и силовых характеристик актюаторов на основе ионных полимер-металлических композитов с электродами, полученными химическим восстановлением из раствора соли платины. Экспериментально определенные основные параметры для микроактюатора размером $40 \times 2,5 \times 0,2$ мм представлены в табл. 4.

Для оценки эффективности актюаторов был использован коэффициент электромеханического преобразования, рассчитанный по формуле:

$$\eta = \frac{F_{\max}S_{\max}}{4Wt},\tag{1}$$

где F_{max} — максимальное вырабатываемое усилие актюатора; S_{max} — максимальное перемещение; W — потребляемая мощность; t — быстродействие. Для актюаторов с электродами, полученными по технологии химического восстановления, коэффи-

Таблица 2

Время непрерывной работы актюатора в различных средах Table 2

Time of continuous work of the actuator in various environments

Среда Environment	Время работы Operating time	
В воздухе In the air	1015 min	
В воде	>8 h	
In water 0,1 M CuSO ₄	1012 min	

Таблица 3

Параметры работы актюаторов, пропитанных различными электролитами

Table 3

Working parameters of the actuators impregnated with various electrolytes

Электролит Electrolytes	Время работы Operating time	Амплитуда перемещений <i>Amplitude</i> of displacements
H ₂ O	20 min	8 mm
ДМСО	0 min	0 mm
DMSO		
ДМСО/H ₂ O 1:1	180 min	3 mm
$DMSO/H_2O$ 1:1		
Р-р CuSO ₄ 0,1 М в H ₂ O	15 min	12 mm
The solution of $CuSO_4 0.1 M$ in H_2O	<i>.</i> .	_
P-p CuSO ₄ 0,1 М в H ₂ O/ДМСО 1:1	60 min	5 mm
The solution of $CuSO_4 0.1 M$ in		
$H_2O/DMSO$ 1:1		

Таблица 4 Параметры и характеристики ИПМК актюатора Table 4

Parameters and characteristics of IPMC actuator

Параметры Parameters	Значения Values
Параметры типоразмеров $\mathcal{I}/\mathcal{II}/T$, мм Parameters of the dimension types $\mathcal{I}/\mathcal{W}/T$ mm	$40 \times 2,5 \times 0,2$
Потребляемая мощность, <i>W</i> , мВт <i>Power consumption W</i> mW	14
Управляющие напряжения, U, B Control voltages II V	1040
Быстродействие, <i>t</i> , с Operation speed <i>t</i> s	0,05
Maксимальное перемещение, S, см Maximal displacement S ст	4
Махима израсствени, 5, ст Максимальное усилие, F, мН Maximal force, F, mN	4
Диапазон частот, f, Гц	0,1 60
Toku, I, MA	0,050,12
Comportunation of the alacteridae O	12
Ckopocts, MM/c	510
Speed, http:// Время работы на воздухе, мин	1020
<i>Operating time in the air</i> , min Время работы в воде, мин <i>Operating time in water</i> , min	>480

циент электромеханического преобразования составил $1 \cdot 10^{-3}$.

Заключение

Были разработаны и изготовлены экспериментальные образцы микромеханических актюаторов на основе ИПМК.

Проведены измерения вольт-амперных, частотных и силовых характеристик, экспериментально определены основные параметры микроактюатора размером 40/2, 5/0,2 мм: потребляемая мощность 10...40 мВт, управляющие напряжения 1...4 В, быстродействие 0,05 с, время работы в воздухе 10 мин, в воде больше 8 ч, максимальное перемещение 4 см, максимальное усилие 4 мН. Невысокое время непрерывной работы актюаторов, пропитанных водными электролитами (10 мин), можно увеличить на порядок, заменив воду на смесь ДМСО и H₂O (1:1).

Эффективность работы актюатора определяется его максимально большим создаваемым перемещением при минимально низком управляющем напряжении, при минимальных габаритных размерах устройства, а также коэффициентом электромеханического преобразования, который составил $1 \cdot 10^{-3}$.

Микромеханические актюаторы на основе ИПМК являются одними из наиболее перспективных интеллектуальных материалов, потому что они имеют маленькую массу и могут создавать большие деформации изгиба при низком управляющем напряжении. Они лучше всего работают в условиях повышенной влажности окружающей среды и могут быть выполнены в виде автономных, инкапсулированных актюаторов для работы в сухой среде, что может быть актуально с точки зрения использования в микроробототехнических системах и различных областей медицины.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 16-19-00107).

Список литературы

1. Shahinpoor M., Kim K. J. Ionic polymer-metal composites: I. Fundamentals // Smart Mater. Struct. 2001. Vol. 10. P. 819–833.

2. Bar-Cohen Y., Zhang Q. Electroactive Polymer Actuators and Sensors // MRS Bulletin. 2008. Vol. 33, N. 3. P. 173–181. 3. Shahinpoor M., Bar-Cohen Y., Simpson J. O. and etc.

3. Shahinpoor M., Bar-Cohen Y., Simpson J. O. and etc. Ionic polymer-metal composites (IPMCs) as biomimetic sensors, actuators and artificial muscles – a review // Smart Mater. Struct. 1998. Vol. 7, Iss. 6. P. 15–30.

Bhandari B., Lee G.-Y., Ahn S.-H. A review on IPMC material as actuators and sensors: Fabrications, characteristics and applications // International Journal of Precision Engineering and Manufacturing. 2012. Vol. 13, Iss. 1. Р. 141—163.
 Калёнов В. Е., Бройко А. П., Корляков А. В., Хмель-

5. Калёнов В. Е., Бройко А. П., Корляков А. В., Хмельницкий И. К., Крот А. И., Быков Ю. О., Чигирев Д. А., Лагош А. В. Микродвижители для микророботехники // Нано- и микросистемная техника. 2013. № 12. С. 41—46.

A. V. Korlyakov, D. Sc., Director of Nanotechnology Center, akorl@yandex.ru,
Luchinin V. V., D. Sc., Head of Chair, Director of REC, I. K. Khmelnitskiy, Ph. D., Senior Researcher, khmelnitskiy@gmail.com, A. P. Broyko, Ph. D., Senior Researcher, Vereshagina L. O., Student,
V. E. Kalyonov, Engineer, A. I. Krot, Engineer, A. V. Ryzhkova, Student
LETI St. Petersburg State Electrotechnical University, St. Petersburg, Russia

Actuators Based on the Ionic Polymer-Metal Composites

Experimental samples of the micromechanical actuators based on the ionic polymer-metal composites were designed and manufactured. Current-voltage, frequency and power characteristics of the actuators were investigated. The main parameters of the microactuators with the size of 40/2, 5/0,2 mm were measured: input power -10-40 mW, control voltage -1-4 V, maximal displacement -4 cm, maximal force -4 mN, operating time in the air -10 min, and in the water - over 8 h. The continuous operation of the actuators impregnated with an aqueous electrolyte (10 min) can be increased tenfold by replacing water with a mixture of DMSO and H₂O (1:1).

Keywords: micromechanical actuators, ionic polymer-metal composites, Nafion, ion exchange membrane, micromechanical transducer, mechanical and electrical characteristics, IPMC, actuation

Introduction

Ion polymer-metal composites are synthetic composite nanomaterials from the ion-exchange polymer, the surface of which is covered with a conducting metal on both sides. Application of the electric field causes mechanical deformations of the actuator. And, and vice versa, the mechanical deformations of the material cause an electric signal. Thus, the ion-exchange polymers can be used as sensors and actuators [1, 2].

Typical polymers are perfluorochemical ethylenes with short lateral chains containing ionic groups (as a rule, sulfonate or carboxylate (SO_3 or COO^-) for an exchange of the cations or cations of ammonium for exchange of anions). A long polymeric skeleton determines mechanical durability. Short lateral chains with the ionic groups interact with water and conduct the corresponding ions. One of the commercially available ion-exchange materials on the basis of perfluorochemical ethylenes is Nafion membrane from DuPont (fig. 1) [3].

Obtaining of actuatoros on the basis of ionic polymer-metal composites

The basic stage of obtaining actuators is deposition of the metal electrodes on the membrane surface. The ionic polymer-metal composites (IPMC), as a rule, are made by chemical reduction because of the low cost and good durability of the surface received by means of this method [4, 5].

Complex salt of chloride tetraaminoplatinum $Pt(NH_3)_4Cl_2$ was chosen as the initial substance for obtaining of the platinum electrodes. Well soluble in water, it is also resistant to the influence of light, air and heating and is reduced easily.

Deposition of the platinum electrodes consists of the following stages:

- introduction of the platinum particles into a membrane;
- growth of the platinum electrodes on the membrane surface.

At the first stage the ionic polymer is soaked in a solution of Pt $(NH_3)_4Cl_2$ salt in order to allow the platinum containing cations diffuse into the membrane with the help of the ion-exchange processes. Then deposition of platinum is done with the help of sodium borane (NaBH₄) in accordance with the following reaction:

$$4Pt[(NH_3)_4]Cl_2 + NaBH_4 + 8NH_4OH \rightarrow$$

$$\rightarrow 4Pt^0 + 16NH_3 + NaBO_2 + 6H_2O + 8NH_4Cl. (1)$$

At that, inside the membrane, a strongly dispersed metal layer is formed with thickness of $1...20 \ \mu m$ from the membrane border (fig. 2, *a*).

At the second stage in order to increase the thickness of the electrodes, sedimentation of platinum is done from the solution containing platinum salt $Pt(NH_3)_4Cl_2$, and

also hydrazine H_2NNH_2 and hydroxylamine NH_2OH as reducers (fig. 2, *b*). Depending on the conditions for obtaining of the electrodes, the morphology of the deposited metal differs considerably.

At the second stage for optimization of the deposition of the platinum electrodes the time of reduction of platinum varied from 0 up to 4 h. For a number of samples the deposition at the second stage was repeated twice. As a result six series of samples of actuators were received with the platinum electrodes deposited at the second stage within 1, 2, 3, 4 h, and two times during 4 h each only at the first stage.

Experiments for measurement of the mechanical and electrophysical characteristics of the actuators demonstrated, that the actuators with the platinum electrodes deposited at the second stage during 4 h, had the best operational characteristics.

Research of the mechanical and electrophysical characteristics of the actuators

One of the major electric characteristics of an actuator is resistance of the electrodes and a through lateral resistance of the actuator. These parameters were measured by means of a multimeter (Agilent 34410A 6 1/2 Digit Multimeter) for the samples of the actuator in a dry condition, and also for the ones, soaked in the distilled water and solution of copper sulphate.

Resistance of the platinum electrodes is 12 Ω for the actuators in a dry condition, 50 Ω for the actuators soaked in the distilled water and 40 Ω — in a solution of copper sulphate.

Also the through lateral resistance of the actuators was measured, which was 1,6 M Ω in a dry condition, 24 k Ω in water and 19 k Ω in a solution of copper sulphate, for the actuator with thickness of about 200 μ m.

The next stage of the research was measurement of the dynamic characteristics of the actuator. One of its major characteristics is bending deformation and the control voltage.

Before the beginning of the work, the transducer was soaked in 0,1 M solution of copper sulphate in order to replace the protons with copper ions (Cu^{2+}). Since the polymer contains fixed groups of the charged SO_3^- , a double electric layer was formed on its surface and positive ions dominated in the membrane, therefore the movement of the ions in the membrane had a one-sided character.

The principle of operation of the actuator on the basis of IPMC consists in redistribution of the ions in the ion-exchange membranes, when the electric field is applied, owing to which a membrane deformation occurs.

Considering in more detail the process in the membrane, it is possible to see a lateral chain of the fixed anions ($SO_3^{2^-}$), water molecules, and hydrated cations Cu^{2^+} (5H₂O) (fig. 3).

Movement of the ions of one sign in the membrane under the influence of the electric field leads to occurrence of an electroosmotic flow of a liquid from the anode to the cathode, as a result of which a superfluous pressure of the liquid occurs at one of the electrodes. Thus, the pressure difference on the electrodes leads to deformation of the actuator (fig. 4).

The aim of the experiments was research of the dependence of the actuator's deformation on the control voltage. The experiments demonstrated that its deformation began, when voltage of 500 mV was supplied. With an increase of the control voltage the actuator deformed even more (fig. 5). Fig. 6 presents the diagram of the dependence of the bending deformation on the supplied voltage for an actuator with the size of 2,5 mm \times 24 mm \times 175 µm.

The working range of the control voltages was from 0,5 up to 5 V. Higher voltages can cause a breakdown of the actuator. Closing of the actuator also should be avoided because of the contacts of the opposite electrodes in case of its strong deformation.

The range of the control voltages for the actuators, obtained by the method of chemical reduction from the platinum salt solution was 0,5...5 V, and it turned out to be 10 times lower than for the actuators with the electrodes obtained by a magnetron deposition of -10...30 V.

When constant voltage of a certain value is supplied to the actuator, at first, it deforms towards the cathode, and then, if the applied voltage is not changed, the actuator starts a gradual deformation in the opposite side due to the return flow of the surplus of liquid from the cathode to the anode, arising because of the forces of the capillary ascent (fig. 7).

Thus, the actuator cannot render a long constant force, therefore, it was decided to check operation of the actuator during supply of the alternating control voltage of various frequency. Aligent 33500B Series signal generator submited alternating voltage with frequency from 0 up to 50 Hz with the rectangular form of the output signal and amplitude from 1 to 3 V. When the frequency changed, the measurements of the deviations of the mobile part of the actuator were done by means of a measuring ruler.

When the alternating voltage was supplied, the actuator began to bend serially to different sides. When the frequency of the control signal was increased, at first, the amplitude of movements of the actuator decreased, then started to increase, till it reached the frequency maximum, which, apparently, was the frequency of the mechanical resonance of the actuator, and then the amplitude decreased again (fig. 8). The higher was the amplitude of the submitted alternating voltage, the higher were the displacements of the actuator.

The resonant frequency of the actuator does not depend on the amplitude of the control voltage, but strongly depends on its geometrical sizes. The longer is the actuator, the lower is the resonant frequency (table 1). In order to demine the parameters of movement of the ionic charge carriers inside the actuator, and also the possible oxidation-reduction processes on the surface of the electrodes during application of voltage, the volt-ampere characteristics (VAC) of the actuator were measured. Fig. 9 presents a typical cyclic VAC of the actuator on the basis of IPMC. It should be pointed out that the reaction ability of IPMC is moderate, therefore, there are no peaks and repeated oxidation within the limits of ± 3 V, except for behavior of decomposition at ~ $\pm 1,5$ V. where additional current seems to be consumed due to electrolysis. In general, behavior of IPMC shows directions of movement of the ions caused by the applied electric voltage.

For measurement of the force of the microactuator from hundreds of micronewtons up to tens of milinewtons the analytical scales (Ohaus Adventurer Pro AV264C) were used. For obtaining of the power characteristic, the breadboard model of the microactuator was fixed in a vertical plane by means of the holders aligned with the electrodes, which were fastened on a support at the necessary level. Then, a control voltage was applied to the microactuator, and the end of the microactuator deviated from the initial position and put pressure on the scales (fig. 10). The pressure increased until the deviation of the actuator was stopped by the plane of the scales. Then by the indications of the scales, on which the actuator put pressure, the created force was defined. For the sample of $2 \times 42,5 \times 0,2$ mm the maximum force was 4 mN.

One of the specific features of the actuators on the basis of the electroactive composites is that they can function only in an electrolyte impregnated with a solution. The electroosmotic flow of a liquid in the membrane is a source of generation of force in the electroactive polymers: The traditionally used solvent is water. However, because of the fact that the platinum electrodes received by chemical sedimentation, are porous, the water can evaporate from them during operation of the actuator. Another factor, reducing the quantity of the solvent, is that a water electrolysis can occur, if the applied voltage is higher than 1,23 V. Therefore, the period of functioning of the solvent.

A serie of experiments was done for comparison of the operating time of the actuator in the air and of the actuator, submerged in the water solutions of different ionic forces (table 2).

In order to measure the loss of the solvent, an alternating voltage of 2 V of the rectangular signal of a fixed frequency of 1 Hz was applied to the sample, previously wetted in 0,1 M solution of copper sulfate.

As a result of evaporation of the solvent the continuous operating time of the actuator in the air environment was 10...15 min. However, when the actuator functioned in the water environment the operating time appeared to be essentially longer, which made the actuators of the given type promising for manufacture of the underwater robotized systems.

Short operating time of the actuator in 0,1 M solution of copper sulphate was apparently connected with washing of the ions of copper away from the actuator during its operation. As a result of this, the conductivity of the solution inside the actuator became less than the conductivity of the environment.

During the work of the actuator in the air environment the polymer requires a constant hydration. In order to avoid the loss of moisture in the polymer, the actuator can be incapsulated with various polymeric materials (for example, dielectric gels). Another way to prevent the liquid's evaporation is impregnation of the actuator with a solvent of higher boiling temperature, than water, for example, dimethyl sulfoxide (DMSO) or its mixture with water. The second way-was tested.

In order to measure the evaporation of the solvent during the work of the actuator, the samples were impregnated with various solvents: deionized water, a mixture of dimethyl sulfoxide (DMSO) and water (1:1), dimethyl sulfoxide and 0,1 M water solution of copper sulphate during 24 h. Then the alternating voltage with amplitude of 2 V of the rectangular signal with the fixed frequency of 1 Hz was applied to the soaked actuator samples. The initial amplitude of the displacements of the actuator, time of functioning and weight of the samples before the tests were measured (table 3).

During the experiments it was demonstrated, that in case of replacement of the electrolyte with DMSO the actuators practically did not lose solvent because of evaporation, but the polymers soaked in DMSO, swelled strongly and consequently could not generate the necessary force. The use of the mixture of DMSO and water (1:1) increased the operating time of the actuator in comparison with the water solutions, but, at that, at the same control voltage the amplitude of the frequency fluctuations decreased. Therefore, the work with such systems required higher control voltage (5...7 V).

Addition of 0,1 M copper sulphate $CuSO_4$ to the mixture of DMSO and water leads to an increase in the amplitude of displacements of the actuator, but reduces its operating time.

Thus, the measurements were done of VAC, and of the frequency and power characteristics of the actuators on the basis of the ionic polymer-metal composites with the electrodes received by chemical reduction from a solution of the salt of platinum. The experimental parameters for the microactuator with size of $40 \times 2.5 \times 0.2$ are presented in table 4.

The efficiency of the actuator was estimated with the use of the coefficient of electromechanical transformation, calculated by the formula:

$$\eta = \frac{F_{\max}S_{\max}}{4Wt},\tag{1}$$

where F_{max} — the maximum effort of the actuator; S_{max} — the maximal displacement; W — power consumption; t — operation speed. For the actuators with the electrodes received by the technology of chemical reduction, the coefficient of electromechanical transformation was $1 \cdot 10^{-3}$.

Conclusion

The experimental samples of the micromechanical actuators on the basis of IPMC were developed and manufactured.

VAC, frequency and power characteristics were measured, the key parameters of the microactuator with dimensions of 40/2, 5/0.2 mm were experimentally defined: power consumption -10...40 mW, control voltage -1...4 V, operation speed -0.05 s, operating time in the air -10 min., in water - over 8 h, maximal displacement -4 cm, maximal force -4 mN.

Little operating time of the actuators impregnated with water electrolytes (10 min) can be prolonged roughly 10 times by replacing water with mixture of DMSO and H_2O (1:1).

The operating efficiency of an actuator is determined by its maximal displacement at the lowest control voltage and minimal dimensions of the device, the coefficient of electromechanical transformation, which was $1 \cdot 10^{-3}$.

The micromechanical actuators on the basis of IPMC are one of the most perspective intellectual materials, because they have small weight and can create big bending deformations at a low control voltage. They operate best of all in the conditions of high humidity of the environment, and can be made in the form of autonomous, incapsulated actuators for operation in a dry environment, which is important for their use in the microrobotic systems and medicine.

The research was implemented due to the grant of the Russian Scientific Fund (project № 16-19-00107).

Reference

1. Shahinpoor M., Kim K. J. Ionic polymer-metal composites: I. Fundamentals, *Smart Mater. Struct*, 2001, Vol. 10, pp. 819-833.

2. Bar-Cohen Y., Zhang Q. Electroactive Polymer Actuators and Sensors, *MRS Bulletin*, 2008, vol. 33, no. 3, pp. 173–181.

3. Shahinpoor M., Bar-Cohen Y., Simpson J. O. and etc. Ionic polymer-metal composites (IPMCs) as biomimetic sensors, actuators and artificial muscles — a review, *Smart Mater. Struct*, 1998, vol. 7. Iss. 6, pp. 15–30.

4. Bhandari B., Lee G.-Y., Ahn S.-H. A review on IPMC material as actuators and sensors: Fabrications, characteristics and applications, *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing*, 2012, vol. 13, Iss. 1, pp. 141–163.

5. Kalyonov V. E., Broyko A. P., Korlyakov A. V., Khmelnitskiy I. K., Krot A. I., Bykov Yu. O., Chigirev D. A., Lagosh A. V. Microdvigiteli dlia Microrobototehniki", *Nano i microsystemnaya technika*, 2013, no. 12, pp. 41–46.

Моделирование и конструирование MHCT Modelling and designing of MNST

УДК 621.382, 621.389

В. Е. Калёнов, инженер, А. В. Корляков, д-р техн. наук, директор НОЦ, С. В. Кротов Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования "Санкт-Петербургский государственный электротехнический университет "ЛЭТИ" им. В. И. Ульянова (Ленина)"

СОЗДАНИЕ АВТОКОЛЕБАТЕЛЬНОГО РЕЖИМА РАБОТЫ В МИКРОМЕХАНИЧЕСКИХ СИСТЕМАХ НА ОСНОВЕ ЕМКОСТНОГО ПРЕОБРАЗОВАТЕЛЯ

Поступила в редакцию 25.08.2015

Показана возможность создания автоколебательного режима работы в микромеханических системах на основе емкостного преобразователя. Определены условия его возникновения. Проведено численное и компьютерное моделирование, подтвердившее результаты аналитических оценок. Создан стенд для демонстрации работы емкостного преобразователя в автоколебательном режиме.

Ключевые слова: микромеханика, автоколебания, емкостной преобразователь, автогенератор

Введение

Микромеханические частотно-резонансные системы широко используют в технике в качестве измерительных датчиков различных физических величин и генераторов колебаний. В большинстве случаев в микромеханике задача возбуждения колебаний решается в "электрической" части датчика, т. е. с помощью электрической схемы управления. В данной работе предлагается решить проблему возбуждения путем создания цепи обратной связи в "механической" части. Это позволяет упростить систему снятия и возбуждения колебаний, а также обеспечить самонастройку на резонансную частоту и отслеживать ее изменение.

Автоколебательные системы

Основными частями механической автоколебательной системы являются источник постоянной энергии, колебательная система и система обратной связи, которая частично компенсирует энергию, затраченную на преодоление диссипативных сил. Поэтому помимо упрощения системы управления устройством, автоколебательный режим работы позволяет уменьшить энергию, затрачиваемую на возбуждение колебаний вследствие ее перераспределения за счет обратной связи. Таким образом, в микромеханических системах автоколебательный режим работы позволяет улучшить характеристики различных датчиков физических величин, работа которых основана на раскачке механических элементов сенсора на заданной частоте. К таким системам можно отнести гироскопы [1], а также частотно-резонансные датчики. В первом случае для определения углового ускорения необходимо раскачивать инерционную массу на резонансной частоте, а во втором случае чувствительный элемент. В качестве чувствительного элемента могут использоваться струнные, мембранные и нелинейные преобразователи различных конструкций [2].

Автоколебательный режим можно использовать для работы микрорезонаторов, которые широко применяют в портативных устройствах в качестве генераторов опорной частоты или фильтров [3]. Известны микромеханические резонаторы, работающие на частотах 16 кГц [4], 13 МГц [5] и 1,2 ГГц [6].

В большинстве случаев для раскачки чувствительного элемента резонаторов, частотно-резонансных датчиков и гироскопов на резонансной частоте используют емкостные преобразователи. Это связано с более высоким быстродействием, простотой конструкций и технологичностью емкостных преобразователей по сравнению с другими микромеханическими преобразователями [7].

Микромеханический автоколебательный генератор

Разработанный автоколебательный генератор представляет собой микромеханическую систему, электрическая эквивалентная схема которой состоит из параллельно соединенных резистора и конденсатора (рис. 1, *a*). Особенностью данной схемы является зависимость и емкости, и сопротивления от координаты *x*, причем зависимость сопротивления описывается выражением

$$R(x) = R_0(1 + k^*(x_0 - x)), \tag{1}$$

где R_0 — номинальное сопротивление резистора; k^* — коэффициент пропорциональности; x_0 — координата начального положения микромеханической структуры; x — текущая координата.

Эквивалентная механическая схема, соответствующая эквивалентной электрической схеме, показана на рис. 1, b. Проводя аналогии между эквивалентными схемами можно построить в общем виде конструкцию микромеханического автогенератора. В связи с этим рассмотрим микромеханическую систему, в которой в роли емкостного преобразователя выступает конденсаторная плоскопараллельная структура с подвижным верхним электродом в виде консольной балки и неподвижным нижним электродом, на который подается управляющее напряжение. Роль резистора в описанной схеме может выполнять тензорезистор или микромеханическая структура, которая скачкообразно изменяет свое сопротивление при перемещении (по аналогии с микромеханическим ключом [8]).

Принцип работы микромеханического автоколебательного генератора основан на наличии обратной связи между конденсатором C(x) и резистором R(x). Обратная связь реализуется за счет зависимости сопротивления от смещения подвижной обкладки конденсатора, выполненной в виде гибкого микромеханического элемента. При подаче управляющего сигнала (тока I_0), который за счет резистора R(x) создает между точками A и B (а следовательно, и на обкладках конденсатора C(x)) раз-



Рис. 1. Микромеханический автогенератор: a — эквивалентная электрическая схема; b — эквивалентная механическая схема *Fig. 1. Micromechanical self-excited oscillator (equivalent circuits):* a — *electric;* b — *mechanical*

ность потенциалов U(x), возникает электростатическая сила, отклоняющая подвижную обкладку конденсатора. Таким образом, из зависимости (1) видно, что при отклонении x от начального положения x_0 изменяется сопротивление резистора R(x).

Описанному выше принципу работы соответствует следующая система уравнений:

$$\begin{cases} m\frac{\partial^2 x}{\partial t^2} + \lambda \frac{\partial x}{\partial t} + k(x - x_0) = -\frac{q^2}{2\varepsilon\varepsilon_0 S} \\ I_0 = \frac{U(x)}{R(x)} + I(x), \end{cases}$$

где *m* — масса микромеханической структуры; λ — коэффициент демпфирования; *k* — коэффициент жесткости; *q* — заряд, появляющийся на обкладках конденсатора; *I*(*x*) — ток, возникающий в цепи конденсатора; ε — относительная диэлектрическая постоянная; ε — электрическая постоянная; *S* — площадь обкладок конденсатора.

С учетом того, что

$$U(x) = \frac{q}{C(x)} = \frac{qx}{\varepsilon\varepsilon_0 S};$$
$$I(x) = \frac{\partial q}{\partial t},$$

систему уравнений, описывающую микромеханическую автоколебательную систему, изображенную на рис. 1, можно преобразовать следующим образом:

$$\begin{cases} m\frac{\partial^2 x}{\partial t^2} + \lambda\frac{\partial x}{\partial t} + k(x - x_0) = -\frac{q^2}{2\varepsilon\varepsilon_0 S};\\ I_0 = \frac{qx}{R_0(1 + k^*(x_0 - x))\varepsilon\varepsilon_0 S} + \frac{\partial q}{\partial t}. \end{cases}$$
(2)

Для выявления условий возникновения автоколебательного режима исследуем полученную систему уравнений на наличие и характер особых точек. Интерес представляют особые точки типа неустойчивого фокуса. На фазовой плоскости они изображаются в виде раскручивающихся от неустойчивого положения равновесия спиралей. Такие точки интересны тем, что вблизи них может возникнуть предельный цикл, наличие которого характеризует появление автоколебательного режима работы в системе [9].

Анализ представленной выше автоколебательной системы на наличие и определение характера особых точек проводился методом малых возмущений. Суть этого метода заключается в исследовании системы дифференциальных уравнений (2) в области ее стационарного решения. Для этого задаются малые гармонические возмущения:

$$\begin{cases} x = x_c + x_1 \mathbf{e}^{\omega t}; \\ q = q_c + q_1 \mathbf{e}^{\omega t}, \end{cases}$$

где x_c и q_c — стационарные решения системы уравнений (1); $x_1 \ll x_c$ и $q_1 \ll q_c$ — бесконечно малые возмущения.

Эти значения x и q можно подставить в систему (2), и тогда с учетом малости x_1 и q_1 , которыми при перемножении друг на друга можно пренебречь, получим систему уравнений:

$$\begin{cases} (m\omega^{2} + \lambda\omega + k)x_{1} + \frac{q_{c}}{\varepsilon\varepsilon_{0}S}q_{1} = 0; \\ \left(I_{0}R_{0}k^{*} + \frac{q_{c}}{\varepsilon\varepsilon_{0}S}\right)x_{1} + \left(R_{c}\omega + \frac{x_{c}}{\varepsilon\varepsilon_{0}S}\right)q_{1} = 0, \end{cases}$$
(3)

где $R_c = R_0(1 + k^*(x_0 - x_c))$ — сопротивление резистора R(x) в положении x_c .

Условием наличия особых точек является равенство нулю определителя системы (3) [9], из которого можно получить характеристическое уравнение:

$$\left(\omega^{2} + \frac{\lambda}{m}\omega + \omega_{0}^{2}\right)\left(\omega\tau_{rc} + 1\right) = \frac{q_{c}}{mx_{c}}\left(I_{0}R_{0}k^{*} + \frac{q_{c}}{\varepsilon\varepsilon_{0}S}\right), (4)$$

где $\omega_0 = k/m$ — резонансная частота микромеханической системы; $\tau_{rc} = R_c \varepsilon \varepsilon_0 S/x_c$.

Существование на фазовой плоскости особой точки типа неустойчивый фокус соответствует условию наличия действительных положительных корней характеристического уравнения (4) [10]. Анализ показал, что уравнение (4) имеет действительные положительные корни при условии

$$k^* < 0. \tag{5}$$

Последнее неравенство говорит о наличии на фазовой плоскости исследуемой микромеханической системы особой точки типа неустойчивый фокус, вблизи которой может возникнуть предельный цикл. Поэтому можно утверждать, что вблизи этого положения может появиться автоколебательный режим работы. Условие возникновения предельного цикла рассмотрим ниже.

Как известно, одним из условий появления автоколебательного режима для систем, подобных рассматриваемой в данной работе, является наличие на ВАХ участка отрицательного дифференциального сопротивления [11]. Поэтому для выявления условий возникновения автоколебательного режима работы (а значит, и условий появления на фазовой плоскости предельного цикла) необходимо проанализировать нестационарную модель микромеханического автоколебательного генератора. Анализ проводится вблизи стационарного решения системы дифференциальных уравнений (2) заданием приращения тока и напряжения гармонического характера бесконечно малыми значениями и определением условий, когда отношение малого приращения напряжения $\Delta U \kappa \Delta I$ будет меньше нуля, т. е. когда дифференциальное сопротивление будет отрицательно:

$$r = \frac{\Delta U}{\Delta I} = R(x) \frac{\left(\omega^{2} - \omega_{0}^{2} \frac{3x_{c} - 2x_{0}}{x_{c}}\right) \times}{\left(\omega^{2} - \omega_{0}^{2} \frac{3x_{c} - 2x_{0}}{x_{c}} + \right)} \rightarrow \frac{\times \left(\omega^{2} - \omega_{0}^{2} \frac{3x_{c} - 2x_{0}}{x_{c}} + 2k^{*} \omega_{0}^{2}(x_{0} - x_{c})\right) + \beta^{2} \omega^{2}}{+ 2k^{*} \omega_{0}^{2}(x_{0} - x_{c})\right)^{2} + \beta^{2} \omega^{2}} < 0,$$

где $\beta = \lambda/m$.

На основе последнего неравенства было получено обобщенное условие появления участка отрицательного дифференциального сопротивления на ВАХ:

$$k^{*}(x_{0} - x_{c}) < -\frac{1}{2} \frac{\beta^{2} \omega^{2} + \left(\omega^{2} - \omega_{0}^{2} \frac{3x_{c} - 2x_{0}}{x_{c}}\right)^{2}}{\omega_{0}^{2} \left(\omega^{2} - \omega_{0}^{2} \frac{3x_{c} - 2x_{0}}{x_{c}}\right)}.$$

Отсюда можно получить условие возникновение автоколебаний на резонансной частоте ($\omega = \omega_0$) при $\beta = 0$:

$$k^* x_c < -1. \tag{6}$$

На основании условия (6) можно сказать, что вблизи стационарного решения системы уравнений (2), т. е. в определенном положении гибкого подвижного элемента в пространстве, на ВАХ емкостного преобразователя может появиться участок с отрицательным дифференциальным сопротивлением, что характеризует возможность появления на фазовой плоскости предельного цикла. Таким образом, можно сделать вывод, что вблизи положения гибкого подвижного элемента, соответствующего стационарному решению системы (2), может возникнуть автоколебательный режим работы.

Справедливость данного утверждения доказана численным моделированием решения системы уравнений (2). Решение этой системы уравнений численными методами выполняли с помощью программного пакета MathCAD, в котором подобные системы дифференциальных уравнений решаются методом Рунге—Кутты [12]. Численное решение системы дифференциальных уравнений (2) показано на рис. 2, *а* и представлено на фазовой плоскости в координатах (Q_i, X_i), где Q_i — заряд, возникающий на обкладках конденсатора и характеризующий скорость изменения координаты, а X_i координата. Автоколебательный режим, наличие которого характеризуется появлением предельного цикла на фазовой плоскости (рис. 2, *a*), появился



Рис. 2. Характеристики микромеханического автогенератора: $a - \phi$ азовая; b - вольт-амперная*Fig. 2. Characteristics of a micromechanical self-excited oscillator:* a - phase: b - yolt-ampere

при $k^* = -3 \cdot 10^{-6}$ вблизи точки x = 0,91 мкм, что удовлетворяет условиям (5) и (6).

На основе параметров, полученных при численном моделировании автоколебательной системы, была проанализирована зависимость тока от напряжения в статическом режиме. В этом случае для построения ВАХ напряжение U(x) и ток I(x) можно представить в виде:

$$\begin{cases} U(x) = \sqrt{\frac{2kx^2(x_0 - x)}{\varepsilon \varepsilon_0 S}}; \\ I(x) = I_0 - \frac{U(x)}{R_0(1 + k^*(x_0 - x))}. \end{cases}$$
(7)

На ВАХ (рис. 2, *b*), построенной на основе системы (3), видна область отрицательного дифференциального сопротивления (область *1*), что является одним из условий появления автоколебательного режима.

Численное моделирование показало, что при выполнении условий (5) и (6) предельный цикл на фазовой плоскости появляется не во всех случаях, а только при определенных значениях параметров системы (жесткости подвеса, массы, коэффициента затухания, внешней силы, управляющего напряжения). Поэтому можно сказать, что условия (5) и (6) не гарантируют наличия автоколебательного режима работы, но сужают область подбора параметров системы и показывают, что для создания автоколебательного режима работы надо сначала спроектировать систему с отрицательным значением коэффициента k^* и затем уже подбирать конструктивные параметры системы. В противном случае, когда значение коэффициента k^* будет положительно, можно с уверенностью утверждать, что автоколебательный режим работы в такой системе не возникнет.

Таким образом, можно сделать вывод, что в микромеханической системе, представляющей собой параллельно соединенные емкость и резистор, сопротивление которого меняется по закону (1), устойчивый автоколебательный режим работы возникает при условии наличия участка отрицательного дифференциального сопротивления на ВАХ, что обеспечивается выполнением условия $k^*x_c < -1$.

Моделирование автоколебаний

Моделирование автоколебательного режима проводили на основе метода конечных элементов. Разработанная модель автоколебательного генератора представляет собой консольную балку с расположенным под ней электродом. Для удобства моделирования в роли сопротивления выступает тензорезистор с отрицательным коэффициентом тензочувствительности, расположенный в области изгиба балки (рис. 3).

Электрическая схема управления для моделирования системы показана на рис. 1, *а*. При подаче управляющего сигнала (тока) на тензорезисторе появляется разность потенциалов, которая создает электростатическую силу, способную отклонить консольную балку. При деформации консольной балки уменьшается сопротивление тензорезистора, что приводит к уменьшению разности потенциалов на обкладках конденсатора *С*. При достижении момента времени, когда напряжения недостаточно для создания электростатической силы, способной отклонить консольную балку, она (балка) за счет сил упругости начинает движение вверх



Рис. 3. Конструкция микромеханического автогенератора с использованием тензорезистора в роли сопротивления

Fig. 3. Design of a micromechanical self-excited oscillator using a resistive-strain sensor as a resistance

- НАНО- И МИКРОСИСТЕМНАЯ ТЕХНИКА, Том 18, № 5, 2016 -



Рис. 4. Результаты моделирования: *a* — с резким изменением сопротивления; *b* — на основе тензорезистора



(обратно к положению равновесия), что, в свою очередь, приводит к увеличению сопротивления тензорезистора и, следовательно, к увеличению разности потенциалов на обкладках конденсатора C, т. е. к увеличению электростатической силы. Движение балки к положению равновесия продолжается до тех пор, пока электростатическая сила не увеличится настолько, чтобы вновь отклонить консольную балку вниз. Таким образом, процесс зацикливается и система работает в автоколебательном режиме.

Результаты моделирования представлены на рис. 4. Тензорезистивный коэффициент, при котором наблюдался автоколебательный режим, составил $-2,7 \cdot 10^{-7}$ м²/Н (рис. 4, *b*). По характеру зависимости перемещения от напряжения на обкладках конденсатора на фазовой плоскости можно сказать, что колебания носят стохастический характер. Отсутствие стохастического режима работы при численном моделировании и появление его (при определенных условиях) при моделировании методом конечных элементов можно связать с переходом от двумерной модели для численного моделирования к трехмерной модели для моделирования методом конечных элементов.

При моделировании также рассматривалась микромеханическая система с резким изменением сопротивления. Это связано с тем, что в результате анализа микромеханической системы с тензорезистором выяснилось, что для получения автоколебательного режима необходимо использовать тензорезисторы с коэффициентом тензочувствительности более 100 и создавать довольно большие деформации*.

Основой модели микромеханического автоколебательного генератора с резким изменением сопротивления является консольная балка с расположенным под ней управляющим электродом. При подаче управляющего напряжения, равного (или большего) критическому для данной структуры, балка под действием электростатической силы отклоняется от положения равновесия и касается управляющего электрода. В этот момент резко уменьшается сопротивление всей системы вследствие контакта консольной балки с

электродом, так как происходит выравнивание потенциала, что приводит к прекращению действия между ними электростатической силы притяжения и, как следствие, возвращению балки под действием сил упругости в начальное положение. При размыкании разность потенциалов между балкой и управляющим электродом начинает восстанавливаться, достигает критического значения за время $\tau = RC$ и тогда консоль снова падает на электрод. Таким образом, осуществляется работа микромеханического автогенератора с резким изменением сопротивления.

Результаты моделирования системы с резким изменением сопротивления представлены на рис. 4, *а*. Стоит отметить, что в отличие от предыдущей сис-

^{*} Иначе система не выходит в область отрицательного дифференциального сопротивления, так как тензорезисторы не обеспечивают изменение сопротивления в широком диапазоне.

темы с тензорезистором, где сопротивление менялось плавно и линейно, в этом случае (в связи с особенностями конструкции и принципа работы) получаются не гармонические колебания на резонансной частоте, а релаксационные колебания на частоте, соответствующей времени восстановления потенциала между консольной балкой и электродом. Но в обоих случаях возникновение автоколебаний удовлетворяют условиям (5) и (6).

Эксперимент

Эксперимент проводили на конструкции автогенератора с резким изменением сопротивления, принцип работы которой был описан выше. Выбор конструкции обусловлен простотой ее реализации. Был собран стенд, состоящий из источника постоянного напряжения, амперметра, микроскопа, осциллографа, держателя с подвижной балкой и макетной платы.

Конструкция держателя с балкой приведена на рис. 5 (см. четвертую сторону обложки). Она представляет собой систему из неподвижного электрода *1*, в роли которого выступает металлизированная пластина стеклотекстолита, покрытая слоем графита для предотвращения эффекта "слипания" электродов, и гибкой балки *2*, выполненной из тонкой металлической пластины, закрепленной с помощью зажима на позиционере *3*.

Позиционер 3 позволяет с достаточной точностью изменять зазор между балкой и неподвижным электродом. Электрическая схема экспериментальной установки приведена на рис. 6. Автоколебательный элемент обозначен на схеме как конденсатор C1.

Для регистрации изменений силы тока, протекающего через автоколебательный элемент, используется амперметр, включенный в цепь последовательно с автоколебательным элементом. Для регистрации изменения падения напряжения на конденсаторе *C*1 используется осциллограф, что дает возможность определить динамические характеристики автоколебаний. Значения сопротивлений резисторов *R*1 и *R*2, используемых в эксперименте, составляют 4,7 кОм.

Осциллограммы изменения потенциала в точке А относительно потенциала земли с разной временной разверткой показаны на рис. 7 (см. четвертую сторону обложки). Результаты эксперимента показали, что напряжение, при котором происходит контакт неподвижного электрода и балки, при заданных параметрах цепи находится в диапазоне 50...60 В. Частота автоколебательного процесса составляет около 0,25 Гц. Экспериментально установлено, что эта частота определяется постоянной времени электрической цепи. Это связано с тем, что при контакте потенциал на обкладках конден-



Рис. 6. Электрическая схема экспериментальной установки

Fig. 6. Electrical circuit of the experimental installation

сатора выравнивается и происходит размыкание. Вследствие этого балка возвращается в начальное положение, но через время $\tau = RC$, достаточное для восстановления разности потенциалов между ней и неподвижным электродом, вновь происходит замыкание. Таким образом, процесс зацикливается, т. е. система входит в автоколебательный режим.

Чтобы определить знак коэффициента k^* для исследуемой в эксперименте автоколебательной системы, преобразуем выражение (1) следующим образом:

$$\frac{R(x) - R_0}{R_0} = k^*(x_0 - x),$$

где R(x) — текущее значение активного сопротивления емкостного преобразователя.

При подаче на обкладки напряжения, соответствующего критическому, происходит замыкание балки 2 и неподвижного электрода 1. В этом случае электрическая цепь будет представлять собой два соединенных параллельно резистора одного номинала, тогда текущее значение сопротивления будет равно $R(x) = R_0/2 = 2,35$ кОм. Отсюда видно, что значение коэффициента k^* отрицательно.

Таким образом, эксперимент показал, что автоколебательный режим работы емкостного преобразователя с резким изменением сопротивления возникает при отрицательном значении коэффициента k^* , что удовлетворяет полученным выше условиям (5) и (6).

Заключение

Показана возможность создания автоколебательного режима работы микромеханического емкостного преобразователя. Электрическая эквивалентная схема микромеханической системы должна представлять собой параллельно соединенные емкость и резистор. Обратная связь создается за счет зависимости сопротивления резистора от положения подвижной обкладки емкостного преобразователя.

Условие возникновения устойчивого автоколебательного режима работы емкостного преобразователя можно сформулировать в виде неравенства $k^*x_c < -1$. Результаты аналитических оценок подтверждены численным и компьютерным моделированием.

Создан стенд автогенератора, позволивший экспериментально подтвердить полученные аналитически условия возникновения автоколебательного режима.

Список литературы

1. **Тыртычный А. А.** Разработка принципов построения и анализ характеристик автоколебательного микромеханического гироскопа. Дис. ... канд. техн. наук. СПб., 2014.

2. Калёнов В. Е., Корляков А. В. Частотно-резонансный метод измерения механического воздействия с помощью нелинейного микромеханического преобразователя // Нано- и микросистемная техника. 2013. № 2. С. 15—19.

3. **Kaajakari V.** Practical MEMS. Las Vegas, NV: Small Gear Publishing, 2009. 478 p.

4. Nguyen C., Howe R. An integrated CMOS micromechanical resonator high-Q oscillator // IEEE J. Solid-State Circuits. Apr. 1999. Vol. 34, N. 4. P. 440–455.

5. Kaajakari V., Mattila T., Oja A., Kiihamaki J., Seppa H. Square extensional mode single-crystal silicon micromechanical

resonator for low phase noise oscillator applications // IEEE Electron Device Lett. Apr. 2004. Vol. 25, N. 4. P. 173–175.

6. Wang J., Ren Z., Nguyen C. 1.156-GHz self-aligned vibrating micromechanical disk resonator // IEEE Trans. Ultrason., Ferroelect., Freq. Contr. Dec. 2004. Vol. 51, N. 12. P. 1607–1628.

7. Калёнов В. Е., Бройко А. П., Корляков А. В., Хмельницкий И. К., Чигирев Д. А., Быков Ю. О., Лагош А. В., Крот А. И. Микродвижители для микроробототехники // Нано- и микросистемная техника. 2013. № 12. С. 41—46.

8. Бохов О. С., Духновский М. П., Козырев А. Б., Корляков А. В., Королев А. Н., Лагош А. В., Лучинин В. В., Топталов С. И. Низкопотребляющие малогабаритные радиотехнические модули на основе микроэлектромеханических ключей // Нано- и микросистемная техника. 2012. № 12 (149). С. 60-71.

9. **Теодорчик К. Ф.** Автоколебательные системы. М.: Гос. изд. технико-теоретической литературы, 1952. 271 с.

10. Андронов А. А., Витт А. А., Хайкин С. Э. Теория колебаний. М.: Гос. изд. физико-математической литературы, 1959. 916 с.

11. Стокер Дж. Нелинейные колебания в механических и электрических системах. М.: Изд. иностранной литературы, 1952. 265 с.

12. **Тарасевич Ю. Ю.** Численные методы на MathCAD'е. Астрахань: Астраханский Гос. пед. ун-т, 2000. 70 с.

V. E. Kalyonov, Engineer, A. V. Korlyakov, D. Sc., Director of Nanotechnology Center, akorl@yandex.ru,
S. V. Krotov, Federal State Independent Educational Institution of Higher Education
"St. Petersburg State Electrotechnical University (LETI) named after V. I. Ulyanov (Lenin)"

Self-Excited Oscillation Mode in the Micromechanical Systems Based on the Capacitive Converter

The article demonstrates feasibility of development of a self-excited oscillation mode in the micromechanical systems based on the capacitive converter and determines conditions for that. Numerical and computational simulation was carried out, which confirmed the results of the analytical assessments. A stand was developed for demonstration of the capacitive transducer in the selfexcited oscillation mode.

Keywords: MEMS, self-excited oscillation, capacitive converter, self-contained generator

Introduction

Micromechanical frequency-resonant systems are used as the sensors of physical quantities and oscillators. In most cases, the problem of oscillation excitation is solved in the "electric" part of the sensor, i.e. via the electric control circuit. We propose to solve the problem of excitation by creation of a feedback loop in the "mechanical" part. This makes it possible to simplify the system of oscillations excitation and removal, provide a self-tuning on the resonant frequency and track its changes.

Self-oscillating systems

The main parts of the mechanical self-oscillating system are: a constant source of energy, oscillation system and feedback system, partially compensating the energy, required to break the dissipative forces. In addition to simplifying of a device control system, a selfoscillating mode reduces the energy expended on the excitation of oscillations due to its redistribution at the expense of feedback.

Thus, the self-oscillating mode in micromechanical systems allows to improve characteristics of the various sensors of physical quantities, which operation are based on the shakedown of a mechanical sensor elements at a predetermined frequency. These systems include gyroscopes [1], the frequency resonance sensors. In the first case, to determine the angular acceleration it is necessary to rock the inertial mass at the resonant frequency, and in the second case — the sensor element (SE). The string, membrane and nonlinear converters of various designs [2] can be used as it.

You can use the self-oscillating mode for microresonators, which are widely used in portable devices as the reference-frequency generators or filters [3]. The micromechanical resonators operating at frequencies of 16 kHz [4], 13 MHz, [5] and 1,2 GHz [6] are known.

In most cases, the capacitive transducers are used the rock the SE resonators, frequency resonance sensors and gyroscopes at the resonant frequency. This is
caused by the higher speed, simplicity of design and manufacturability of capacitive transducers compared to other micromechanical transducers [7].

Self-oscillating micromechanical generator

The developed self-oscillating generator represents a micromechanical system, which electrical equivalent circuit is composed of parallel-connected resistor and capacitor (fig. 1, a). A feature of the circuit is the dependence and capacities, and the resistance on the x coordinate, in what connection the dependence of the resistance is described by

$$R(x) = R_0(1 + k^*(x_0 - x)), \tag{1}$$

where R_0 — nominal resistance of the resistor; k^* — coefficient of proportionality; x_0 — coordinate of the initial position of the micromechanical structure; x — the current coordinate.

The equivalent mechanical circuit corresponding to the equivalent circuit diagram is shown in fig. 1, b. Drawing the analogies between the equivalent circuits we can in the general form construct a structure of a micromechanical oscillator. In this connection we consider a micromechanical system in which the a planeparallel capacitor structure with a movable upper electrode in the form of a cantilever beam and the fixed lower electrode acts as capacitive transducer, which receives a control voltage. The role of the resistor in the circuit can be performed by the resistive-strain sensor or a micromechanical structure, which abruptly changes its resistance when moving (by analogy with the micromechanical key [8]). The principle of operation of a micromechanical self-oscillating generator is based on the feedback link between the capacitor C(x) and the resistor R(x). The feedback is realized due to the dependence of the resistance on the movable capacitor plates offsets made in the form of flexible micromechanical element. When a control signal is received (I_0 current), which is due to resistor R(x) generates the potential difference U(x) between the points A and B (and, consequently, on the plates of the capacitor C(x)), the electrostatic force occurs, deflecting the moveable plates of the capacitor. Thus, from the relation (1) it can be seen that with a deviation of x from the initial position x_0 , the resistance of the resistor R(x) varies.

The following system of equations corresponds to the above-described principle of operation:

$$\begin{aligned} m\frac{\partial^2 x}{\partial t^2} + \lambda \frac{\partial x}{\partial t} + k(x - x_0) &= -\frac{q^2}{2\varepsilon\varepsilon_0}S; \\ I_0 &= \frac{U(x)}{R(x)} + I(x), \end{aligned}$$

where m — mass of a micromechanical structure; λ — coefficient of damping; k — coefficient of rigidity; q —

the charge appearing on the plates of the capacitor; I(x) — current produced in the capacitor circuit; ε — relative dielectric constant; ε_0 — electric constant; S — area of the capacitor plates.

Having regard to the fact that

$$U(x) = \frac{q}{C(x)} = \frac{qx}{\varepsilon\varepsilon_0 S};$$
$$I(x) = \frac{\partial q}{\partial t},$$

the system of equations describing the micromechanical self-oscillating system shown in fig. 1 can be transformed as follows:

$$\begin{cases} m\frac{\partial^2 x}{\partial t^2} + \lambda \frac{\partial x}{\partial t} + k(x - x_0) = -\frac{q^2}{2\varepsilon\varepsilon_0}S;\\ I_0 = \frac{qx}{R_0(1 + k^*(x_0 - x))\varepsilon\varepsilon_0}S + \frac{\partial q}{\partial t}. \end{cases}$$
(2)

To identify the conditions of occurrence of self-oscillation mode, we examine the resulting system of equations for the presence and character of the singular points. We are interesting in the singular points such as points of an unstable focus. In the phase plane, they are represented in the form of spirals unwinding from the unstable equilibrium position. These points are of interest because the limit cycle may occur near them, the presence of which characterizes the appearance of selfoscillation operation mode in the system [9].

The analysis of the presented self-oscillating system for the presence and determination of nature of the singular points was held by the method of small perturbations. The method consists in the study of differential equations (2) in the area of its steady-state solution. To do this, the small harmonic perturbations are being created:

$$\begin{cases} x = x_c + x_1 \mathbf{e}^{\omega t}; \\ q = q_c + q_1 \mathbf{e}^{\omega t}, \end{cases}$$

where x_c and q_c — the stationary solutions of the system of equations (1); $x_1 \ll x_c \bowtie q_1 \ll q_c$ — infinitely small perturbations.

The values of x and q can be substituted in (2), and then taking into account the littleness of x_1 and q_1 , which can be neglected when multiplied with each other, we obtain a system of equations:

$$\begin{cases} (m\omega^{2} + \lambda\omega + k)x_{1} + \frac{q_{c}}{\varepsilon\varepsilon_{0}S}q_{1} = 0; \\ \left(I_{0}R_{0}k^{*} + \frac{q_{c}}{\varepsilon\varepsilon_{0}S}\right)x_{1} + \left(R_{c}\omega + \frac{x_{c}}{\varepsilon\varepsilon_{0}S}\right)q_{1} = 0, \end{cases}$$
(3)

293

where $R_c = R_0(1 + k^*(x_0 - x_c))$ — the resistance of the resistor R(x) at the position x_c .

The condition of the presence of the singular points is equality to zero of the determinant of the system (3) [9], from which you can get the characteristic equation:

$$\left(\omega^{2} + \frac{\lambda}{m}\omega + \omega_{0}^{2}\right)\left(\omega\tau_{rc} + 1\right) = \frac{q_{c}}{mx_{c}}\left(I_{0}R_{0}k^{*} + \frac{q_{c}}{\varepsilon\varepsilon_{0}S}\right), (4)$$

where $\omega_0 = k/m$ — the resonant frequency of the micromechanical system; $\tau_{rc} = R_c \varepsilon \varepsilon_0 S/x_c$.

The existence of a singular point of unstable focus on the phase plane corresponds to the condition of having of the real positive roots of the characteristic equation (4) [10]. The analysis showed that (4) has real positive roots upon the following condition

$$k^* < 0. \tag{5}$$

This inequality indicates the presence of the singular point of unstable focus on the phase plane of the studied micromechanical system, the limit cycle may occur near which. Therefore, it can be argued that the self-oscillating mode may appear close to this position. Let's consider the condition for the occurrence of the limit cycle.

It is known that one of the conditions for the emergence of self-oscillation mode for systems such as considered in this paper, is the presence of the negative differential resistance in the area of volt-ampere characteristic (VAC) [11]. Therefore, to determine the conditions of occurrence of the self-oscillation mode (and thus the conditions for the appearance of the limit cycle of the phase plane) it is necessary to analyze the nonstationary model of the self-oscillation of the micromechanical generator; The analysis is carried out near the stationary solution of system of differential equations (2) by giving of current and voltage increment of harmonic character by infinitesimal values and by defining of the conditions when the ratio of low voltage increment ΔU to ΔI is less than zero, i.e., when the differential resistance is negative:

$$r = \frac{\Delta U}{\Delta I} = R(x) \frac{\left(\omega^{2} - \omega_{0}^{2} \frac{3x_{c} - 2x_{0}}{x_{c}}\right) \times}{\left(\omega^{2} - \omega_{0}^{2} \frac{3x_{c} - 2x_{0}}{x_{c}} + \right)}$$

$$\rightarrow \frac{\times \left(\omega^{2} - \omega_{0}^{2} \frac{3x_{c} - 2x_{0}}{x_{c}} + 2k^{*} \omega_{0}^{2}(x_{0} - x_{c})\right) + \beta^{2} \omega^{2}}{+ 2k^{*} \omega_{0}^{2}(x_{0} - x_{c})\right)^{2} + \beta^{2} \omega^{2}} < 0,$$

where $\beta = \lambda/m$.

On the basis of the last inequality, a generalization of the appearance of the negative section of the differential resistance at CVC was obtained:

$$k^{*}(x_{0} - x_{c}) < -\frac{1}{2} \frac{\beta^{2} \omega^{2} + \left(\omega^{2} - \omega_{0}^{2} \frac{3x_{c} - 2x_{0}}{x_{c}}\right)^{2}}{\omega_{0}^{2} \left(\omega^{2} - \omega_{0}^{2} \frac{3x_{c} - 2x_{0}}{x_{c}}\right)}.$$

From here you can get the conditions for occurrence of the self-oscillations at the resonant frequency $(\omega = \omega_0)$ at $\beta = 0$:

$$k^* x_c < -1. \tag{6}$$

On the basis of the condition (6) we can say that in the vicinity of the solution of the stationary system of equations (2), i.e. in a certain position of the flexible movable element in a space, the area with a negative differential resistance may appear on CVC of the capacitive converter, which characterizes the possibility of appearance of the limit cycle on the phase plane. Thus, it can be concluded that a self-oscillating mode may occur near the position of the movable flexible element corresponding to stationary solution of the equations system (2).

The validity is proved by numerical simulation of the equations system (2). The solution of this equations system by numerical methods was performed using the software package MathCAD, where similar systems of differential equations are solved by the Runge-Kutta method [12]. The numerical solution of differential equations (2) is shown in fig. 2, *a* and represented in me pnase plane in the coordinates (Q_i, X_i) , where Q_i — the charge appearing on the capacitor plates and characterizing the rate of change of coordinates, and X_i — a coordinate. The self-oscillating mode, which is characterized by the appearance of a limit cycle in the phase plane (fig. 2, *a*) appeared at $k^* = -3 \cdot 10^{-6}$ near the point x = 0.91 µm, that satisfies the conditions (5) and (6).

On the basis of parameters obtained at numerical simulation of the self-oscillating system, the current dependence on the voltage in the static mode was analyzed. In such case, the voltage U(x) can be represented in the form of current I(x) to build the VAC:

$$\begin{cases} U(x) = \sqrt{\frac{2kx^2(x_0 - x)}{\varepsilon \varepsilon_0 S}}; \\ I(x) = I_0 - \frac{U(x)}{R_0(1 + k^*(x_0 - x))}. \end{cases}$$
(7)

In the CVC (fig. 2, b), constructed on the basis of system (3), has the visible region of negative differential resistance (area 1), which is one of the conditions for the emergence of the self-oscillation mode.

The numerical simulation have shown that under the conditions (5) and (6) a limit cycle in the phase plane does not appear in all cases, but only for certain values of the system parameters (stiffness of the suspension, mass, damping coefficient, external force, control voltage). Therefore, we can say that the conditions (5) and (6) do not guarantee the availability of self-oscillation mode, but it narrow the area of the selection of the system parameters and show that to create a self-oscillating mode you must first design the system with a negative value of the coefficient k^* and then to pick up the design parameters of the system. Otherwise, when the value of the coefficient k^* is positive, we can confidently assert that a self-oscillating mode of operation of such a system does not arise.

Thus, we can conclude that in the micromechanical system, which represents a parallel connected capacitance and a resistor whose resistance varies as (1), a stable self-oscillation mode Occurs when the availability of the area of the negative differential resistance in the CVC that is ensured by the condition $k^*x_c < -1$.

Simulation of self-oscillations

Simulation of self-oscillation mode was carried out on the basis of the finite element method. Developed model of self-oscillation generator is a cantilever beam with an underlying electrode. For modeling convenience, the resistive-strain sensor with a negative strainsensitive factor in the bending beam acts as a resistance (fig. 3).

The electrical control circuit for system simulation is shown in fig. 1, a. When a control signal (current) comes, a potential difference that creates an electrostatic force that could deflect a cantilever beam appears on the resistive-strain sensor. When the cantilever beam deforms, the resistance of the resistive-strain sensor decreases, which leads to a reduction of the potential difference on the plates of the capacitor C. At time when the voltage is not sufficient to create an electrostatic force that can deflect cantilever beam, the beam due to the elastic force starts to move up (back to the equilibrium position), which in turn leads to an increase in the resistive-strain sensor resistance and therefore to increase of the potential difference on the plates of the capacitor C, i.e. to increase of the electrostatic force. The movement of the beam to the position of equilibrium continues as long as the electrostatic; force does not increase sufficiently to again deflect the cantilever beam down. Thus, the process loops and the system operates in an self-oscillating mode.

The simulation results are presented in fig. 4. The resistive-strain coefficient at which a self-oscillating mode was observed was $-2.7 \cdot 10^{-7} \text{ m}^2/\text{N}$ (fig. 4, *b*). By the nature of dependence of movement on the voltage on the capacitor plates in the phase plane we can say that the oscillations' have the stochastic nature. The ab-

sence of stochastic mode of the numerical simulation and the appearance of it (under certain conditions) in modeling using finite element method can be associated with the transition from two-dimensional model for the numerical simulation to three-dimensional model for finite element modeling.

The simulation also considered a micromechanical system with a sharp change in resistance, This is caused by the fact that as a result of the analysis of micromechanical systems with the resistive-strain sensor it became clear that for the self-oscillation mode you must use the resistive-strain sensor strain with the resistive-strain factor of more than 100, and to create a fairly large deformations¹.

The basis of the model of self-oscillating micromechanical generator with a sharp change in resistance is a cantilever beam with the gate electrode located beneath. When the control voltage is equal (or greater) to the critical for this structure, a beam under the influence of electrostatic forces deviates from its equilibrium position and touch the control electrode. At this point the resistance of the entire system sharply decreases due to the cantilever beam contact with the electrode, as the potential equalization occurs, resulting in the termination of the electrostatic attractive force between them and as a result, retrieval of the beam in the initial position under the elastic forces. At opening, the potential difference between the beam and the gate electrode is beginning to recover, it reaches a critical value for the time $\tau = RC$ and then the console again falls on the electrode. Thus, the work of a micromechanical selfexcited oscillator with a sharp change in resistance is carried out.

The results of a system simulation with an sharp change in resistance is shown in fig. 4, *a*. It should be noted that unlike to previous systems with the resistivestrain sensor, where the resistance changes smoothly and linearly, in this case (due to the specific design and operation mode) there are not harmonic oscillations at the resonance frequency can be obtained, but the relaxation oscillations at a frequency corresponding to the time of recovery of the potential between the cantilever beam and the electrode. But in both cases, the occurrence of the self-oscillations satisfy the conditions (5) and (6).

The experiment

The experiment was conducted on the structure of the generator with a sharp change in resistance, the operation principle of which is described above. Selection of design was caused by the simplicity of its implementation. The stand was assembled, consisting of a DC voltage source, an ammeter, a microscope, an oscillo-

¹ Otherwise the system cannot be included in the region of negative differential resistance, since the resistive-strair sensors do not provide resistance change in a wide range.

scope, a holder with the mobile beam and a prototyping board.

The design of the holder with the beam is shown in fig. 5 (see 4-th side of the cover). It represents a system of a fixed electrode I, which represents a metallic plate of fiberglass coated with graphite layer to prevent the effect of "sticking" of the electrodes. Flexible beam 2 represents a thin metal plate fixed by a clamp on a positioner 3. The positioner 3 allows adequately to change the gap between the beam and the stationary electrode. Electrical circuit of the installation is shown in fig. 6. The auto-oscillatory element is indicated in the circuit as the capacitor C1.

An ammeter included in series with the auto-oscillatory element is used to register the current change that flows through the auto-oscillatory element.

An oscilloscope that enables us to determine the dynamic characteristics of self-oscillation is used to register changes of the voltage decrease on the capacitor *C*1. The value of resistance of the resistors *R*1 and *R*2, used in the experiment, is $4,7 \text{ k}\Omega$.

The oscillograms of change in the potential at the point A with respect to the Earth potential at different time base are shown in fig. 7 (see 4-th side of the cover).

The results of experiment showed that the voltage at which the contact occurs between the fixed electrode and the beam with the set parameters of the circuit is in the range of 50...60 V. The frequency of the self-os-cillation process is about 0,25 Hz. It was experimentally established that this frequency is determined by the time constant of the circuit. This is caused by the fact that at the contact, the potential at the capacitor plates aligns and the opening occurs. Consequently, the beam returns to the initial position, but after a time $\tau = RC$, sufficient to restore the potential difference between it and the fixed electrode, the closing occurs again. Thus, the process loops, i.e. the system enters into the self-os-cillating mode.

To determine the sign of the coefficient k^* for the self-oscillating system testing in ari experiment, transform the expression (1) as follows:

$$\frac{R(x) - R_0}{R_0} = k^* (x_0 - x),$$

where R(x) — the current value of the active resistance of the capacitive transducer.

When the voltage corresponding to the critical value is applied to the plates, the closure of the beam 2 and the stationary electrode 1 occurs. In this case, the electric circuit will represent two parallel-connected resistors of the nominal value, then the current resistance value is $R(x) = R_0/2 = 2,35$ k Ω . These data indicate that the value of the coefficient k^* is negative.

Thus, the experiment showed that the self-oscillating mode of the capacitive transducer with the high change in resistance occurs when the value of the coefficient k^* is negative, that satisfies the above mentioned conditions (5) and (6).

Conclusion

The possibility of creating of the self-oscillating mode of operation of the micromechanical capacitive converter was shown. The electrical equivalent circuit of the micromechanical system should represent capacitance and resistance connected in parallel. The feedback is generated due to resistor's resistance dependence on the position of the movable plate of the capacitive transducer.

The condition of occurrence of the stable self-oscillation mode of the capacitive transmitter can be formulated in the form of inequality $k^*x_c < -1$. The results of analytical assessments are confirmed by numerical and computer modeling

A stand of self-excited oscillators was created, that allowed to experimentally confirm the obtained analytical conditions of occurrence of the self-oscillation mode.

Reference

1. **Tyrtychnyi A.** *A. Razrabotka principov postraenia i analiz harakteristik avtokolebatelnogo micromehanicheskogo giroskopa*, Dissertacia na soiskanie uchenoi stepeni kandidata tehnicheskih nauk, SPb., 2014.

2. Kalyonov V. E., Korlyakov A. V. Chastotno-resonansnyi metod izmerenia mehanicheskogo vozdeystvia s pomochyou nelineynogo micromehanicheskogo preobrazovatelia, *Nano i microsystemnaya technika*, 2013, no. 2, pp. 15–19.

3. Kaajakari V. Practical MEMS, Las Vegas, NV: Small Gear Publishing, 2009, 478 p.

4. Nguyen C., Howe R., An integrated CMOS micromechanical resonator high-Q oscillator, *IEEE J. Solid-State Circuits*, Apr. 1999, vol. 34, no. 4, pp. 440–455.

5. Kaajakari V., Mattila T., Oja A., Kiihamaki J., Seppa H., Square extensional mode single-crystal silicon micromechanical resonator for low phase noise oscillator applications, *IEEE Electron Device Lett.*, Apr. 2004, vol. 25, no. 4, pp. 173–175.

6. Wang J., Ren Z., Nguyen C. 1.156-GHz self-aligned vibrating micromechanical disk resonator, *IEEE Trans. Ultrason., Ferroelect., Freq. Contr.*, Dec. 2004, vol. 51, no. 12, pp. 1607–1628.

7. Kalyonov V. E., Broyko A. P., Korlyakov A. V., Khmelnitskly I. K., Chigirev D. A., Bykov Yu. O., Lagosh A. V., Krot A. I. Microdvigiteli dlia Microrobototehniki, *Nano i mi*crosystemnaya technika, 2013, no. 12, pp. 41–46.

8. Bochov O. S., Dukhnovsky M. P., Kozyrev A. B., Korlyakov A. V., Korolev A. N., Lagosh A. V., Luchinin V. V., Toptalov S. I., Nizkopotreblyauchie malogabaritnye radiotehnicheskie moduli na osnove microelectromehanicheskih kluchei, *Nano i microsystemnaya technika*, 2012, no. 12 (149), pp. 60–71.

9. **Teodorchic K. F.**, *Avtokolebatelnye systemi*, Moscow, Gos. Izd. Tehniko-teoreticheskoi literatury, 1952, 271 p.

10. Andronov A. A., Vitt A. A., Haykin S. E., *Teoria kolebanii*, Moscow, Gos. Izd. Fiziko-matematicheskoi literatury, 1959, 916 p.

11. **Stoker Dg.** *Nelineynye kolebania v mehanicheskih i electricheskih systemah*, Moscow, Izd. Inostrannoy literatury, 1952, 265 p.

12. Tarasevich U. U. Chislennye metody na Mathcad'e, Astrahan', Astrahanskiy Gos. Ped. Un-t. 2000, 70 p.

Элементы MHCT *M*icro-AND NANOSYSTEM TECHNIQUE ELEMENTS

УДК 621.382

Л. Г. Алексеева¹, аспирант, e-mail: alekseevalgen@gmail.com, А. С. Иванов¹, канд. техн. наук, зав. каф., В. В. Лучинин¹, д-р техн. наук, проф., зав. каф., А. А. Петров¹, д-р физ.-мат. наук, проф., А. А. Романов¹, науч. сотр., Д. А. Чигирев¹, канд. техн. наук, науч. сотр., Т. Chikyow², канд. техн. наук,

А. А. Романов¹, науч. сотр., Д. А. Чигирев¹, канд. техн. наук, науч. сотр., Т. Chikyow², канд. техн. наук, Т. Nabatame², канд. техн. наук,

¹ Санкт-Петербургский государственный электротехнический университет "ЛЭТИ", Санкт-Петербург ² National Institute for Materials Science NIMS, Tsukuba

НОВАЯ ЭЛЕКТРОННАЯ КОМПОНЕНТНАЯ БАЗА. МЕМРИСТОР

Поступила в редакцию 01.03.2016

Представлены экспериментальные результаты по созданию новой электронной компонентной базы — мемристорных структур как основы резистивной памяти произвольного доступа (ReRAM) для компьютерных платформ нового поколения.

Ключевые слова: электронная компонентная база, мемристор, резистивная память, переключение сопротивления

Введение

Активно обсуждаемые в последнее время проблемы и перспективы развития базовых устройств микро- и наноэлектроники, основанных на удержании заряда в непрерывно уменьшающемся объеме, в частности памяти, определяются необходимостью увеличения *плотности* памяти, числом циклов переключения, *временем хранения*, и наконец, повышением *скорости* доступа. В последнее время особое внимание уделяется энергопотреблению, что очевидно коррелирует с емкостью памяти.

Фундаментальные физические принципы, лежащие в основе *Flash*-памяти, накладывают в настоящее время естественные ограничения на ее возможности и на перспективы развития. К недостаткам современной *Flash*-памяти стоит отнести низкую скорость записи.

Несколько особняком рассматривается проблема *радиационной стойкости* устройств энергонезависимой памяти как существующей, так и перспективной. Этот параметр связан с поведением рабочих структур под действием ионизирующего излучения (в широком понимании этого термина: рентгеновское и гамма-излучение, потоки нейтронов и тяжелых частиц), что и будет определять радиационную стойкость устройств. Именно в этом отношении классические устройства памяти (например *Flash*), построенные на удержании заряда, оказываются наиболее уязвимыми. Ионизирующее излучение создает дополнительные каналы для токов утечки (механизмы их образования могут быть весьма разнообразны), что в конечном счете приводит к деградации устройств и потере информации. Все сказанное выше заставляет искать альтернативные решения, в качестве которых предлагаются структуры, построенные на иных физических принципах и поэтому имеющие хорошие перспективы для создания современной энергонезависимой памяти.

Основными кандидатами на перспективную энергонезависимую память, удовлетворяющую отмеченным выше требованиям, являются: память с изменяемым фазовым состоянием (PCM, PRAM, PCRAM, Ovonic Unified Memory, Chalcogenide RAM) [1–11]; сегнетоэлектрическая энергонезависимая память (FeRAM) — по своему устройству схожая с DRAM (конденсатор на основе сегнетоэлектрика); магниторезистивная память (MRAM) запоминающее устройство с произвольным доступом, которое хранит информацию с помощью магнитных моментов, а не электрических зарядов. Не останавливаясь подробно на анализе достоинств и недостатков перечисленных кандидатов, отметим, что физические принципы, лежащие в основе перечисленных структур, создают определенные проблемы, связанные с энергопотреблением, плотностью записи и скоростью переключения [12-19].

Физические основы резистивной памяти произвольного доступа (ReRAM)

В качестве одного из наиболее перспективных направлений создания энергонезависимой памяти рассматривается так называемая резистивная память (*ReRAM*). Хранение данных в ячейках рези-

стивной памяти осуществляется за счет изменения сопротивления структуры металл/диэлектрик/металл (МДМ) при подаче разности потенциала между электродами. Отсюда и термин "мемристор" резистор с памятью, сопротивление которого зависит от количества заряда, уже прошедшего через него. В этом случае хранение информации происходит на уровне электрофизических свойств материала, а не электрического заряда, что, несомненно, вносит элемент стабильности и способствует повышению плотности и скорости записи данных, снижению потребляемой мощности. Представляется, что мемристоры как по масштабированию, так и по скорости переключения соответствуют требованиям современной энергонезависимой памяти. Более того, привлекательным является низкое энергопотребление процедуры записи информации, а также способность мемристора к многоуровневым состояниям и, как следствие, перспектива применения его в искусственных нейроморфных компьютерных системах с новой технологией хранения, обработки и передачи данных.

Мемристор был теоретически предложен в 1971 г. Л. Чуа [20-22], но вызвал значительный интерес только после ряда работ Р. С. Вильямса и группы исследователей лаборатории НР [23], заявивших о создании твердотельной структуры, реализующей мемристорные свойства. Предполагается, что наблюдаемые уже более 40 лет эффекты переключения и памяти в структурах металл/оксид/металл (MOM) являются проявлением мемристивности. Тот факт, что наблюдаются они при широком варьировании материалов тонких пленок (ZnO, NiO, SiO₂, TiO₂, ZrO₂, SrTiO₃, Pr_{0.7}Ca_{0.3}MnO₃ и др.) и электродов (Pt, Au, Ag, Al, TiN и др.) говорит в пользу гипотезы Л. Чуа о существовании четвертого базового элемента электрических цепей [24—38]. Это стимулирует интерес к поиску возможных механизмов, ответственных за эффекты переключения и памяти в МОМ-структурах. Существуют различные теории и физические модели, объясняющие механизмы переключения сопротивления в подобных устройствах. К наиболее известным можно отнести модели проводимости с механизмами формирования и разрыва проводящих нитей в пределах активного слоя [38, 39], модуляции барьеров Шоттки [40, 41], связанными с процессами заполнения и освобождения ловушек [35], основанными на переходах Мотта-Андерсона [36], а также на протекании термохимических и электрохимических окислительно-восстановительных реакций [44, 45].

Наиболее популярными подходами к пониманию механизмов переключения сопротивления (как би-, так и униполярных процессов) являются модели, основанные на формировании и разрыве нитей проводимости. Как правило, речь идет о вариации концентрации кислородных вакансий в "каналах проводимости". Собственно последнее

является общим местом и признается большинством исследователей как основной механизм, приводящий к явлению переключения сопротивления в структурах МДМ. Однако дискуссия возникает при обсуждении механизмов управления "каналами проводимости": формирование и разрыв, изменение свойств материала и т. п. Добавляет накала в дискуссию наблюдаемое разделение эффекта на биполярное и униполярное переключения, на разделение процессов формовки в зависимости от полярности прикладываемого напряжения. Все это усложняется возможными зависимостями от материала и толщины рабочего слоя (оксида), и размера верхнего электрода и т. п. Хотя многие вопросы все еще остаются без ответа, можно уверенно констатировать, что как тип, так и концентрация точечных дефектов в пределах слоя имеют прямое отношение к процессам переключения.

Помимо механизмов переключения, существует и ряд других нерешенных проблем, затрудняющих выход на рынок высокоинтегрированной памяти (ReRAM). К ним относятся проблемы интеграции и совместимости с существующей технологией, неоднородность при переключении структур, нестабильность параметров ячеек памяти. Особо следует отметить проблему, связанную с необходимостью в большинстве случаев применять процедуру электроформовки (подача импульсов достаточно большой амплитуды и определенной полярности), что само по себе представляет определенную проблему, а также содержит неоднозначность параметров сформированных структур энергонезависимой памяти. Несмотря на обилие нерешенных проблем интерес к приборной реализации и оптимизации рабочих структур мемристоров с использованием разных методов синтеза активной среды (чаще всего оксидов), разнообразных конфигураций многослойных структур, вариаций конструктивных особенностей устройств, не ослабевает. Это позволяет надеяться на создание универсального устройства памяти, которое является энергонезависимым как Flash, быстро программируемым и обладающим временем доступа как SRAM, имеющим высокую плотность и низкое энергопотребление. Если такая универсальная память осуществима, она сможет не только заменить Flash, но также возможно и DRAM, а значит, ее можно будет использовать в качестве, универсального носителя, т. е. заменить Flash, оперативную память DRAM и жесткий диск и в конечном счете изменить принципы вычислительных систем. Резюмируя, можно с уверенностью говорить о том, что именно резистивная память произвольного доступа (ReRAM) является кандидатом на такую универсальную память.

В завершении раздела приведем таблицу сравнения параметров используемой и перспективной памяти, понимая, что их значения для последней являются ориентировочными.

Технология ReRAM

Технология структур резистивной памяти включает в себя подготовку подложек, нанесение нижнего электрода, как правило, металлы (Pt, Au, Al, ... и TiN), синтез собственно рабочего слоя (чаще всего оксиды металлов) и нанесение верхнего электрода диаметром не более 100...300 мкм. Отметим, что в этом случае речь идет об экспериментальных образцах. Для нанесения металлов используются методы магнетронного распыления, электронно-лучево-



Рис. 1. ALD-установка TFS 200 Beneq, пластины с тонкими пленками Al_2O_3 и TiO₂ Fig. 1. TFS 200 Beneq ALD installation, plates with thin films of Al_2O_3 and TiO_2

го испарения, и т. п. Синтез металлооксидов осуществляется методом реактивного магнетронного распыления, а также атомно-слоевого осаждения (*Atomic Layer Deposition, ALD*). Последний получил достаточно широкое распространение, так как позволяет получать тонкие пленки оксидов металлов хорошего качества (широкий спектр материалов, стехиометрия, однородность по толщине, многослойность с резким интерфейсом, и т. п.). Вместе с тем на рынке представлены ALD-установки достаточно высокого уровня (например, TFS 200 финской компании *Beneq*).

Приводимые ниже результаты по реализации элементов резистивной памяти получены на базе мемристорных двухслойных структур TiO_2/Al_2O_3 (30 нм/5 нм) и Al_2O_3/TiO_2 (5 нм/60 нм), изготовленных методом атомно-слоевого осаждения (*Atomic Layer Deposition, ALD*). В качестве прекурсоров использовался trimethylalminium (TMA) или tetrakisdimethylamino титана (TDMAT) и H_2O , температура подложки Pt/Ti/SiO₂/Si при синтезе 200 °C. Пленки оксида титана и алюминия (AlO₃, TiO₂) осаждались методом ALD на подложки Si/SiO₂ (пластины монокристаллического кремния с термически выращенным оксидом) с нанесенным нижним Pt-электродом на установке TFS 200 компании Beneq (рис. 1). После осаждения образцы отжигали на воздухе или в атмосфере кислорода. Показатель преломления для пленок Al_2O_3 и TiO₂ составляли 1,6... 1,63 и 2,35...2,45 соответственно. Скорость роста пленок Al_2O_3 1,1...1,3 Å/цикл, для пленок TiO₂ 0,5...0,65 Å/цикл.

Верхние электроды Pt были сформированы электронно-лучевым испарением с использованием металлической маски. Площадь верхних электродов была 10^{-4} см². Вольт-амперные характеристики (BAX) измеряли при комнатной температуре на воздухе и в вакууме, используя систему измерения параметров полупроводников Keithley 4200-SCS. Напряжение подавали к верхнему Pt-электроду, а нижний электрод заземляли.

Электрофизические свойства двухслойных мемристорных структур

Вариация последовательности слоев оксидов алюминия и титана преследовала исследовательские цели. Предполагалось, что это позволит расширить функциональные возможности и повысить основные параметры рабочих структур с эффектом резистивного переключения и памяти. Формаль-

Параметр Parameter	Flash NOR	Flash NAND	MRAM	РСМ	FeRAM	ReRAM
Площадь ячейки	10F ²	$4F^2$	$20F^2 \rightarrow 8F^2$	$4F^2$	22F ²	$4F^28F^2$
Cell area Число циклов перезаписи Number of rewriting cycles	10 ⁵	10 ⁴	>10 ¹²	10 ⁹	>10 ¹⁴	10 ¹²
Затраты энергии на пДж/бит <i>Expenditure of energy per</i> pI/bit	100	100	2	6	0,03	0.1
Напряжение записи/перезаписи, В Recording/ rewriting voltage V	10	15	1.8	3	1,33,3	11,5
Напряжение считывания, В <i>Reading voltage</i> , V	1,8	1,8	1,8	1,2	1,33,3	0,10,5
Время перезаписи	1 μs10 ms	0,11 ms	35 ns	100 ns	40 ns	110 ns
Время хранения, лет Data-hold time, years	10	10	>10	>10	10	> 10

Сравнение параметров используемой и перспективной памяти Comparison of the parameters of the presently used and perspective memories

но системы Pt/TiO₂/Al₂O₃/Pt являются симметричными, однако имеют различные электрические свойства: например, сопротивление структур после изготовления отличается на семь порядков. Здесь и далее измерение сопротивления проводили при подаче небольшого (0,1 В) постоянного напряжения. Подразумевается, что в этом случае не происходит заметного изменения свойств исследуемых структур. Возможная причина столь заметного различия в значении сопротивления многослойных структур может быть связана с особенностями их технологии, в частности, с различной продолжительностью теплового воздействия во время синтеза пленок (температура подложки при нанесении пленок равна 200 °C) и возможным влиянием атмосферы при отжиге после нанесения слоев (220 °С, 2 мин). В первом случае "нижняя" пленка при синтезе находится при повышенной температуре в 2 раза дольше. При отжиге существенным может оказаться влияние атмосферы для "верхней" пленки. Отметим, что в настоящей работе слои отсчитываются от подложки — снизу вверх.

Структуры *Pt/Al*₂*O*₃/*TiO*₂/*Pt*. ВАХ структур Pt/Al₂O₃/TiO₂/Pt типичны для мемристоров, демонстрирующих биполярное переключение сопротивления между двумя устойчивыми энергонезависимыми состояниями (рис. 2, *a*, см. третью сторону обложки). Именно такое поведение является базовым для создания энергонезависимой резистивной памяти (ReRAM). Устойчивое биполярное переключение сопротивления с отношением $R_{on}/R_{off} \approx 10^2$, управляемое небольшим напряжением ±0,8 В, наблюдали после процесса двухстадийной электроформовки. Сопротивление в высокоомном состоянии (HRS) составляло 2 · 10³ Ом, а в низкоомном состоянии (LRS) — 2,8 · 10¹ Ом.

Мы предполагаем, что первый шаг нетривиального процесса двухстадийной электроформовки был связан с необратимым пробоем слоя Al₂O₃. В этом

случае при положительном напряжении +5 В на верхнем Ptэлектроде, с ограничением тока 10 мА, ток между электродами резко увеличивался (до уровня ограничения), происходило значительное выделение Джоулевой теплоты и, как следствие, тепловой, необратимый пробой. Сопротивление при этом изменялось на два порядка. Система изменяла свое состояние от начального до "промежуточного". Второй шаг связан с созданием слоя TiO_{2-x}, богатого кислородными вакансиями вблизи верхнего Pt-электрода, при подаче на него напряжения — 2,2 В. В этом случае система изменяла свое состояние от промежуточного до высокоомного.

После процесса формовки (вторая стадия) слой вблизи верхнего Pt-электрода обогащается кислородными вакансиями, т. е. формируется обедненный по кислороду слой оксида титана TiO_{2-x}. Процесс набора происходит, когда на верхний электрод подается +0,8 В (рис. 2, *b*, см. третью сторону обложки). Система в этом случае изменяет состояние от HRS до LRS. Сопротивление изменяется на два порядка: от $2 \cdot 10^3$ до $2,8 \cdot 10^1$ Ом. Противоположное переключение происходит при подаче -0.8 В, и система возвращается к HRS (рис. 2, *c*, см. третью сторону обложки). В этом типе структур происходит устойчивое переключение между двумя состояниями, причем оба состояния достаточно долго сохраняются, демонстрируя эффект энергонезависимой памяти.

Чтобы исследовать влияние атмосферы и материала электрода на возможность переключения, мы использовали Pt, Al и Au как материалы для верхнего электрода, а измерения проводили в вакууме и на воздухе. Известно, что пленки Pt являются достаточно газопроницаемыми, в то время как Au и Al этим качеством не отличаются.

Вероятно по этой причине при использовании Au и Al в качестве верхнего электрода заметного влияния атмосферы или вакуума не наблюдали. В случае Pt-электрода в вакууме наблюдали деградацию эффекта переключения (рис. 3, *a*), чего не происходило на воздухе (рис. 3, *b*). Этот факт косвенно подтверждает модель переключения, связанная с дрейфом кислородных вакансий, т. е. система обменивается кислородом со средой ее окружающей. Очевидно, что в вакууме этот обмен является односторонним, что ведет к необратимой потере кислорода и в конечном счете к деградации структуры — потере способности к переключению.



Рис. 3. Зависимость сопротивления числа циклов переключения в вакууме (a) и в атмосфере (b)

Fig. 3. Dependence of the resistance on the number of the switching cycles in vacuum (a) and in the atmospheric conditions (b)

Таким образом, использование более дешевых материалов в качестве электродов MOM-структур не только целесообразно экономически, но и с технической точки зрения представляется предпочтительным, так как повышает надежностные характеристики структур.

Структуры $Pt/TiO_2/Al_2O_3/Pt$. В предыдущем случае TiO₂ был активным слоем, обеспечивающим переключение и память. В этом типе структур с противоположным расположением слоя TiO₂ и слоев Al₂O₃, сопротивление увеличивается более чем на семь порядков. Очевидно, что такое сопротивление может обеспечить только слой Al_2O_3 , учитывая его удельное сопротивление ($10^{13}...10^{15}$ Ом · см). Удельное сопротивление нелегированного анатаза и рутила равно $10^4...10^7$ Ом · см, но при формировании Ti³⁺, оно может уменьшаться до 10^{-1} Ом · см для анатаза и до 10^2 Ом · см для рутила [40].

Есть основания полагать, что активный слой переключения в этом случае — Al_2O_3 , а слой TiO₂ представляется как резервуар кислородных вакансий. Эта структура отличается уверенно наблюдаемым многоуровневым переключением, причем без предварительного процесса формовки. Это означает, что изготовленная двухслойная структура этого типа готова к переключению непосредственно после технологического процесса ее синтеза (рис. 4, а, см. третью сторону обложки), т. е. процесс формовки осуществляется уже на этапе технологии: синтез и высокотемпературный отжиг. Такая технология является, очевидно, предпочтительной в смысле согласования с "классической" КМОП-технологией при создании специализированных вычислительных систем.

набора (SET) Процесс для структур Pt/TiO₂/Al₂O₃/Pt происходит при отрицательном напряжении на верхнем электроде, а процессе сброса (RESET) — при положительном напряжении, т. е. переключение происходит по часовой стрелке (в то время как в предыдущем случае — против часовой стрелки). Эти циклы устойчиво повторяемы с изменениями сопротивления на семь порядков, т. е. от $8 \cdot 10^{12}$ до $6 \cdot 10^5$ Ом. Различный уровень переключения зависит от значения отрицательного напряжения (рост по абсолютной величине), уменьшающего запоминаемое сопротивление.

Когда отрицательное напряжение прикладывается к верхнему электроду, наблюдается дрейф кислородных вакансий от $\text{TiO}_{2-x} \ltimes \text{Al}_2\text{O}_3$, что обеспечивает смещение зонной диаграммы, приводящее к инжекции носителей заряда (рис. 5, *a*).

Увеличение концентрации кислородных вакансий приводит к увеличению концентрации ловушек (1,5 эВ энергии [40]) в запрещенной зоне Al_2O_3 (рис. 5). Это приводит к появлению проводимости в слое Al_2O_3 (рис. 5, *b*). Концентрация ловушек за-



Рис. 5. Схематическая иллюстрация дрейфа кислородных вакансий (*a*) и зонная диаграмма структуры Pt/TiO₂/Al₂O₃/Pt (*b*)

Fig. 5. Schematic illustration of the drift of the oxygen vacancies (a) and the zone diagram of $Pt/TiO_2/Al_2O_3/Pt$ structure (b)

висит от приложенного напряжения, именно поэтому мы можем наблюдать появление проводимости и изменение уровней переключения. Прыжковый транспорт по ловушечным центрам объясняется сильной зависимостью проводимости при небольшом изменении потенциала на верхнем электроде.

В этом случае зависимость проводимости структуры (слоя оксида алюминия) от разности потенциалов между электродами и, как предполагается, от концентрации локализованных состояний (N) в зоне проводимости оксида алюминия, определяется механизмом прыжкового транспорта, когда проводимость обусловлена неупругим туннелированием между ближайшими центрами [48, 49]. Очевидно, что в этом случае сопротивление слоя диэлектрика будет определяться сеткой случайных сопротивлений (сеткой Абрахамса—Миллера) и в первом приближении перколяционным радиусом $r = 0,085N^{-1/3}$, когда сопротивление слоя может быть записано как

$$\rho = \rho_0 \exp\left(\frac{1.73}{aN^{1/3}}\right),$$

где $a = \frac{\hbar^2}{\epsilon m \mathbf{e}^2}$ — боровский радиус. Инжекция в

объем может осуществляться двумя способами: туннелированием по механизму Фаулера—Нордгейма, термоэлектронной эмиссией и термостимулированным туннелированием. Термостимулированное туннелирование доминирует в средних полях и средних температурах (когда тепловая энергия недостаточна, для преодоления потенциального барьера на контакте).

Заключение

Создание современной элементной базы микро- и наноэлектроники, основанной на новых физических принципах, определяет перспективы по улучшению параметров устройств энергонезависимой памяти и разработке нового поколения вычислительных систем, в том числе нейроморфных.

С использованием двухслойных МДМ-систем Pt/TiO₂/Al₂O₃/Pt и Pt/Al₂O₃/TiO₂/Pt с заметно различающимися своиствами получены мемристорные структуры с устойчивым биполярным переключением. Предложенный механизм переключения открывает перспективы создания многоуровневых систем на основе многослойных структур.

Конечной целью создания нового электронного компонента — мемристора — энергонезависимого устройства памяти, функционирование которого основано на изменении (переключении) сопротивления, является формирование мемристорной памяти, обеспечивающей ранее недостижимые параметры и возможности:

- энергонезависимость и энергоэффективность (хранение в памяти не заряда, а состояния, соответствующего определенной проводимости);
- многоуровневость логических состояний (хранение в одной ячейке памяти более одного бита информации);
- сверхвысокая плотность записи информации (многослоевая трехуровневая композиция с минимальным энерговыделением);
- сверхвысокая скорость обмена данными (интеграция оперативной и долговременной памяти);
- неограниченное время хранения информации (хранение не заряда, а уровня сопротивления).

Представленные экспериментальные результаты по созданию мемристорных структур [50, 51] как основы новой нейроморфной компьютерной платформы, получены авторами данной статьи, представляющими NIMS (Национальный институт материаловедения, Япония) и Санкт-Петербургский государственный электротехнический университет ("ЛЭТИ") в рамках реализации международного проекта "Управляемый синтез мемристорных структур на основе наноразмерных композиций оксидов металлов путем осаждения атомных слоев".

Работа выполнялась в рамках проекта 14.584.21.0005, финансируемого Минобрнауки РФ.

Список литературы

1. Adler D., Henisch H. K., Mott N. The mechanism of threshold switching in amorphous alloys // Rev. Mod. Phys. 1978. Vol. 50. P. 209.

2. Казакова Л. П., Лебедев Э. А., Сморгонская Э. А. и др. Электронные явления в халькогенидных стеклообразных полупроводниках / Отв. ред. К. Д. Цэндин. СПб.: Наука, 1996. 486 с.

3. Yamada N., Ohno E., Nishiuchi K. et al. Rapid phase transitions of $GeTe-Sb_2Te_3$ pseudobinary amorphous thin films for an optical disk memory // J. Appl. Phys. 1991. V. 69. N. 5. P. 2849–2856.

4. **Bruns G., Merkelbach P., Schlockermann C.** Nanosecond switching in GeTe phase change memory cells // Appl. Phys. Lett. 2009. Vol. 95. P. 043108.

5. Burr G. W., Breitwisch M. J., Franceschini M. J. Phase change memory technology // Vac. Sci. Technol. B. 2010. Vol. 28, N. 2. P. 223–262.

6. Lai S. Current status of the phase change memory and its future // IEDM Tech. Digest. 2003. P. 255–258.

7. Chen Y.-C., Rettner C. T., Raoux S. Ultra-Thin Phase-Change Bridge Memory Device Using GeSb // IEDM Tech. Digest. 2006. P. S30P3.

8. **Choi Y., Song I., Park M.-H.** A 20 nm 1,8V 8Gb PRAM with 40MB/s Program Bandwidth // IEEE International Solid-State Circuits Conference. 2012.

9. Wong H.-S. P., Raoux S., Kim S. B., Liang J., Reifenberg J. P., Rajendran B., Asheghi M., Goodson K. E. Phase change memory // Proc. of IEEE. 2010. Vol. 98, N. 12. P. 2201–2227.

10. Pellizzer F., Benvenuti A., Gleixner B., Kim Y., Johnson B., Magistretti M., Marangon T., Pirovano A., Bez R., Atwood G. A 90 nm Phase Change Memory Technology for Stand-Alone Non-Volatile Memory Applications. VLSI Technology // Digest of Technical Papers. 2006 Symposium on. P. 122–123.

11. Boniardi M., Redaelli A., Pirovano A., Tortorelli I., Ielmini D., Pellizzer F. A physics based model of electrical conduction decrease with time in amorphous $Ge_2Sb_2Te_5$ // J. of Appl. Phys. 2009. V. 105. N. 8. P. 084506.

12. Bae B.-J., Kim S., Zhang Y., Kim Y., Baek I.-G., Park S., Yeo I.-S., Choi S., Moon J.-T., Wong H.-S. P., Kim K. 1D thickness scaling study of phase change material (Ge₂Sb₂Te₅) using a pseudo 3-terminal device // Proc. IEEE International Electron Devices Meeting. 2009. P. 93–96.

13. Celii F., Thakre M., Gay M., Summerfelt S. Plasma Etch Processes for Embedded FRAM integration // Integr. Ferroelectr. 2003. Vol. 53. P. 269–277.

14. Lee S., Noh K., Kang H., Hong S., Yeom S., Park Y. Characterization of Hynix 16M Feram Adopted Novel Sensing Scheme // Integr. Ferroelectr. 2003. Vol. 53. P. 343–351.

15. **Fujii E., Uchiyama K.** First 0,18 μm SBT-Based Embedded FeRAM Technology with Hydrogen Damage Free Stacked Cell Structure // Integr. Ferroelectr. 2003. Vol. 53. P. 317–323.

16. **Kim K., Song Y.** Current and Future High Density FRAM Technology // Integr. Ferroelectr. 2004. Vol. 61. P. 3–15.

17. **Fujitsu** Semiconductor. Memory Manual. FRAM Guide Book. Japan — FUJITSU LIMITED Electronic Devices. 2005. 57 p.

18. Scott J. F. New developments on FRAMs: 3D structures and all-perovskite FETs // Mat. Science and Eng. B. 2005. Vol. 120. P. 6–12.

19. **Maruyama K.** New Ferroelectric Material for Embedded FRAM LSIs — Fujitsu // FUJITSU J. Sci. Tech. 2007. Vol. 43. N. 4. P. 502–507.

20. **Chua L. O.** Resistance switching memories are memristors // Appl. Phys. A. 2011. N. 102. P. 765783.

21. Chua L. O. Memristor — the Missing Circuit Element // Circuit Theory. IEEE Trans. 1971. Vol. CT 18. P. 507.

22. Chua L., Kang S. Memristive devices and systems // Proc. IEEE. 1976. Vol. 64. P. 209.

23. Strykov D., Snider G., Stewart D., Williams S. The missing memristor found // Nature. 2008. Vol. 453. P. 80–83.

24. Lin C. Y., Wu C. Y., Lee T. C., Yang F. L., Hu C., Tseng T. Y. Effect of top electrode material on resistive switching properties of ZrO_2 film memory devices // IEEE Electron Device Lett. 2007. Vol. 28, N. 5. P. 366–368.

25. Liu Q., Long S., Wang W., Zuo Q., Zhang S., Chen J., Liu M. Improvement of resistive switching proreties in ZrO₂based ReRAM with implanted Ti ions // IEEE Electron Device Lett. 2009. Vol. 30. P. 1335.

Lett. 2009. Vol. 30. P. 1335. 26. Lin C. Y., Wu C. Y., Tseng T. Y., Hu C. Modified resistive switching behavior of ZrO₂ memory films based on the interface layer formed by using Ti top electrode // J. Appl. Phys. 2007. Vol. 102. P. 094101.

27. Wang S. Y., Lee D. Y., Tseng T. Y., Lin C. Y. Effects of Ti top electrode thickness on the resistive switching behaviors of RF-sputtered ZrO_2 memory film // Appl. Phys. Lett. 2009. Vol. 95. P. 112904.

28. Wu M. C., Lin Y. W., Jang W. Y., Lin C. H., Tseng T. Y. Low-Power and Highly Reliable Multilevel Operation in ZrO₂

RRAM // IEEE Electron Device Lett. 2011. Vol. 32. P. 1026–1028.

29. Panda D., Dhar A., Ray S. K. Non-volatile Memristive Switching Characteristics of TiO_2 Films // IEEE Trans. Nanote-chnol. 2011. Vol. 11. N. 1. P. 51.

30. Kim K. M., Choi B. J., Jeong D. S., Hwang C. S., Hun S. Resistive Switching Mechanism of TiO_2 Thin Films Grown by Atomic-layer Deposition // Appl. Phys. Lett. 2006. Vol. 89. P. 162912.

31. Choi B. J., Choi S., Kim K. M., Shin Y. C., Hwang C. S., Hwang S. Y., Cho S. S., Park S., Hong S. K. Study on the resistive switching time of TiO_2 thin films // Appl. Phys. Lett. 2006. Vol. 89. P. 012906.

32. Sawa A., Fujii T., Kawasaki M., Tokura Y. Hysteretic current-voltage characteristics and resistance switching at a rectifying $Ti/Pr_{0.7}Ca_{0.3}MnO_3$ interface //Appl. Phys. Lett. 2004. Vol. 85. P. 4073-4075.

33. Lin M. H., Wu M. C., Lin C. H., Tseng T. Y. Resistive switching characteristics and mechanisms of Pt-embedded SrZrO₃ memory devices // J. Appl. Phys. 2010. Vol. 107, N. 12. P. 124117.
34. Lin M. H., Wu M. C., Lin C. H., Tseng T. Y. Effects of

vanadium doping on resistive switching characteristics and mechanisms of SrZrO₃-based memory films // IEEE Tran. Electron Devices. 2010. Vol. 57, N. 8. P. 1801–1808.
35. Xu N., Liu L., Sun X., Liu X., Han D., Wang Y., Han R.,

35. Xu N., Liu L., Sun X., Liu X., Han D., Wang Y., Han R., Kang J., Yu B. Characteristics and Mechanism of Conduction/Set Process in TiN/ZnO/Pt Resistance Switching Random-Access Memories //Appl. Phys. Lett. 2008. Vol. 92. P. 232112. 36. Chen M. C., Chang T. C., Tsai C. T., Huang S. Y., Chen S. C., Hu C. W., Sze S. M., Tsai M. J. Influence of electrode material on the resistive memory switching property of indium gallium zinc oxide thin films // Appl. Phys. Lett. 2010.

Vol. 96. P. 262110.
37. Panda D., Dhar A., Ray S. K. Nonvolatile and unipolar resistive switching characteristics of pulsed laser ablated NiO films // J. Appl. Phys. 2010. N. 108. P. 104513.

J. Appl. Phys. 2010. N. 108. P. 104513. 38. Ielmini D., Cagli C., Nardi F. Physical models of size-dependent nanofilament formation and rupture in NiO resistive switching memories // Nanotechnology. 2011. Vol. 22, N. 25. P. 254022.

39. Zhirnov V. V., Reade R., Cavin R. K., Sandhu G. Scaling limits of resistive memories // Nanotechnology. 2011. Vol. 22. P. 254027.

40. Kim D. C., Seo S., Ahn S. E., Sun D. S., Lee M. J., Park B. H., Yoo I. K., Baek I. G., Kim H. J., Yim E. K., Lee J. E., Park S. O., Kim H. S., Chung U. In., Moon J. T., Ryu B. I. Electrical observations of filamentary conductions for the resistive memory switching in NiO films // Appl. Phys. Lett. 2006. Vol. 88. P. 202102.

41. Lee S. B., Lee J. S., Chang S. H., Yoo H. K., Kang B. S., Kahng B., Lee M. J., Kim C. J., Noh T. W. Interface-modified random circuit breaker network model applicable to both bipolar and unipolar resistance switching // Appl. Phys. Lett. 2011. Vol. 98. P. 033502.

42. Hur J. H., Lee M.-J., Lee C. B., Kim Y.-B., Kim C.-J. Modeling for bipolar resistive memory switching in transitionmetal oxides // Phys. Rev. B. 2010. Vol. 8. P. 155321.

43. Wuttig M., Yamada N. Phase-change materials for rewritable data storage // Nat. Mater. 2007. N. 6. P. 824.

44. **Waser R.** Electrochemical and thermochemical memories // IEEE International Electron Devices Meeting Tech. Dig. 2008. P. 289292.

45. Waser R., Aono M. Nanoionics-based resistive switching memories // Nat. Mater. 2007. Vol. 6. P. 833840.

46. **Tang H., Prasad K., Sanjines R., Schmid P. E., Levy F.** Electrical and optical properties of TiO₂ anatase thin films // J. Appl. Phys. 1994. Vol. 75, N. 4. P. 2042–2047.

47. Nasyrov K. A., Gritsenko V. A. Transport mechanisms of electrons and holes in dielectric films // Phys. Usp. 2013. Vol. 183, N 10. P. 1099–1114.

48. **Pollak M., Shklovskii B.** Hopping transport in solids. Holland: North. 1991. 143 p.

49. **Shklovskii B. I., Efros A. L.** Electronic Properties of Doped Semiconductors. Berlin: Springer-Verlag, 1984 [Translated from Russian: Elektronnye Svoistva Legirovannykh Poluprovodnikov (Moscow: Nauka, 1979)].

50. Alekseeva L., Chigirev D., Chikyow T., Nabatame T., Osachev E., Petrov A., Romanov A. Resistive switching and memory effects in metal oxide thin films grown by atomic-layer deposition // INC 11 Japan NanoDay, Hilton Fukuoka Sea Hawk, Fukuoka, Japan. May 11–13. 2015.

51. Alekseeva L., Petrov A., Romanov A., Chikyow T., Nabatame T., Chigirev D., Osachev E. Resistive Switching and Memory Effects in BE-Pt/Al₂O₃/TiO₂/Pt-TE and BE-Pt/TiO₂/Al₂O₃/Pt-TE Systems Fabricated by Atomic Layer Deposition, Dielectric Thin Films For Future Electron Devices (Science and Technology) // IWDTF-2015. Nov. 2–4, 2015, Miraikan, National Museum of Emerging Science and Innovation, Tokyo, Japan, P. 65–66.

L. G. Alekseeva¹, Postgraduate, alekseevalgen@gmail.com, A. S. Ivanov¹, Head of the Chair,
V. V. Luchinin¹, D. Sc., Head of the Chair, A. A. Petrov¹, D. Sc., Professor, A. A. Romanov¹, Researcher,
D. A. Chigirev¹, Ph. D., Researcher, T. Chikyow², Ph. D., T. Nabatame², Ph. D.
¹ St. Petersburg State Electrotechnical University "LETI", St. Petersburg, 197376, Russia
² National Institute for Materials Science NIMS, Tsukuba, Ibaraki 305-0044, Japan

New Electronic Component Base. Memristor

The article describes the experimental results of the development of a new electronic component base — memristor structures as the basis for the resistive random access memory (ReRAM) for the computing platforms of a new generation. In this work, the authors present the results of the investigation of the bipolar and multilevel resistive switching in MIM bilayer structures based on Al_2O_3 and TiO_2 thin films, manufactured by ALD method, with platinum electrodes. The structures' properties mainly depend on the sequence of the dielectric layers' deposition during the manufacture process of MIM structures. In both cases the structures demonstrated a reproducible and stable behavior over 100 cycles. In case of $Pt-Al_2O_3$ — TiO_2 —Pt bilayer system there was a bipolar resistive switching with two stable nonvolatile states, with low and high resistance. In case of $Pt-TiO_2-Al_2-Pt$ bilayer system, a multilevel resistive switching with a lot of nonvolatile states dependent on the applied voltage was observed.

Keywords: electronic component base, memristor, resistive random access memory, resistive switching

Introduction

The actively discussed problems and prospects for development of the basic devices of micro- and nanoelectronics for confinement of the charges in a continuously decreasing volume, memory, in particular, are defined by the necessity of increasing the memory's *density*, number of switching cycles, *storage time*, and, finally, increase *of the speed* of access. Special attention is devoted to the *energy consumption*, which correlates with the memory capacity.

The fundamental physical principles underlying the Flash memory impose natural restrictions on its poten-

tials and the development prospects. Among the drawbacks of the Flash memory, certainly, should be mentioned its low speed of recording.

The radiation resistance of the devices of the existing and future non-volatile memory is considered separately. This parameter is connected with the behavior of the working structures under the influence of the ionizing radiation (in a wide understanding of the term: x-ray and gamma rays, flows of neutrons and heavy particles), which will determine the radiation resistance of the devices. Exactly in this respect the classical memory devices (for example, Flash) based on the charge confinement appear to be the most vulnerable. The ionizing radiation creates additional channels for the leak currents (the mechanisms of their formation can be rather diverse), which, in the long run, leads to a degradation of the devices and loss of information. All that compels us to search for alternative solutions, which offer the structures based on different physical principles and with good prospects for development of a non-volatile memory.

Main "candidates" for the perspective non-volatile memory, meeting the above requirements, are the memory with a variable phase state (PCM, PRAM, PCRAM, Ovonic Unified Memory, Chalcogenide RAM) [1–11]; ferroelectric non-volatile memory (FeRAM) — with the design similar to DRAM, (condenser on the ferroelectric basis); magnetoresistive memory (MRAM) — a memory device with a random access, which stores information by means of the magnetic moments, but not the electric charges. Not going into details of the analysis of the advantages and disadvantages of the above versions, we should point out, that the physical principles underlying the above structures, create certain problems connected with the energy consumption, density of recording and speed of switching [12–19].

Physical principles of the resistive memory of a direct access (ReRAM)

One of the promising directions for development of the non-volatile memory is the resistive memory (ReRAM). Data storage in the cells of the resistive memory is carried out due to the change of the resistance of the metal/dielectric/metal (MDM) structure during supply of the potential difference between the electrodes. From here comes the term "memresistor" a resistor with the memory, resistance of which depends on the quantity of the charges, which pass through it. In this case information storage occurs at the level of the electrophysical properties of a material, instead of the electric charge, which brings an element of stability, increases the density and speed of data recording, and decreases the power consumption. It is expected, that by scaling and speed of switching the memresistors correspond to the requirements of a non-volatile memory. Moreover, very promising is the low energy consumption of the data recording, ability of a memresistor to have multilevel states and the prospects of its application in the artificial neuromorphic computer systems

with a new technology of the data storage, processing and transmission.

Memresistor was theoretically offered in 1971 by L. Chua [20-22], but aroused considerable interest only after the works of R. Williams and the research of HP laboratory [23], which declared development of a solid-state structure, implementing the memresistor properties. It is assumed, that the switching and memory effects, observed in the *metal/oxide/metal* (MOM) structures in recent more than 40 years, are a display of memresistivity. They are observed in a wide variation of the materials of thin films (ZnO, NiO, SiO₂, TiO₂, ZrO₂, SrTiO₃, Pr_{0.7}Ca_{0.3}MnO₃, etc.) and electrodes (Pt, Au, Ag, Al, TiN, etc.). This proves the hypothesis aboui existence of the fourth basic element of the electric chains [24-38]. This stimulates interest to the search of the possible mechanisms responsible for the switching and memory effects in MOM structures. There are theories and models explaining the mechanisms of the resistance switching in such devices. Among the known models it is possible to mention models of conductivity with the mechanisms of formation and rupture of the conducting threads within the active layer [38, 39], modulations of Schottky barriers [40, 41] connected with filling in and cleaning of the traps [35] based on Mott-Anderson transitions [36], on the process of the thermochemical and electrochemical oxidation-reduction reactions [44, 45].

The most popular approaches to understanding of the resistance switching (bi- and unipolar processes) are the models based on formation and rupture of the conductivity threads. As a rule, it is a question of variation of the concentration of the oxygen vacancies in "the conductivity channels". Actually, the latter is a platitude and is recognized as the basic mechanism leading to the phenomenon of the resistance switching in MDM structures. However; a discussion arises around the mechanisms of control of "the conductivity channels": formation and rupture, changes of the properties of the material, etc. The discussion is heated by the division of the effect into the bipolar and unipolar switching, the division of the formation depending on the polarity of the applied voltage. All this is complicated by the dependences on the material and thickness of the working layer (oxide), and the size of the top electrode. Although many questions still remain without an answer, it is possible to ascertain confidently, that both the type and the concentration of the point defects within a layer have a direct relation to the switching processes.

Besides the switching mechanisms, there are also certain unresolved problems complicating penetration into the market of highly-integrated memory (ReRAM). Among them are the problems of integration and compatibility with the existing technology, heterogeneity in switching of the structures, and instability of the parameters of the memory cells. The problem, which deserves special attention, is connected with the necessity to apply the procedure of electric formation (supply of impulses of a rather high amplitude and certain polar-

ity), which presents a certain difficulty and also contains ambiguity of the parameters of the generated structures of a non-volatile memory. Despite an abundance of the unresolved problems, there is a stable interest to realization and optimization of the working structures of the memresistors with the use of the methods of synthesis of the active environment (mostly oxides), various configurations of the multilayered structures, and variations of the design features of the devices. This allows us to hope for development of a universal memory device, which is non-volatile as a Flash, can be quickly programmed and has time of access as SRAM, high density and low energy consumption. If such a memory is feasible, it can replace not only Flash, but also, probably, DRAM and become a universal carrier, i.e. replace Flash, main memory DRAM and a hard disk, and, finally, change the principles of the computing systems. Summing up, it is possible to assert with confidence that the resistive memory of a random access (ReRAM) is the candidate for such a universal memory.

In the end of the section we present a table comparing the parameters of the presently used and perspective memories, understanding, that their values for the latter are approximated.

ReRAM Technology

The technology of the structures of the resistive memory includes preparation of the substrates, deposition of the bottom electrode, as a rule, from metals (Pt, Au, Al, ... and TiN), synthesis of the working layer (more often, oxides of metals) and deposition of the top electrode with a diameter not more than $100...300 \mu m$. It should be pointed out, that here we mean experimental samples. For deposition of metals the methods of magnetron dispersion and electron-ray evaporations, etc. are used. Synthesis of the metal oxides is carried out by the jet magnetron dispersion, and also Atomic Layer Deposition (ALD). The latter received rather wide circulation since it allows us to obtain high quality thin films of metals' oxides (a wide spectrum of materials, stoichiometry, uniformity by thickness, multilayered structures with a sharp interface, etc.). At the same time, in the market there are ALD installations of sufficiently high level (for example, TFS 200 from Finnish company *Beneq*).

The presented results of realization of the elements of resistive memory were obtained on the basis of memresistor two-layer structures of TiO_2/Al_2O_3 (30 nm/5 nm) and Al_2O_3/TiO_2 (5 nm/60 nm), manufactured by the atomic layer deposition). As precursors trimethyla-lminium (TDMAT) and H_2O were used, while the temperature of Pt/Ti/SiO₂/Si substrate during the synthesis was 200 °C. Films of the titanium and aluminum oxides (Al_2O_3 , TiO_2) were deposited by ALD method on Si/SiO₂ substrates (plates of monocrystal silicon with thermally grown oxide) with the bottom Pt electrode deposited on TFS 200 installation from *Beneq Co.* (fig. 1).

After the deposition the samples were annealed in the air or in the oxygen atmosphere. The refraction index for Al_2O_3 and TiO_2 films was 1,6...1,63 and 2,35...2,45, accordingly. The growth rate for Al_2O_3 films was 1,1...1,3 Å/cycle, and for TiO₂ films 0,5...0,65 Å/cycle.

The top Pt electrodes were formed by the electronbeam evaporation with the use of a metal mask. The area of the top electrodes was 10^{-4} cm². The volt-ampere characteristics (VAC) were measured at a room temperature in the air and in vacuum, using the measurement system for parameters of Keithley 4200-SCS semiconductors. Voltage was supplied to the top Pt electrode, while the bottom electrode was earthed.

Electrophysical properties of the two-layer memresistor structures

Variation of the sequence of the layers of the aluminum and titanium oxides pursued the research aims. It was expected, that it would allow us to expand the functionalities and to improve the key parameters of the structures with the effect of resistive switching and memory. Formally, Pt/TiO₂/Al₂O₃/Pt systems are symmetric, however, they have different electric properties: for example, the resistance of the structures after manufacturing differs by seven orders. Hereinafter the resistance measurements were done at supplying of a low (0,1)constant voltage. No appreciable changes of the properties of the structures were expected. A possible reason for a considerable difference in resistance of the multilayered structures can be connected with the specific features of their technology, in particular, with various duration of the thermal influence during the synthesis of the films (the substrate temperature during deposition of the films was equal to 200 °C) and the atmospheric influence during annealing after the deposition of the layers (220 °C, 2 min.). In the first case during the synthesis the "bottom" film was subjected to high temperature during a twice longer period of time. During annealing the atmosphere can have an essential impact on the "top" film. We should point out, that in the process of the work the layers were counted from a substrate (from below) upwards.

*Pt/Al*₂O₃/*TiO*₂/*Pt Structures.* VAC of Pt/Al₂O₃/TiO₂/Pt structures are typical for the memresistors, which demonstrate bipolar switching of resistance between the two steady non-volatile states (fig. 2, *a*, see 3-rd side of the cover). Exactly such a behavior is basic for development of a non-volatile resistive memory (ReRAM). A steady bipolar switching of the resistance with correlation of $R_{on}/R_{off} \approx 10^2$ controlled by a low voltage of ±0,8 V was observed after a two-stage electric formation. The resistance in a high-resistance state (HRS) was 2 · 10³ Ω, while in the low-state (LRS) is was equal to 2,8 · 10¹ Ω.

We assume that the first step of a nontrivial twostage electric formation was connected with an irreversible breakdown of Al_2O_3 layer. In this case, at the positive voltage of +5 V on the top Pt electrode, with restriction of the current of 10 mA, the current between the electrodes sharply increased (up to the restricted level) and Joule heat was emitted, and, as a consequence, there was a thermal, irreversible breakdown. The resistance changed by two orders. The system changed its state from the initial up to "the intermediate" one. The second step was connected with creation of TiO_{2-x} layer rich with the oxygen vacancies near the top Pt electrode, when the voltage of 2,2 V was applied. In this case the system changed from an intermediate state to "a high-resistance" state.

After formation (the second stage) the layer near the top Pt electrode was enriched by the oxygen vacancies, i.e. an oxygen impoverished layer of titanium oxide TiO_{2-x} was formed. The set occurred, when the voltage of +0,8 V was supplied to the top electrode (fig. 2, *b*). The system changed its state from HRS up to LRS. The resistance changed by two orders: from $2 \cdot 10^3$ up to $2,8 \cdot 10^1 \Omega$. An opposite switching occurred, when the voltage of -0,8 V was supplied and the system returned to HRS (fig. 3, *c*). In this type of structures a steady switching occurred between, the two states, at that, both states remained for quite a long time, demonstrating an effect of a non-volatile memor.

In order to investigate the influence of the atmosphere and the electrode material on the switching ability, Pt, Al and Au were used as materials for the top electrode, and the measurements were done in vacuum and in the air. As is known, the Pt films are rather gaspermeable, while Au and Al are not. Possibly, for this reason, when Au and Al were used as the top electrode, no appreciable influence of the atmosphere or vacuum was observed. In case of Pt electrode in vacuum a degradation was observed of the effect of switching (fig. 3, *a*), which did not occur in the air (fig. 3, *b*). This fact indirectly confirmed the model of switching connected with the drift of the oxygen vacancies, i.e. the system exchanged oxygen with the surrounding environment. It is obvious, that in vacuum the exchange is unilateral, which leads to an irreversible loss of oxygen and, finally, degradation of the structure $-\log of$ the ability to switching.

Thus, the use of cheaper materials as electrodes of MOM structures is not only expedient but also is preferable from the technical point of view, because it raises reliability of the structures.

*Pt/TiO*₂/*Al*₂*O*₃/*Pt Structures.* In previous case TiO₂ was an active layer ensuring switching and memory. In this type of structures with an opposite arrangement of TiO₂ and Al₂O₃ layers, the resistance increases more than by 7 orders. It is obvious, that such a resistance can be ensured only by Al₂O₃ layer considering its specific resistance (10¹³...10¹⁵ Ω · cm). The specific resistance of the unalloyed anatase and rutile is equal to $10^4...10^7 \Omega \cdot cm$, but because of formation of Ti³⁺, it can decrease down to $10^{-1} \Omega \cdot cm$ for anatase and down to $10^2 \Omega \cdot cm$ for rutile [40].

There are reasons to believe that the active layer of switching is Al_2O_3 , while TiO_2 is a reservoir of the oxygen vacancies. This structure differs by a confidently

observable multilevel switching, and without preliminary formation. This means that the two-layer structure is ready for switching directly after its synthesis (fig. 4, *a*, see 3-rd side of the cover), i.e. the formation is carried out already at the technology stage: synthesis and hightemperature annealing. Obviously, such a technology is, preferable in the sense of its coordination with "the classical" CMOS technology during creation of the specialized computing systems.

A set for Pt/TiO₂/Al₂O₃/Pt structures occurs at the negative voltage on the top electrode, and a reset — at the positive voltage, i.e. switching occurs clockwise (while in the previous case — counterclockwise). These cycles are steadily repeated with the resistance changes by seven orders, i.e. from $8 \cdot 10^{12}$ up to $6 \cdot 10^5 \Omega$. Different level of switching depends on the negative voltage (growth in absolute value) reducing the remembered resistance.

When a negative voltage is applied to the top electrode, a drift of the oxygen vacancies is observed from TiO_{2-x} to Al_2O_3 , which ensures displacement of the zone diagram, leading to injection of the charge carriers (fig. 5, *a*).

An increase in concentration of the oxygen vacancies leads to an increase in the concentration of the traps (1,5 eV of energy [40]) in the forbidden zone of Al_2O_3 (fig. 5). This leads to occurrence of conductivity in Al_2O_3 layer (fig. 5, b). The concentration of traps depends on the voltage, therefore, we can observe occurrence of conductivity and change of the levels of switching. The jump transport on the trap centers is explained by a strong dependence of the conductivity at a little potential change on the top electrode.

In this case the dependence of the conductivity of the structure (Al₂O₃ layer) on the potential difference between the electrodes and, as expected, on the concentration of the localized states (*N*) in the zone of conductivity Al₂O₃, is determined by the mechanism of the jump transport, when conductivity is caused by inelastic tunneling between the nearest centers [48, 49]. Obviously, the resistance of the dielectric layer will be determined by a grid of random resistances (Abrahams—Miller) and in the first approximation by the percolation radius $r = 0.085N^{-1/3}$, when the resistance of the layer can be written down as

$$\rho = \rho_0 \exp\left(\frac{1.73}{aN^{1/3}}\right),$$

where $a = \frac{\hbar^2}{\epsilon m \mathbf{e}^2}$ — is the Bohr radius. The injection

into the volume can be carried out by two methods: tunneling by the mechanism of Fowler—Nordheim, thermal electron emission and thermostimulated tunneling. The thermostimulated tunneling dominates in the middle fields and middle temperatures (when the thermal energy is insufficient for overcoming of the potential contact barrier).

Conclusion

Creation of the element base for the micro- and nano-electronics based on new principles determines prospects for improvement of the parameters of the devices of the non-volatile memory and development of a new generation of the computing systems, including the neuromorphic ones.

With the use of the two-layer MDM systems of $Pt/TiO_2/Al_2O_3/Pt$ and $Pt/Al_2O_3/TiO_2/Pt$ with considerably differing properties, the memresistor structures were received with a steady bipolar switching. The proposed mechanism of switching opens prospects for development of multilevel systems on the basis of the multilayered structures.

The ultimate goal of development of an electronic component — memresistor, a nonvolatile memory device, the functioning of which is based on a change (switching) of the resistance, is formation of a memresistor memory, which promises earlier unattainable parameters and opportunities:

 non-volatility and energy efficiency (storage in the memory of not a charge, but a state corresponding to a certain conductivity);

 multilevel logic states (storage in one memory cell of more than one bit of information);

 ultrahigh density of the data recording (a multilayer three-level composition with a minimal energy release);

- ultrahigh speed of the data exchange (integration of the main and long-term memory);

- unlimited time of information storage (storage of not a charge, but of the level of resistance).

The presented results for creation of the memresistor structures [50, 51] as the basis of a new neuromorphic computer platform were received by the authors of the given article representing NIMS (National Institute for Materials Science, Japan) and St. Petersburg State Electrotechnical University (LETI), within the framework of the international project "Controlled synthesis of the memresistor structures on the basis of the nanosized compositions of metal oxides by deposition of atomic layers" (*the work was carried out within the framework of the project 14.584.21.0005 financed by the Ministry of Education and Science of Russia*).

References

1. Adler D., Henisch H. K., and Mott N., The mechanism of threshold switching in amorphous alloys, *Rev. Mod. Phys.*, 1978, vol. 50, p. 209.

2. Kazakova L. P., Lebedev E. A., Smorgonskaya E. A. Elektronnie yavlenia v halkogenidnih stekloobraznih poluprovodnikah, otv. red. K. D. Cendin, Saint-Petersburg.: Nayka, 1996. 486 p.

3. **Yamada N., Ohno E., and Nishiuchi K.** Rapid phase transitions of GeTe–Sb₂Te₃ pseudobinary amorphous thin films for an optical disk memory, *J. Appl. Phys.*, 1991, vol. 69, no. 5, pp. 2849–2856.

4. Bruns G., Merkelbach P., and Schlockermann C. Nanosecond switching in GeTe phase change memory cells, *Appl. Phys. Lett.*, 2009. vol. 95. p. 043108.

5. Burr G. W., Breitwisch M. J., and Franceschini M. J. Phase change memory technology, *Vac. Sci. Technol. B*, 2010, vol. 28, no. 2. pp. 223–262. 6. Lai S. Current status of the phase change memory and its future, *IEDM Tech. Digest.*, 2003, pp. 255–258.

7. Chen Y.-C., Rettner C. T., Raoux S. Ultra-Thin Phase-Change Bridge Memory Device Using GeSb, *IEDM Tech. Digest.*, 2006, pp. S30P3.

8. Choi Y., Song I., and Park M.-H. A 20 nm 1,8V 8Gb PRAM with 40MB/s Program Bandwidth, *IEEE International Solid-State Circuits Conference*, 2012.

9. Wong H.-S. P., Raoux S., Kim S. B., Liang J., Reifenberg J. P., Rajendran B., Asheghi M., and Goodson K. E. Phase change memory, *Proceedings of IEEE*, 2010, vol. 98, no. 12, pp. 2201–2227.

10. Pellizzer F., Benvenuti A., Gleixner B., Kim Y., Johnson B., Magistretti M., Marangon T., Pirovano A., Bez R., and Atwood G. A 90nm Phase Change Memory Technology for Stand-Alone Non-Volatile Memory Applications. VLSI Technology, *Digest of Technical Papers Symposium on*, 2006, pp. 122–123.

11. Boniardi M., Redaelli A., Pirovano A., Tortorelli I., Ielmini D., and Pellizzer F. A physics based model of electrical conduction decrease with time in amorphous Ge₂Sb₂Te₅., *J. of Appl. Phys.*, 2009, vol. 105, no. 8, p. 084506.

12. Bae B.-J., Kim S., Zhang Y., Kim Y., Baek I.-G., Park S., Yeo I.-S., Choi S., Moon J.-T., Wong H.-S. P., Kim K., 1D thickness scaling study of phase change material (Ge₂Sb₂Te₅) using a pseudo 3-terminal device, *Proc. IEEE International Electron Devices Meeting*, 2009, pp. 93–96. 13. Celii F., Thakre M., Gay M., Summerfelt S. Plasma Etch

13. Celii F., Thakre M., Gay M., Summerfelt S. Plasma Etch Processes for Embedded FRAM Integration, *Integr. Ferroelectr.*, 2003, vol. 53, pp. 269–277.

 Lee S., Noh K., Kang H., Hong S., Yeom S., and Park Y. Characterization of Hynix 16M Feram Adopted Novel Sensing Scheme, *Integr. Ferroelectr.*, 2003, vol. 53, pp. 343–351.
 Fujii E., Uchiyama K., First 0,18 μm SBT-Based Embed-

15. **Fujii E., Uchiyama K.,** First 0,18 μm SBT-Based Embedded FeRAM Technology with Hydrogen Damage Free Stacked Cell Structure, *Integr. Ferroelectr.*, 2003, vol. 53, pp. 317–323.

16. Kim K., Song Y., Current and Future High Density FRAM Technology, *Integr. Ferroelectr.*, 2004, vol. 61, pp. 3–15. 17. *Fujitsu Semiconductor. Memory Manual.* FRAM Guide

Book. Japan: FUJITSU LIMITED Electronic Devices, 2005. 57 p.

18. **Scott J. F.** New developments on FRAMs: 3D structures and all-perovskite FETs, *Mat. Science and Eng*, 2005, vol. 120, pp. 6–12.

19. **Maruyama K.** New Ferroelectric Material for Embedded FRAM LSIs – Fujitsu, *FUJITSU J. Sci. Tech.*, 2007, vol. 43, no. 4, pp. 502–507.

20. Chua L. O. Resistance switching memories are memristors, *Appl. Phys. A.*, 2011, no. 102, p. 765783.

21. Chua L. O. Memristor – the Missing Circuit Element, *Circuit Theory. IEEE Trans.*, 1971. vol. CT 18, pp. 507.

22. Chua L., Kang S. Memristive devices and systems, *Proc. IEEE.*, 1976, vol. 64, p. 209.

23. Strykov D., Snider G., Stewart D., Williams S. The missing memristor found, *Nature*, 2008, vol. 453, pp. 80–83.

24. Lin C. Y., Wu C. Y., Lee T. C., Yang F. L., Hu C., Tseng T. Y. Effect of top electrode material on resistive switching properties of ZrO₂ film memory devices, *IEEE Electron Device Lett.*, 2007, vol. 28, no. 5, pp. 366–368.

Lett., 2007, vol. 28, no. 5, pp. 366–368. 25. Liu Q., Long S., Wang W., Zuo Q., Zhang S., Chen J., Liu M. Improvement of resistive switching proreties in ZrO₂based ReRAM with implanted Ti ions, *IEEE Electron Device* Lett., 2009, vol. 30, p. 1335.

26. Lin C. Y., Wu C. Y., Tseng T. Y., Hu C. Modified resistive switching behavior of ZrO₂ memory films based on the interface layer formed by using Ti top electrode, *J. Appl. Phys.*, 2007, vol. 102, p. 094101.

27. Wang S. Y., Lee D. Y., Tseng T. Y., Lin C. Y. Effects of Ti top electrode thickness on the resistive switching behaviors of RF-sputtered ZrO_2 memory film, *Appl. Phys. Lett.*, 2009, vol. 95, p. 112904.

28. **Wu M. C., Lin Y. W., Jang W. Y., Lin C. H., Tseng T. Y.** Low-Power and Highly Reliable Multilevel Operation in ZrO₂ RRAM, *IEEE Electron Device Lett.*, 2011, vol. 32, pp. 1026– 1028.

29. **Panda D., Dhar A., and Ray S. K.** Non-volatile Memristive Switching Characteristics of TiO₂ Films, *IEEE Trans. Nanotechnol*, 2011, vol. 11, no. 1, p. 51.

30. Kim K. M., Choi B. J., Jeong D. S., Hwang C. S., Hun S. Resistive Switching Mechanism of TiO₂ Thin Films Grown by Atomic-layer Deposition, Appl. Phys. Lett., 2006, vol. 89, p. 162912.

31. Choi B. J., Choi S., Kim K. M., Shin Y. C., Hwang C S., Hwang S. Y., Cho S. S., Park S., Hong S. K. Study on the re-sistive switching time of TiO₂ thin films, *Appl. Phys. Lett.*, 2006, vol. 89, p. 012906

32. Sawa A., Fujii T., Kawasaki M., Tokura Y. Hysteretic current-voltage characteristics and resistance switching at a rectifying Ti/Pr_{0.7}Ca_{0.3}MnO₃ interface, Appl. Phys. Lett., 2004, vol. 85, pp. 4073-4075

33. Lin M. H., Wu M. C., Lin C. H., Tseng T. Y. Resistive switching characteristics and mechanisms of Pt-embedded SrZrO₃ memory devices, J. Appl. Phys., 2010, vol. 107, no. 12, p. 124117. 34. Lin M. H., Wu M. C., Lin C. H., Tseng T. Y. Effects of

vanadium doping on resistive switching characteristics and mechanisms of SrŹrO₃-based memory films, IEEE Trans. Electron De*vices*, 2010, vol. 57, no. 8, pp. 1801–1808. 35. Xu N., Liu L., Sun X., Liu X., Han D., Wang Y., Han R.,

Kang J., Yu B. Characteristics and Mechanism of Conduction/Set Process in TiN/ZnO/Pt Resistance Switching Random-

Access Memories, *Appl. Phys. Lett.*, 2008, vol. 92, p. 232112. 36. Chen M. C., Chang T. C., Tsai C. T., Huang S. Y., Chen S. C., Hu C. W., Sze S. M., Tsai M. J. Influence of electrode material on the resistive memory switching property of indium gallium zinc oxide thin films, Appl Phys Lett., 2010, vol. 96, p. 262110.

37. Panda D., Dhar A., Ray S. K. Nonvolatile and unipolar resistive switching characteristics of pulsed laser ablated NiO films, J. Appl. Phys., 2010, no 108, p. 104513. 38. Ielmini D., Cagli C., Nardi F., Physical models of size-

dependent nanofilament formation and rupture in NiO resistive switching memories, Nanotechnology, 2011, vol. 22, no. 25, p. 25402

39. Zhirnov V. V., Reade R., Cavin R. K., Sandhu G. Scaling limits of resistive memories, Nanotechnology, 2011, vol. 22, p. 254027.

40. Kim D. C, Seo S., Ahn S. E., Suh D. S., Lee M. J., Park B. H., Yoo I. K., Baek I. G., Kim H. J., Yim E. K., Lee J. E., Park S. O., Kim H. S., Chung U. In., Moon J. T., Ryu B. I. Electrical observations of filamentary conductions for the resistive memory switching in NiO films, Appl. Phys. Lett.,

2006, vol. 88, p. 202102.
41. Lee S. B., Lee J. S., Chang S. H., Yoo H. K., Kang B. S., Kahng B., Lee M. J., Kim C. J., Noh T. W. Interface-modified random circuit breaker network model applicable to both bipolar and unipolar resistance switching, Appl. Phys. Lett., 2011, vol. 98, p. 033502.

42. Hur J. H., Lee M.-J., Lee C. B., Kim Y.-B., Kim C.-J. Modeling for bipolar resistive memory switching in transitionmetal oxides, Phys. Rev. B., 2010, vol. 8, p. 155321.

43. Wuttig M. and Yamada N. Phase-change materials for rewritable data storage, Nat. Mater., 2007, no. 6, p. 824.

44. Waser R. Electrochemical and thermochemical memories, IEEE International Electron Devices Meeting, Tech. Dig., 2008, p 289292.

45. Waser R. and Aono M. Nanoionics-based resistive switching memories, Nat. Mater., 2007, vol. 6, p. 833840.

46. Tang H., Prasad K., Sanjines R., Schmid P. E. Levy F. Electrical and optical properties of TiO_2 anatase thin films, J. of Appl. Phys., 1994, vol. 75, no. 4, pp. 2042–2047.
 47. Nasyrov K. A., Gritsenko V. A. Transport mechanisms of

electrons and holes in dielectric films, Phys. Usp., 2013, vol. 183, no. 10, pp. 1099-1114

48. Pollak M., Shklovskii B. Hopping transport in solids. Holland: North. 1991. 143 p.

49. Shklovskii B. I., Efros A. L. Electronic Properties of Doped Semiconductors (Berlin: Springer-Verlag, 1984) [Translated from Russian: Elektronnye Svoistva Legirovannykh Poluprovodnikov (Moscow: Nauka, 1979)]

50. Alekseeva L., Chigirev D., Chikyow T., Nabatame T., Osachev E., Petrov A., Romanov A. Resistive switching and mem-ory effects in metal oxide thin films grown by atomic-layer deposition, INC 11 Japan NanoDay, Hilton Fukuoka Sea Hawk, Fukuoka, Japan. May 11-13. 2015.

51. Alekseeva L., Petrov A., Romanov A., Chikyow T., Nabatame T., Chigirev D., Osachev E. Resistive Switching and Memory Éffects in BE-Pt/Al₂O₃/TiO₂/Pt-TE and BE-Pt/TiO₂/AlO₃/Pt-TE Systems Fabricated by Atomic Layer Deposition, Dielectric Thin Films For Future Electron Devices (Science and Technology) IWDTF-2015, November 2-4, 2015, Miraikan, National Museum of Emerging Science and Innovation, Tokyo, Japan, pp. 65-66.

УДК 621.382

А. В. Афанасьев, канд. техн. наук, доц., В. А. Ильин, канд. физ.-мат. наук, доц.,

В. В. Лучинин, д-р техн. наук, проф., зав. каф., директор НОЦ, А. И. Михайлов, аспирант, e-mail: m.aleksey.spb@gmail.com

Санкт-Петербургский государственный электротехнический университет "ЛЭТИ",

С. А. Решанов, канд. техн. наук, dr. rer. nat., директор по развитию,

A. Schöner, dr. rer. nat., технический директор,

Ascatron AB, Чиста, Швеция

ОТЕЧЕСТВЕННАЯ КАРБИДОКРЕМНИЕВАЯ ЭЛЕКТРОННАЯ КОМПОНЕНТНАЯ БАЗА — СИЛОВОЙ SIC МАП-ТРАНЗИСТОР

Поступила в редакцию 01.03.2016

Представлены результаты разработки, создания и экспериментальных исследований силового МДП-транзистора на карбиде кремния — перспективного компонента силовой высоковольтной быстродействующей электроники.

Ключевые слова: силовая электроника, карбид кремния, транзистор, подзатворный диэлектрик

Введение

Необходимость формирования в России карбидокремниевой индустрии как одного из приоритетных направлений при решении задач импорто-

замещения электронной компонентной базы (ЭКБ) и обеспечения паритета в технологиях, определяющих научно-технологическое превосходство и безопасность государства, не вызывает сомнений.

Однако до настоящего времени фактически отсутствовал системный подход к решению вопроса формирования в России современного промышленного производства полупроводникового карбида кремния и отечественной ЭКБ на его основе.

В истории развития технологии современных базовых материалов электронной техники есть определенные реперные точки, характеризующие возможность перехода к внедрению в промышленное производство новых материалов. Это, безусловно, этап становления, связанный с развитием технологии получения монокристаллов приемлемых размеров и качества, эпитаксиальных (гетероэпитаксиальных) структур для организации интегрально-группового производства, а также технологическая реализация востребованного транзисторного элемента как функционального базиса новой индустриальной ЭКБ.

В 1976 г. в Ленинградском электротехническом институте (ЛЭТИ) впервые в мире был разработан и реализован метод выращивания объемных крупных монокристаллов карбида кремния, который определил возможность перехода к промышленному производству карбидокремниевой ЭКБ в мировой практике.

Целью данной статьи является представление следующей значительной "вехи" в карбидокремниевой истории ЛЭТИ и развитии отечественной технологии полупроводникового карбида кремния — создание полевого транзистора с изолированным затвором (MOSFET) на карбиде кремния как базового усилительного элемента ЭКБ для экстремальных режимов и условий эксплуатации.

В современной зарубежной полупроводниковой индустрии карбид кремния прочно занял нишу материала силовой высоковольтной электроники. В отечественной практике также декларируется появление карбидокремниевых силовых модулей, однако до сих пор базовая ЭКБ является заимствованной из-за рубежа, и поэтому данные конструкторско-технологические решения нельзя признать импортозамещающими. Применительно к созданию реальной собственной карбидокремниевой ЭКБ следует отметить ОКР, реализуемую по заказу Минпромторга РФ, "Разработка и освоение производства линии коммутирующих элементов с наносекундными и пикосекундными временами переключения и рабочими напряжениями 30...3000 В (шифр "Аппарат 10")". Базовая конструкторско-технологическая разработка была выполнена в Центре микротехнологии и диагностики СПбГЭТУ (ЛЭТИ), а основным результатом работы является организация в России на базе ОАО "Светлана" серийного выпуска приборов силовой высоковольтной электроники на карбиде кремния.

В целях развития отечественной ЭКБ в области карбидокремниевой транзисторной электроники в

СПбГЭТУ (ЛЭТИ) был выполнен комплекс инициативных исследований по разработке и созданию МДП-транзистора.

Карбидокремниевые компоненты силовой электроники обладают рядом преимуществ по сравнению с кремниевыми: высокое напряжение пробоя, низкое сопротивление активной области, высокая рабочая частота, низкие потери при переключении, высокая максимальная рабочая температура и высокая плотность коммутируемой мощности. Это позволяет уменьшить объем, массу, стоимость и уровень шума силовых электронных систем за счет увеличения эффективности и рабочей частоты, отказа от принудительного охлаждения электронных компонентов и использования пассивных компонентов меньшего размера.

В краткосрочной перспективе силовые МДПтранзисторы на 4Н-политипе карбида кремния способны заменить кремниевые МДП-транзисторы, биполярные транзисторы и биполярные транзисторы с изолированным затвором в диапазоне пробивных напряжений 0,6...4 кВ, поскольку они являются более высокочастотными, управляемыми напряжением приборами с низкими статическими и динамическими потерями.

Целью работы являлась разработка и создание силового вертикального МДП-транзистора на карбиде кремния.

Для достижения поставленной цели решались следующие задачи:

- разработка конструкции силового вертикального МДП-транзистора на SiC;
- проведение комплекса исследований электрофизических свойств подзатворного диэлектрика, сформированного по различным технологиям на поверхности SiC;
- технологическая реализация силовых МДПтранзисторов на карбиде кремния;
- исследование базовых характеристик созданных силовых вертикальных МДП-транзисторов.

Ключевой проблемой при создании быстродействующего силового МДП-транзистора на 4Н-политипе карбида кремния с низким сопротивлением канала являются электрические свойства подзатворного диэлектрика и границы раздела 4H-SiC/SiO₂, ухудшающие рабочие характеристики прибора.

Структура полевого транзистора

Общая структура силовых МДП-транзисторов и сечение спроектированного транзистора изображены на рис. 1, *a* и рис. 1, *b* соответственно. Активной частью прибора является низколегированный n^- слой со сформированными в нем *p*-областью, n^+ и p^+ -областями. P^+ область выполняет роль контакта к *p*-области и формируется для выравнивания потенциала между *p*-областью и ис-



Рис. 1. Схематичное изображение структуры МДП-транзистора в сечении (а) и боковое сечение разработанного силового МДП-транзистора на карбиде кремния (b)

Fig. 1. Image of MOSFET section (a) and lateral section of the developed power MOSFET on silicon carbide (b)



Рис. 2. Структура ячейки разработанного силового МДП-транзистора на карбиде кремния (a), структура МДП-транзистора (вид сверху), состоящего из массива гексагональных ячеек и плавающих колец (b), фотография готового устройства размером 1×1 мм (c) Fig. 2. Cell of the developed power MOSFET on silicon carbide (a), MOSFET structure (above) from a mass of the hexagonal cells and floating rings (b), a photo of a ready device with the size of 1×1 mm (c)

током (И) для нейтрализации паразитного *n-p-n*транзистора. В открытом состоянии, когда на затвор (3) приложено положительное напряжение относительно истока, ток протекает через контакт к истоку, n^+ область, канал транзистора, J-FETобласть, ограниченную двумя *p-n* переходами, низколегированную дрейфовую область, высоколегированную подложку и контакт к стоку (С). В закрытом состоянии транзистор представляет собой обратно-смещенный *p-n*-переход, на котором падает напряжение, приложенное между стоком и истоком. Концентрация легирующей примеси и толщина дрейфовой области были рассчитаны исходя из критического поля лавинного пробоя карбида кремния (З МВ/см) и напряжения пробоя проектируемого МДП-транзистора (1200 В) с некоторым запасом. Уровень легирования р-области определяется глубиной ее залегания, длиной канала и расчетным пробивным напряжением прибора и рассчитывается таким образом, чтобы избежать прокола *р*-области в закрытом состоянии транзистора.

Ячейка транзистора имела гексагональную форму (рис. 2, *a*) с длиной канала 1 мкм и JFET-областью шириной 3 мкм, а ширина области перекрытия затвора и n^+ области истока составляла 1 мкм. Транзистор был сформирован из массива гексагональных ячеек и "плавающих" колец по периметру прибора (рис. 2, *b*), обеспечивающих плавный градиент напряженности поля на периферии, что позволяет избежать поверхностного пробоя прибора. Было использовано восемь "плавающих" колец шириной 2 мкм с постепенно увеличивающимся расстоянием между ними от прибора к периферии. Фотография изготовленного силового МДП-транзистора, состоящего из 6552 ячеек и имеющего площадь 1 мм², приведена на рис. 2, *c*.

Технологический маршрут изготовления

Силовой МДП-транзистор на карбиде кремния был сформирован на низколегированном эпитаксиальном слое толщиной 11 мкм с концентрацией азота около $7 \cdot 10^{15}$ см⁻³, выращенном на коммерческой высоколегированной 4-дюймовой SiC (0001) подложке *n*-типа с углом разориентации 4°. *P*-область глубиной 1 мкм с прямоугольным профилем распределения примеси с концентрацией алюминия $1 \cdot 10^{18}$ см⁻³ была сформирована методом ионной имплантации через SiO₂ маску при 500 °C. После удаления SiO_2 маски с помощью жидкостного травления и формирования новой аналогичным образом были имплантированы n⁺- и p⁺-области глубиной 220 и 300 нм с концентрацией фосфора и алюминия $6 \cdot 10^{19}$ и $1 \cdot 10^{20}$ см⁻³ соответственно. Имплантация плавающих колец была проведена одновременно с имплантацией р-областей. Активация имплантированных примесей была выполнена путем высокотемпературного отжига в атмосфере аргона. Далее, подзатворный диэлектрик формировался с помощью нанесения двуслойной системы 5 нм нитрида кремния / 45 нм диоксида кремния методом плазмохимического газофазного осаждения (PECVD) с последующим окислением в атмосфере сухого кислорода при температуре 1150 °С в течение 1 ч. Легированный фосфором поликремниевый затвор толщиной 450 нм был сформирован методом химического газофазного осаждения при пониженном давлении (LPCVD). После сухого травления поликремния через фоторезистивную маску и ее удаления был нанесен межслойный диэлектрик (диоксид кремния) толщиной 1 мкм методом низкотемпературного химического газофазного осаждения (LTO). Далее, методом сухого травления были сформированы окна к p^+ - и n^+ -областям с последующим формированием омических контактов к стоку, n^+ - и p^+ -областям с помощью напыления слоя Ni толщиной 100 нм с последующим быстрым высокотемпературным отжигом. После сухого травления контактных окон к поликремниевому затвору через фоторезистивную маску на никелевые омические контакты к истоку и поликремниевые дорожки затвора была нанесена двуслойная металлизация TiW/Al толщиной 120 нм и 3 мкм соответственно. Лишний металл был удален через еще одну фоторезистивную маску. В завершение полученные структуры были отожжены в смеси водорода с азотом при температуре 400 °C в течение 30 мин, после чего был нанесен слой изоляции, состоящий из слоя SiO₂ толщиной 1 мкм, нанесенного методом PECVD, и слоя полиимида толщиной 6 мкм, нанесенного методом центрифугирования, с последующим сухим травлением окон к контактным площадкам истока и затвора через фоторезистивную маску. Последним этапом изготовления силового МДП-транзистора являлось нанесение трех слоев металла на контакт стока, TiW/Ni/Au толщиной 200, 500 и 50 нм соответственно. Все литографические операции выполнялись методом проекционной фотолитографии с длиной волны экспонирования 436 нм (д-линия).

Физико-технологические особенности формирования МДП-транзисторов на SiC

В настоящее время силовые МДП-транзисторы на SiC имеют гораздо более низкое сопротивление во включенном состоянии, чем кремниевые анало-

ги, однако существует ряд проблем, существенно ограничивающих дальнейшее уменьшение их сопротивления, а именно — низкая подвижность носителей заряда, преимущественно обусловленная высокой плотностью поверхностных состояний на границе раздела 4H-SiC/SiO₂ [1]. Кроме того, низкая подвижность носителей заряда в канале транзистора также приводит к существенному ограничению его рабочего диапазона частот. Действительно, сопротивление МДП-транзистора складывается из сопротивления контактов к истоку и стоку R_{con} (см. рис. 1, *a*), сопротивления аккумуляционного слоя в n^+ -области R_{acc} , сопротивления канала R_{ch} , сопротивления R_{JFET} J-FET-области, ограниченной двумя *p*-*n*-переходами, сопротивления дрейфовой области R_{drift}, сопротивления подложки R_{sub} . Сопротивление омических контактов к стоку и истоку пренебрежимо мало по сравнению с общим сопротивлением транзистора и составляет 10^{-2} ... 10^{-3} мОм · см², как и сопротивление n^+ -области. Сопротивление *R_{JFET}* области J-FET для описанной выше структуры ячейки транзистора составляет 0,2 мОм · см², сопротивление дрейфовой области $R_{drift} = 1$ мОм · см², а сопротивление высоколегированной подложки толщиной 350 мкм R_{sub} не превышает 1 мОм · см². Вклад же сопротивления канала практически полностью определяет общее сопротивление транзистора. Поэтому важной задачей является увеличение подвижности носителей заряда в канале транзистора.

Наиболее широко распространенным методом формирования подзатворного диэлектрика является термическое окисление в азотосодержащей среде (NO, N_2O) [2, 3]. Азот пассивирует поверхностные состояния на границе раздела 4H-SiC/SiO₂ и тем самым увеличивает подвижность носителей заряда в канале транзистора [4]. Нами был разработан альтернативный метод формирования подзатворного диэлектрика с помощью введения тонкого слоя нитрида кремния на границу раздела 4H-SiC/SiO₂ и последующего окисления в атмосфере сухого кислорода [5]. В ходе окисления атомы кислорода диффундируют через слой диоксида кремния и окисляют тонкий слой нитрида кремния, а затем тонкий приповерхностный слой карбида кремния. Атомы азота, освобожденные в результате реакции окисления тонкого слоя нитрида кремния, доступны для пассивации поверхностных состояний на границе раздела 4H-SiC/SiO₂.

Характеристики МДП-транзистора

Данный метод (AGON) позволяет получить в три раза более высокую подвижность носителей заряда в канале транзистора (рис. 3, *a*) по сравнению с окислением в атмосфере N_2O при 1250 °C (N_2O), а также уменьшить напряжение включения за счет более низкой плотности состояний (рис. 3, *b*). Лате-

ральные транзисторы с шириной и длиной канала 40 и 250 мкм соответственно были сформированы на одной подложке с вертикальными силовыми МДП-транзисторами на имплантированной *p*-области с концентрацией алюминия 1 · 10¹⁸ см⁻³. Толщина подзатворного диэлектрика составляла



Рис. 3. Подвижность носителей заряда в канале транзистора в зависимости от напряжения на затворе (*a*) и передаточные характеристики латеральных МДП-транзисторов, снятые при комнатной температуре и напряжении сток—исток $V_{ds} = 0,1$ B (*b*)

Fig. 3. Mobility of the charge carriers in the transistor channel, depending on the gate voltage (a), transfer characteristics of the lateral MOSFETs at the room temperature and drain—source voltage $V_{ds} = 0,1 V(b)$



Рис. 4. Передаточные характеристики силового вертикального МДП-транзистора для различных температур (a), выходные характеристики, снятые при комнатной температуре (b)

Fig. 4. Transfer characteristics of the power vertical MOSFET for various temperatures (a), the output characteristics at the room temperature (b)



Рис. 5. Температурная зависимость сопротивления силового МДП-транзистора во включенном состоянии, нормированная на сопротивление при комнатной температуре (29 мОм · см²) (а) и вольт-амперная характеристика силового вертикального МДП-транзистора на карбиде кремния в закрытом состоянии при комнатной температуре (b) Fig. 5. Temperature dependence of the resistance of the power MOSFET in the on state, normalized for resistance at the room temperature (29 m $\Omega \cdot cm^2$) (a), volt-ampere characteristic of the power vertical MOSFET on silicon carbide in the off-state at the room temperature (b)

50 нм для обеих технологий.

Передаточные характеристики при различных температурах (до 275 °С) и выходные характеристики при комнатной температуре для вертикальных силовых МДП-транзисторов представлены на рис. 4. Напряжение включения транзистора составило 1,8 В $(V_{ds} = 2 \text{ B}, I_{ds} = 10 \text{ мкA}), \text{ а сопро$ тивление транзистора во включенном состоянии $R_{ds \ spec(on)}$ было вычислено из наклона выходных характеристик при $V_{gs} = 20$ В и составило 29 мОм \cdot см² при комнатной температуре. Плотность коммутируемого тока при комнатной температуре превысила 120 A/см² при $V_{ds} = 5$ В. Температурная зависимость передаточных характеристик определяется уменьшением роли поверхностных состояний на границе раздела 4H-SiC/SiO₂ при повышенной температуре, за счет чего сначала уменьшается сопротивление транзистора во включенном состоянии (рис. 5, а) и передаточная характеристика становится менее пологой в районе напряжения включения с одновременным уменьшением величины напряжения включения, а при дальнейшем увеличении температуры происходит уменьшение подвижности носителей заряда в карбиде кремния, и сопротивление начинает плавно расти.

Пробойное напряжение транзистора при комнатной температуре составило 900 В (рис. 5, *b*). Увеличение пробойного напряжения транзистора возможно за счет увеличения количества "плавающих" колец для создания плавного градиента потенциала на периферии прибора, и соответствующего увеличения толщины и уменьшения концентрации примеси в дрейфовой области. При этом вклад сопротивления дрейфовой области в общее сопротивление транзистора увеличится незначительно.

Заключение

- Впервые в отечественной практике представлена комплексная разработка силового МДПтранзистора на карбиде кремния.
- Экспериментально определены основные технологические проблемы создания МДП-транзисторов на карбиде кремния, обусловленные низкой подвижностью носителей заряда в канале и высокой плотностью поверхностных состояний на границе раздела 4H-SiC/SiO₂.
- Проведена физико-технологическая оптимизация процесса формирования канала и подзатворного диэлектрика SiC МДП-транзистора, обеспечившая достижение высокой подвижности носителей заряда в канале.
- Представлены базовая структура вертикального карбидокремниевого МДП-транзистора, элементы его технологического маршрута и основные характеристики, указывающие на превосходство созданного прибора над кремниевым силовым компонентом по совокупности пара-

метров, включая рабочее напряжение и сопротивление активной области.

Список литературы

1. Liu G., Tuttle B. R., and Dhar S. Silicon carbide: A unique platform for metal-oxide-semiconductor physics // Applied Physics Reviews. 2015. Vol. 2, N. 2, P. 021307.

2. Jamet Ph., and Tanner Ph. Effects of nitridation in gate oxides grown on 4H-SiC // Journal of Applied Physics. 2001. Vol. 90, N. 10. P. 5058–5063.

3. Kimoto T., Kanzaki Y., Noborio M., Kawano H., and Matsunami H. Interface Properties of Metal-Oxide-Semiconductor Structures on 4H-SiC{0001} and (1120) Formed by N₂O Oxidation // Japanese Journal of Applied Physics, 2005, Vol. 44, N. 3. P. 1213–1218.

4. Krieger M., Beljakowa S., Trapaidze L., Frank T., Weber H. B., Pensl G., Hatta N., Abe M., Nagasawa H., and Schöner A. Analysis of interface trap parameters from doublepeak conductance spectra taken on N-implanted 3C-SiC MOS capacitors // Physica Status Solidi (b). 2008. Vol. 245, N. 7. P. 1390–1395.

5. Mikhaylov A. I., Afanasyev A. V., Luchinin V. V., Reshanov S. A., Schöner A., Knoll L., Minamisawa R. A., Alfieri G., and Bartolf H. Passivation of 4H-SiC/SiO₂ Interface Traps by Oxidation of a Thin Silicon Nitride Layer // Materials Science Forum. 2015. Vol. 821–823. P. 508–511.

A. V. Afanasyev, Ph. D., Associate Professor, V. A. Ilyin, Ph. D., Associate Professor.,
V. V. Luchinin, D. Sc., Head of Chair, Director of REC, A. I. Mikhaylov, Postgraduate Student, m.aleksey.spb@gmail.com,

St. Petersburg State Electrotechnical University (LETI), St. Petersburg, Russia, **S. A. Reshanov**, Ph. D., Development Director, **A. Schöner**, Technical Director, Ascatron AB, Kista, Sweden

Russian Silicon Carbide Electronic Component Base — Power SiC MOSFET

The article presents the results of development and experimental studies of power SiC MOSFET. An advanced gate oxide fabrication technology was developed for tailoring the electronic properties of the SiC MOSFET channel, the key element for a low resistance high speed SiC power MOSFET. Its achieved field-effect mobility value was 3 times higher than that of the standard gate oxide formation by N_2O oxidation. Transfer, output and blocking characteristics measured at a room temperature demonstrated superior performance of the developed SiC power MOSFET compared with the Si analogs. The manufactured SiC MOSFET had specific on-state resistance Rds spec(on) of 29 m $\Omega \cdot cm^2$, threshold voltage Vth of 1,8 V (at $V_{ds} = 2$ V and $I_{ds} = 10 \,\mu$ A) and blocking voltage of 900 V at a room temperature. Stable performance of the SiC MOSFET in a wide temperature range and high temperature operability of the SiC power MOSFET were demonstrated. Temperature dependence of the transfer characteristics and the on-state resistance revealed effect of the electron traps at 4H SiC/SiO₂ interface.

Keywords: power electronics, silicon carbide, MOSFET, interface, gate oxide

Introduction

There is no doubt, that the necessity for formation in Russia of the silicon carbide industry is one of the priority directions of import substitution in the electronic component base (ECB), ensuring parity in the technologies, which determine the scientific-technological superiority and safety of the state. However, actually, there was no a system approach to formation of the industrial production of the semi-conducting silicon carbide and domestic ECB on its basis.

In the history of the technologies for production of basic electronic materials there are fixed points characterising transition to introduction of new materials. Among them, certainly, is the stage of formation connected with development of the monocrystals technology of acceptable sizes and quality, epitaxial (heteroepitaxial) structures for the integral-group production, and also the technological realisation of the demanded transistor element as a functional basis for the new industrial ECB.

In 1976 LETI was the first in the world to develop and implement the method of growing of voluminous large monocrystals of the silicon carbide, which proved feasibility of transition to the industrial production of the silicon carbide ECB in the world practice.

The aim of the article is presentation of the next landmark in the silicon carbide history of LETI and development of the domestic technology of the semi-conducting silicon carbide — of the field transistor with the isolated gate (MOSFET) on the silicon carbide as the basic amplifying ECB element for the extreme modes of operation. In the foreign semi-conductor industry the silicon carbide has resolutely occupied the niche of a material for power high-voltage electronics. Appearance of the silicon carbide power modules was also declared in the domestic practice, however, the basic ECB was borrowed from abroad and, consequently, the given design-technological solutions cannot be recognised as import-substituting products.

With reference to the real our own silicon carbide ECB it is necessary to mention the design and development work, realised to the order of Minpromtorg of Russia "Development and mastering of manufacture of a line of the switching elements with the nanosecond and picosecond times of switching and working voltages of 30...3000 V (the code number is "Device 10"). The basic R & D was done in the Center of Microtechnology and Diagnostics of LETI, and the main result of the work was organisation in Russia on the basis of Svetlana Co. of a serial production of the devices of power highvoltage electronics on the silicon carbide.

With the aim of development of the domestic ECB in the area of the silicon carbide transistor electronics LETI implemented a complex of the initiative research works for development of MOSFET.

The silicon carbide components of the power electronics have a number of advantages in comparison with the silicon ones: a high breakdown voltage, low resistance of the active area, high working frequency, low losses during switching, high maximal working temperature and density of the switching power. This allows us to reduce the volume, weight, costs and noise level of the power electronic systems due to an increase of the efficiency and working frequency, and use of the passive components of smaller sizes, while giving up of the compulsory cooling of the components.

In a short-term prospect the power MOSFETs on 4H-polytype of silicon carbide can replace the silicon ones, the bipolar transistors and bipolar transistors with the isolated gate in the range of the breakdown voltages of 0,6...4 kV, because they are more high-frequency devices with controlled voltages and low static and dynamic losses.

The aim of the work was development of a power vertical MOSFET on silicon carbide.

For achievement of the set aim the following problems had to be solved:

- development of the design of a power vertical SiC MOSFET;
- carrying out of a complex of research works of the electrophysical properties of the gate oxide, formed by various technologies on the SiC surface;
- technological realization of the power MOSFETs on silicon carbide;
- research of the characteristics of the power vertical MOSFETs.

The key problems with the development of a highspeed power MOSFET on 4H-polytype of silicon carbide with a low channel resistance are the electric properties of the gate oxide and the section borders of 4H-SiC/SiO₂, which worsen the operating characteristics of the device.

Structure of a field transistor

The general structure of the power MOSFETs and section of the designed transistor are presented in fig. 1, a and fig. 1, b. The active part of the device is a low alloy *n*⁻-layer with; p^{-} , n^{+} - and p^{+} -areas. P^{+} area plays the role of the contact to *p*-area and is formed for leveling out of the potential between the in *p*-area and the source (M) for neutralization of the parasitic *n*-*p*-*n*-transistor. In an open state, when a positive in relation to the source voltage is applied to the gate (3) the current passes through the contact to the source, n^+ -area, the transistor channel, J-FET-area limited by two *p*-*n*-junctions, low alloy drift area, high alloy substrate and the contact to the drain. In the closed state the transistor is the back-shifted *p*-*n*-junction, on which the voltage applied between the drain and the source falls. The concentration of the alloying additive and thickness of the drift area are calculated from the critical field of the avalanche breakdown of the silicon carbide (3 MV/cm) and the breakdown voltage of the projected MOSFET (1200 V) with a certain reserve. The level of doping of the *p*-area is determined by the depth of its occurrence, the length of the channel and the calculated breakdown voltage of the device, and is calculated to avoid a breakdown of the *p*-area in the closed state of the transistor.

The transistor cell had a hexagonal form (fig. 2, *a*) with the length of the channel of 1 μ m. The transistor was formed from a mass of the hexagonal cells and the rings "floating" on the device's perimeter (fig. 2, *b*), which ensured a smooth gradient of the field intensity in the periphery, which allowed to avoid a surface breakdown. Eight "floating" rings with the width of 2 μ m and a gradually increasing distance between them from the device to the periphery were used. A photo of the power MOSFET consisting of 6552 cells and having the area of 1 mm², is presented in fig. 2, *c*.

Technological route of manufacturing

A power MOSFET on silicon carbide was formed on a low alloy epitaxial layer with thickness of 11 µm and concentration of nitrogen of about $7 \cdot 10^{15}$ cm⁻³, grown up on a commercial high alloy 4-inch SiC (0001) substrate of *n*-type with a 4° angle of misorientation. *P*-area with the depth of 1 µm and a rectangular profile of distribution of the additive with concentration of aluminum of $1 \cdot 10^{18}$ cm⁻³ was generated by an ionic implantation through a SiO₂ mask at 500 °C. After the SiO₂ mask was removed by liquid etching and formation of a new one by a similar way n^+ - and p^+ -areas with the depths of 220 and 300 nm and concentration of phosphorus and aluminum of correspondingly $6 \cdot 10^{19}$ and $1 \cdot 10^{20}$ cm⁻³ were implanted. Implantation of the float-

ing rings was done simultaneously with implantation of *p*-areas. Activation of the implanted additives was done by high-temperature annealing in the argon atmosphere. Then, the gate oxide was formed during deposition of a two-layer system of 5 nm of silicon nitride and 45 nm of silicon dioxide by the method of the plasma-enhanced chemical vapor deposition (PECVD) with the subsequent oxidation in the atmosphere of dry oxygen at 1150 °C during 1 h. The phosphorus-alloyed polysilicon gate with thickness of 450 nm was generated by the chemical vapor deposition at a low pressure (LPCVD). After a dry etching of polysilicon through a photoresistive mask and its removal an interlaminar dielectric (silicon dioxide) with thickness of 1 µm was formed by the method of the low-temperature chemical vapor deposition (LTO). Further, by the method of dry etching windows to p^+ - and n^+ -areas were formed with the subsequent formation of the ohmic contacts to the drain, n^+ - and p^+ -areas during deposition of Ni layer with thickness of 100 nm and subsequent fast high-temperature annealing. After the dry etching of the contact windows to the polysilicon gate through a photoresistive mask, on nickel ohmic contacts to the source and polysilicon paths of the gate a two-layer metallization of TiW/Al was done with thickness of 120 nm and 3 μ m, accordingly. Superfluous metal was removed through one more photoresistive mask. In the end, the received structures were annealed in a mix of hydrogen with nitrogen at 400 °C during 30 min, after which SiO₂ insulation layer with thickness of 1 µm was deposited by PECVD, and polyimide layer with thickness of 6 µm was deposited by centrifugation, and subsequently a dry etching was done of the windows to the contact sites of the source and the gate through the photoresistive mask. The last stage of manufacture of the power MOSFET was deposition of three layers of metal on the drain contact, TiW/Ni/Au with thickness of 200, 500 and 50 nm, accordingly. All the lithographic operations were carried out by a projective photolithography with the wavelength of exposure of 436 nm (g-line).

Physical-technological features of formation of SiC MOSFETs

Power SiC MOSFETs have much lower resistance in the on state, than its silicon analogues, however, there are certain problems limiting the further reduction of their resistance, namely — low mobility of the charge carriers, mainly explained by high density of the surface state on the section border of 4H-SiC/SiO₂ [1]. Besides, a low mobility of the charge carriers in the transistor channel leads to an essential restriction of the working range of frequencies. Indeed, resistance of MOSFET results from resistance of the contacts to the source and the drain R_{con} (see fig. 1), resistance of n^+ -area R_{acc} , resistance of the channel R_{ch} , resistance R_{JFET} of J-FETarea limited by two p-n-junctions, resistance of the drift area R_{drift} , and resistance of substrate R_{sub} . Resistance of the ohmic contacts to the drain and the source is insignificantly low in comparison with the total resistance of the transistor and is equal to $10^{-2}...10^{-3} \text{ m}\Omega \cdot \text{cm}^2$, just like the resistance of n^+ -area. Resistance F_{JFET} of J-FET-area for the circumscribed in the structures transistor cell is $0,2 \text{ m}\Omega \cdot \text{cm}^2$, resistance of the drift area — $R_{drift} = 1 \text{ m}\Omega \cdot \text{cm}^2$, and resistance of the high alloy substrate with thickness of 350 mm R_{sub} does not exceed $1 \text{ m}\Omega \cdot \text{cm}^2$. The contribution of the resistance of the channel practically completely determines the total resistance of the transistor. Therefore, an important task is an increase of the mobility of the charge carriers in the transistor channel.

A widespread formation of the gate oxide is the thermal oxidation in the nitrogen-containing environment (NO, N_2O) [2, 3]. Nitrogen passivates the surface states on the section border of 4H-SiC/SiO₂ and increases mobility of the charge carriers in the transistor channel [4]. We developed an alternative method for formation of the gate oxide during introduction of a thin layer of silicon nitride on the section border of 4H-SiC/SiO₂ and the subsequent oxidation in the atmosphere of dry oxygen [5]. During oxidation the atoms of oxygen diffuse through the layer of the silicon dioxide and oxidise a thin layer of silicon nitride, and then the near-surface layer of silicon carbide. The atoms of nitrogen, released as a result of oxidation of the thin layer of silicon nitride, become available for passivation of the surface states on the section border of 4H-SiC/SiO₂.

Characteristics of MOSFET

The method (AGON) allows us to obtain a three times higher mobility of the charge carriers in the transistor channel (fig. 3, *a*) in comparison with oxidation in N₂O atmosphere at 1250 °C (N₂O), and also to reduce the turn-on voltage due to a lower density of the states (fig. 3, *b*). The lateral transistors with the width and length of the channel of 40 and 250 μ m, accordingly, were generated on one substrate with the vertical power MOSFETs on the implanted *p*-area with concentration of aluminium of $1 \cdot 10^{18}$ cm⁻³. The thickness of the gate oxide was 50 nm for both technologies.

The transfer characteristics at various temperatures (up to 275 °C) and the output characteristics at the room temperature for the vertical power MOSFETs are presented in fig. 4. The on state transistor resistance $R_{ds \ spec(on)}$ was calculated from the output characteristic slope at $V_{gs} = 20$ V and was equal to 29 m $\Omega \cdot \text{cm}^2$ at the room temperature. The density of the switching current at the room temperature exceeded 120 A/cm² at $V_{ds} = 5$ V. The temperature dependence of the transfer characteristics was determined by the reduction of the role of the surface state at the section border of 4H-SiC/SiO₂ at a raised temperature, due to which, at first, the resistance of the transfer characteristic became less flat in the area of the turn-on voltage with

a simultaneous reduction of the turn-on voltage, while with the further increase of temperature there was a reduction of the mobility of the charge carriers in the silicon carbide, and resistance began to grow smoothly.

The breakthrough voltage of the transistor at the room temperature was 900 V (fig. 5, b). Its increase was possible due to an increase of the number of the "floating" rings for creation of a smooth gradient of the potential in the device periphery, by the corresponding increase of the thickness and reduction of the concentration of the additive in the drift area. Thus, the contribution of the resistance of the drift area to the total resistance of the transistor would increase insignificantly.

Conclusion

- For the first time in the domestic practice a complex development of a power MOSFET on silicon carbide was presented.
- The basic technological problems were experimentally defined concerning the development of MOSFETs on the silicon carbide, determined by a low mobility of the charge carriers in the channel and high density of the surface states on the section border of 4H-SiC/SiO₂.
- Physical-technological optimization of the process of formation of the channel and gate oxide of SiC

MOSFET was done, which ensured achievement of high mobility of the charge carriers in the channel.

• The base structure of the vertical silicon carbide MOSFET was presented, as well as the elements of its technological route and the basic characteristics, proving the superiority of the developed device over a silicon power component by a set of parameters, including the working voltage and resistance of the active area.

References

1. Liu G., Tuttle B. R., and Dhar S. Silicon carbide: A unique platform for metal-oxide-semiconductor physics, *Applied Physics Reviews*, 2015, vol. 2, no. 2, p. 021307.

2. Jamet Ph., and Tanner Ph. Effects of nitridation in gate oxides grown on 4H-SiC, *Journal of Applied Physics*, 2001, vol. 90, no. 10, pp. 5058–5063.

no. 10, pp. 5058–5063. 3. **Kimoto T., Kanzaki Y., Noborio M., Kawano H., and Matsunami H.** Interface Properties of Metal-Oxide-Semiconductor Structures on 4H-SiC{0001} and (1120) Formed by N₂O Oxidation, *Japanese Journal of Applied Physics*, 2005, vol. 44, no. 3, pp. 1213–1218.

4. Krieger M., Beljakowa S., Trapaidze L., Frank T., Weber H. B., Pensl G., Hatta N., Abe M., Nagasawa H., and Schöner A. Analysis of interface trap parameters from double-peak conductance spectra taken on N-implanted 3C-SiC MOS capacitors, *Physica Status Solidi (b)*, 2008, vol. 245, no. 7, pp. 1390–1395.

5. Mikhaylov A. I., Afanasyev A. V., Luchinin V. V., Reshanov S. A., Schöner A., Knoll L., Minamisawa R. A., Alfieri G., and Bartolf H. Passivation of 4H-SiC/SiO₂ Interface Traps by Oxidation of a Thin Silicon Nitride Layer, *Materials Science Forum*, 2015, vol. 821–823, pp. 508–511.

УДК 621.37.037:621.3.029.64

А. В. Лагош, ассистент, e-mail: anton.lagosh@gmail.com, **А. В. Корляков**, д-р техн. наук, проф., директор НОЦ HT, e-mail: akorl@yandex.ru,

Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования "Санкт-Петербургский государственный электротехнический университет "ЛЭТИ" им. В. И. Ульянова (Ленина)"

МЕХАНИЗМЫ ДЕГРАДАЦИИ ВЧ МЭМС-КЛЮЧЕЙ

Поступила в редакцию 25.08.2015

Рассмотрены механизмы деградации высокочастотных ключей на основе микроэлектромеханических систем. Описаны основные способы решения проблемы зарядки диэлектрического слоя в емкостных ключах. Проанализирована задача выбора материала для контактной области в контактных ключах. Показано, что основным механизмом деградации емкостных МЭМС-переключателей является зарядка диэлектрика. В контактных ключах имеет место целый комплекс механизмов, доминирование его составляющих определяется коммутируемой мощностью.

Ключевые слова: ВЧ МЭМС-ключ (переключатель), контактный, емкостной, деградация

Введение

Надежность МЭМС-ключей особенно важна при их длительном использовании и потому в настоящее время она является предметом интенсивных исследований. Надежность контактных ключей в основном определяется материалом металлического контакта. Надежность емкостных переключателей ограничивается зарядкой диэлектрика. В обоих случаях на стабильность работы МЭМСключей сильно влияет мощность коммутируемого сигнала. Механическая деградация (усталость металла или излом) микромеханической подвижной основы особенно ощутима при высоких температурах. В работе [1] МЭМС-переключатели тестировались в нормальных условиях на 100 млрд циклах, и при этом механического излома вокруг анкеров (место максимального напряжения) не наблюдалось.

Механизмы деградации емкостных МЭМС-ключей

Надежность маломощных емкостных переключателей определяется статическим трением между слоями диэлектрика и металла вследствие наличия большой контактной области (порядка 100×100 мкм). В основном трение обусловлено процессами накачки и захвата заряда в диэлектрическом слое. Последние 20 лет механизмы захвата заряда активно исследуются, поскольку этот эффект имеет важное значение для корректной работы МОП-транзисторов. Известны три типа ловушек захватывающих носителей заряда в емкостном МЭМС-переключателе: ловушки на границе раздела между слоями металла и диэлектрика, ловушки в объеме диэлектрика (объемные ловушки) и ловушки на поверхности диэлектрика (поверхностные ловушки) (рис. 1).

Выделяют следующие особенности зарядки диэлектриков [2]:

- зарядка может быть обусловлена различными воздействиями: механическим, ионизирующим, тепловым или электрическим;
- отрицательные заряды захватываются в слабых полях (2...5 MB/см) и высвобождаются в сильных полях, а захват положительных зарядов наблюдается при сильных полях (7...10 MB/см) [3];
- областями преимущественного захвата зарядов являются поверхности и интерфейсы с наибольшим скоплением дефектов;
- электропроводность диэлектрика не определяет напрямую его способность заряжаться. Захваченный электростатический заряд связан не только с изолирующей природой материала (ионной или ковалентной), но также с дефектами, обусловленными кристаллографической

структурой, или с дефектами, возникающими после обработки (дислокации, отклонения от стехиометрии);

 диэлектрики пробиваются в любом сильном электрическом поле при условии достаточно длительного воздействия, причем пробой будет происходить при определенном количестве инжектированного заряда [4]. Для напряжения включения
 60 В и толицины полектрика

30...60 В и толщины диэлектрика 150 нм напряженность электрического поля в слое диэлектрика может превышать 2...4 MB/см. В условиях воздействия такого поля возрастает вероятность туннелирования заряда в диэлектрик по механизму Франкеля — Пула [5, 6] или по другим механизмам [7]. Именно по этой причине как только переключатель окажется в нижней позиции, подаваемое напряжение должно быть уменьшено до 8...12 В (рис. 1, b). Когда заряд попадает в поверхностные и объемные ловушки диэлектрического слоя в сильном электрическом поле, его перенос внутри диэлектрика можно описать на основе модели проводимости [6]. Время рекомбинации таких зарядов очень велико — от секунд до нескольких дней.

Известны два механизма деградации при емкостном переключении [8].

Первый механизм реализуется, когда балка (мембрана) прижимается и затем возвращается в верхнее состояние (независимо от полярности приложенного напряжения). Это явление можно объяснить поверхностными состояниями интерфейсов "металл—диэлектрик" и "диэлектрик—воздух" (рис. 2). Заряд переносится из металлической балки на поверхностные состояния диэлектрика, и сила, приложенная к балке, уменьшается, в результате чего балка возвращается в исходное состояние. После отключения напряжения заряд остается на поверхностных состояниях, потому значение напряжения, необходимое для актюации, возрастает.

Второй механизм деградации связан с инжекцией заряда в диэлектрический слой, в результате чего балка остается в нижнем положении даже тогда, когда напряжение полностью исчезает (залипание), или не перемещается под действием управляющего напряжения. Захват заряда в диэлектрике приводит к появлению зеркального заряда на металлической поверхности верхней мембраны (МЭМС-мостик или консоль) и ВЧ линии (рис. 3). Электростатическая сила *F*, действующая на мостик, определяется выражением [1]

$$F=\frac{QE}{2},$$



Рис. 1. Зарядка диэлектрика в емкостном ключе: *а* — области захвата; *b* — форма управляющего сигнала, минимизирующая зарядку диэлектрика

Fig. 1. Charging of the dielectric in a capacitor key: a - capture areas; b - form of the control signal minimising charging of the dielectric

- НАНО- И МИКРОСИСТЕМНАЯ ТЕХНИКА, Том 18, № 5, 2016 —



Рис. 2. Емкостной ключ в нижнем положении: a -схема структуры; b -распределение заряда при подаче напряжения и после его снятия [8] *Fig. 2. Capacitor key in the bottom position:* a -*structure;* b -*charge distribution, when the voltage is supplied, and after its removal [8]*



Рис. 3. Зеркальные заряды емкостного ключа в нижнем положении: *a* — схема структуры; *b* — распределение зеркальных зарядов на металлических поверхностях МЭМС-мостика и ВЧ линии [1]

Fig. 3. Mirror charges of the capacitor key in the bottom position: a - structure; b - distribution of the mirror charges on the metal surfaces of the MEMS bridge and the HF line [1]



Рис. 4. Расчетная ВФХ МЭМС-ключа без заряда и с плотностью ловушек $D_c = 0.3 \cdot 10^{12}$ /см и $1.2 \cdot 10^{12}$ /см [8]

Fig. 4. Calculated capacity-voltage characteristic (CVC) of the MEMS key without a charge and with the density of traps $D_c = 0.3 \cdot 10^{12}$ /cm and $1.2 \cdot 10^{12}$ /cm [8]

где $Q = CV + Q_{imag}$, $E = V/g + Q_{imag}/\varepsilon$, $Q_{imag} = Q_{die}Q_{rat}$ Здесь Q — заряд на балке; E — на-

пряженность электрического поля, соответствующая подаваемому напряжению V; C — емкость системы балка — управляющий электрод; g зазор между балкой и электродом; с — диэлектрическая проницаемость; *Q_{imag}* — зеркальный заряд на поверхности мембраны, зависящий от положения мембраны; Q_{die} — заряд в диэлектрике; Q_{rat} — заряд на металлической мембране, выраженный в относительных единицах. Для равномерного распределения заряда в диэлектрике $Q_{rat} \leq 0,5$ и может быть рассчитано в предположении, что слой заряда сосредоточен в центре диэлектрика.

Тогда

$$Q_{rat} = \frac{C_{top}}{C_{top} + C_{bottom}}$$

где C_{top} — емкость между слоем заряда и поверхностью мембраны; C_{bottom} — емкость между слоем заряда и нижним электродом.

Когда ключ находится в верхнем положении, значение зеркального заряда на поверхности мембраны очень мало (поскольку $C_{top} \ll C_{bottom}$), но оно становится сравнимым со значением $Q_{die}/2$, когда ключ оказывается в нижнем положении, а заряд равномерно распределен в диэлектрике. Для последовательных ключей с воз-

душным зазором 0,5 мкм между мембраной и нижним электродом $Q_{rat} \ll 1$, и, следовательно, зеркальный заряд и результирующая сила, действующая на мембрану, незначительны.

Используя двумерное электромеханическое моделирование, автор работы [8] рассчитал, что плотности ловушек $D_c = 10^{12}/\text{сm}^2$ достаточно для перехода емкостного МЭМС-ключа в нижнее положение. Расчетная вольт-фарадная характеристика (ВФХ) показана на рис. 4. Плотность ловушек в большинстве слоев Si₃N₄ диэлектрика, изготовленных по PECVD¹-технологии, составляет (0,4...5) · 10¹²/см² [9], и, таким образом, качество слоя Si₃N₄ является определяющим для надежной работы.

В случае модели Франкеля—Пула инжекция заряда экспоненциально зависит от напряжения, и

¹ PECVD (plasma-enhanced chemical vapor deposition) — осаждение из газовой фазы, усиленное плазмой.



Рис. 5. Измеренное число циклов работы емкостных ключей в зависимости от приложенного напряжения (толщина Si_3N_4 100 нм) [5] Fig. 5. The measured number of the operation cycles of the capacitor keys depending on voltage (thickness of Si_3N_4 is 100 nm) [5]

при уменьшении напряжения включения на 6 В время жизни ключа десятикратно возрастает (рис. 5) [5]. Однако это не означает, что необходимо создавать ключи с малым коэффициентом жесткости и низким напряжением включения, так как такие электростатические конструкции имеют низкое значение силы упругости, которая возвращает конструкцию в исходное состояние. Оптимальное значение напряжения включения составляет 25...35 В.

Способы решения проблемы зарядки диэлектрического слоя

Использование различных диэлектриков. Эффект зарядки может быть минимизирован при использовании SiO₂ в качестве диэлектрика. Известно, что SiO₂, полученный по PECVD-технологии, имеет гораздо более низкую плотность ловушек, чем Si₃N₄, полученный по той же технологии [6], это приводит к уменьшению заряда диэлектрика в ем-

костных ВЧ МЭМС-ключах. К недостаткам SiO₂ можно отнести увеличение емкости в нижнем состоянии вследствие более низкой диэлектрической проницаемости оксида. Это приемлемо для частот 10...120 ГГц, где отношение емкостей, равное 30...40, приводит к достаточно хорошей изоляции. Кроме того, при использовании технологии "переноса" подложки слой Si₃N₄ или SiO₂ может быть нанесен на управляющий электрод по высокотемпературной LPCVD¹-технологии. В этом случае управляющий электрод необходимо сформировать из высоколегированного поликремния для совместимости с LPCVD-слоями [1]. В результате получаются диэлектрические слои с очень низкой плотностью ловушек.

Использование биполярной актюации. Другим решением проблемы зарядки диэлектрического слоя представляется использование для управления емкостным МЭМС-ключом биполярного напряжения (рис. 6). Электростатическая сила, действующая на мостик (или кантилевер), пропорциональна квадрату напряжения, и, следовательно, биполярное напряжение будет всегда приводить к постоянной силе притяжения обкладок. Полярность напряжения следует изменять при каждом срабатывании переключателя или во время удержания ключа в нижнем положении (рис. 6). Механическая сила уменьшается до нуля в момент перехода между уровнями (+V) и (-V), но подвижная МЭМС-структура не успевает реагировать на это изменение, если переход происходит за 20...100 нс. Если меандр выбран так, что его период намного меньше, чем время зарядки диэлектрического слоя, то диэлектрик не будет заряжаться, и надежность переключателя будет значительно повышена. Типичная частота меандра для такого случая составляет ~5...20 кГц, а время перехода — 20 нс. Стоит отметить, что механизмы инжекции/рассасывания заряда в случае положительного и отрицательного напряжения смещения не идентичны. В конечном итоге это приведет к инжекции результирующего заряда внутрь диэлектрика. Тем не менее сотрудники из лаборатории Линкольна и из университета Мичигана [1] показали, что биполярная актюация приводит к значительному повышению надежности в случае использования форм сигнала, изображенных на рис. 6, a и рис. 6, b соответственно.

При использовании формы сигнала, изображенной на рис. 6, *b*, возникает ряд проблем. Им-



Рис. 6. Использование биполярного напряжения как способа решения проблемы зарядки диэлектрического слоя: *a* — разработка лаборатории Линкольна; *b* — разработка университета Мичигана [1]

Fig. 6. Use of the bipolar voltage as a method to solve the problem of charging of the dielectric layer: a - Lincoln Laboratory; b - University of Michigan [1]

¹ LPCVD (low pressure chemical vapor deposition) — осаждение из газовой фазы при пониженном давлении.



Рис. 7. Улучшенная конструкция ВЧ МЭМС-ключа с минимальной вероятностью зарядки диэлектрика [1] Fig. 7. Improved design of the RF MEMS key with a minimal probability of charging of the dielectric [1]

пульс тока $I = C\Delta V/\Delta T$ будет попадать в ВЧ линию каждый раз при смене полярности. Для $C_d = 2 \ \Pi \Phi$, $|\Delta V| = 30 \ B u \Delta T = 60$ нс наведенный ток $|I| = 1 \ MA$. Импульс тока 1 мА делится поровну между левой и правой частями ВЧ линии и формирует импульс напряжения амплитудой 25 мВ для нагрузки 50 Ом. Поскольку частота меандра составляет 5...20 кГц, это приводит к значительной генерации НЧ шумов в радиолокационной или телекоммуникационной системе. Тем не менее, если управляющие электроды изолированы от ВЧ линии, например, с помощью упоров (рис. 7), то биполярный сигнал (рис. 6, *b*) может быть хорошим решением для повышения надежности переключателя.

Использование боковых управляющих электродов и других нетиповых конструкций. На рис. 7 представлена конструкция, которая может решить проблему зарядки диэлектрика. Управляющие электроды расположены по бокам "емкостной" контактной области, и на них подаются комплементарные напряжения смещения. В силу симметрии напряжение на емкостном электроде всегда равно нулю. Центральный диэлектрический слой может состоять из слоя Si₃N₄, полученного по PECVDтехнологии или любого другого материала с высокой диэлектрической проницаемостью и большой плотностью ловушек. Диэлектрический слой на управляющих электродах состоит из SiO₂, полученного по PECVD-технологии (или высокотемпературной LPCVD-технологии, если переключа-

тель формируется на кремниевой пластине). В такой конструкции мембрана должна быть достаточно жесткой, чтобы тянущая сила на управляющих электродах эффективно преобразовывалась в силу над центральной контактной областью. Это можно осуществить с помощью толстой мембраны с низкими остаточными напряжениями [1], при этом необходимо, чтобы центральная контактная область была расположена выше, чем управляющие электроды. Если требуется максимально плотное касание (для обеспечения

максимально возможной емкости), то на центральный электрод можно подать небольшое напряжение (4...6 В). Кроме того, мембрана или консоль может быть сконструирована таким образом, чтобы она не касалась управляющих электродов, как и в случае большинства последовательных контактных МЭМС-ключей. Для этого можно использовать диэлектрические или металлические упоры.

Проблему зарядки диэлектрика можно решить при использовании тепловой, магнитной или пьезоэлектрической актюации. Однако если требуется удерживающее напряжение (например, чтобы удержать ключ в нижнем положении при отключении подачи тепловой энергии), то необходимо учитывать зарядку диэлектрика.

Если проблема зарядки диэлектрика решена, то надежность емкостных МЭМС-переключателей ограничивается залипанием контактов из-за наличия водяного пара. Поверхностное натяжение паров воды на подложке очень высоко, поэтому необходимо, чтобы ключи работали в сухой воздушной среде или инертной среде (азот, аргон и т. д.). В связи с этим для обеспечения высокой надежности емкостного МЭМС-переключателя его помещают в герметичный корпус. Изделия должны корпусироваться в чистых комнатах, поскольку они не будут работать, если органические загрязнители присутствуют под переключающим подвижным элементом или вокруг него.

Механизмы деградации контактных МЭМС-ключей

Механизмы деградации контактных ключей малой мощности обусловлены повреждением, точечной коррозией и задубливанием области между верхним и нижним металлическими контактами под действием ударных сил (рис. 8). Точечная коррозия и задубливание появляются, когда два металла контактируют с большим усилием в одном и том же месте, что значительно уменьшает площадь контакта и, следовательно, увеличивает контакт-



Рис. 8. Контактная область контактного МЭМС-ключа: a - bes деградации; b - c точечной коррозией; <math>c - c задубливанием золотого контакта под воздействием низких токов и высоких напряжений управления (контуры на рис. c отображают твердость, измеренную с помощью зонда ACM) [10]

Fig. 8. Contact area of the contact MEMS key: a — without degradation; b — with a dot corrosion; c — with hardening of the gold contact under the influence of low currents and high control voltages (contours in fig. c display the hardness measured by means of AFM probe) [10]

ное сопротивление переключателя. Другие механизмы деградации характеризуются наличием органогенных отложений и загрязнений вокруг зоны контакта, но влияние данных факторов можно снизить, если корпусировать ключи в чистых помещениях. Было установлено [1], что между контактирующими слоями металлов формируется тонкий диэлектрический слой, т. е. в цепи появляется последовательно включенный конденсатор. Механизм данного явления сложен и до сих пор находится в стадии исследования.

Атомно-силовой микроскоп (ACM) и растровый электронный микроскоп (РЭМ) являются удобными инструментами диагностики деградации контактных ключей. Твердость контактной области можно измерять с помощью ACM, а РЭМ позволяет выявлять точечную коррозию. С помощью Оже-спектрометра можно определить химический состав материалов в области деградации.

Деградация характеризуется заметным возрастанием контактного сопротивления — от 0,5 до 2 Ом и последующим более резким возрастанием от 5 до 20 Ом (рис. 9). Когда контактное сопротивление превышает 5 Ом, вносимые потери возрастают до -0,5 дБ. Деградация сопротивления, а значит, и деградация контакта, не определяются механизмом актюации, а сильно зависит от контактирующих материалов. В случае электростатической актюации надежность можно повысить подстройкой формы импульса напряжения включения для снижения энергии удара и, как следствие, уменьшения точечной коррозии и задубливания контактной области (рис. 10) [10].

В контактных ключах часто наблюдается залипание контактов. Известны два механизма этого явления. *Первый механизм* обусловлен электростатическим типом актюации и подробно изложен выше. Однако для большинства конструкций последовательных ключей залипания не происходит, поскольку управляющие электроды не касаются подвешенной балки или кантилевера. *Второй механизм* залипания обусловлен эффектами микросварки и переноса материала в приконтактной области при коммутации больших токов.

Строгая модель контактной области требует точного профиля поверхности в момент удара контактов. Можно предположить, что выступов шероховатости контактной поверхности скорее всего будет мало (менее 10) и радиусы наконечников будут равны 50...200 нм. Исследуемая модель [11] профиля контакта состоит либо из одного выступа (модель одного контакта) с радиусом 0,1 мкм и высотой 0,25 мкм, либо из пяти выступов (расположенных примерно в 0,2 мкм друг от друга) с радиусом 0,1 мкм и высотой 0,25, 0,23, 0,21, 0,19 и 0,17 мкм. Число контактных точек в зависимости от приложенной силы можно определить, исполь-



Рис. 9. Зависимость сопротивления от числа циклов переключения для ключа с контактной областью из золота при токе 4 мА [10] Fig. 9. Dependence of the resistance on the number of the switching cycles for a key with the contact area from gold at the current of 4 mA [10]



Рис. 10. Подстройка формы импульса напряжения включения для повышения надежности [10]

Fig. 10. Adjustment of the impulse form of the turn-on voltage for increasing the reliability [10]

зуя упругопластическую модель контакта шероховатой поверхности с плоской поверхностью. Эта модель была предложена Эцио [12] и является уточнением модели Гринвуда и Вильямсона [13]. Выступы рассматриваются независимо друг от друга, т. е. в предположении, что нагрузка на один выступ не влияет на деформацию другого. На рис. 11 показано изменение радиусов золотых контактов в зависимости от контактной силы для модели с пятью выступами. Сила 100 мкН приводит к полному контакту всех пяти выступов с контактными радиусами в 80 нм. В случае использования модели одного контакта радиус составляет 0,125 мкм. При 200 мкН и выше эта модель сводится к простой модели жесткого контакта, как будет показано ниже.

При возникновении больших контактных сил можно использовать чисто пластическую модель. Для контактной силы *F* и твердости материала *H* площадь контактной области *A* будет определяться выражением [1]

$$A = \pi r^2 = \frac{F}{Hn},\tag{1}$$



Рис. 11. Контактная область: *а* — РЭМ-изображение; *b* — схематическое изображение модели; *с* — расчетная зависимость контактного радиуса от приложенной силы в случае золотого контакта [11]

Fig. 11. Contact area: a - REM image; b - model image; c - calculated dependence of the contact radius on the applied force in case of a gold contact [11]

где *r* — контактный радиус; *n* — эмпирический коэффициент, который определяется материалом и стремится к 1 для чистых поверхностей.

Уравнение (1) также является определением твердости материала по Мейеру [14] и может быть представлено в виде

$$H=\frac{F}{nA}.$$

Твердость гальванизированного и напыленного золота составляет соответственно 1 и 3 ГПа (типичное значение в справочниках — 2 ГПа). Важно отметить, что значение твердости тонкопленочных материалов на подложке скорее ближе к значению твердости подложки, нежели к значению твердости самого материала. Это происходит потому, что полная пластическая деформация зависит от твердости подложки на расстоянии ~3r, где r — контактный радиус. Таким образом, для оптимальной работоспособности конструкции с контактной силой 100 мкН и контактным радиусом 0,12 мкм на кремниевую подложку следует нанести золотое покрытие толщиной не менее 0,4 мкм.

Контактное сопротивление для случая пластической деформации является стандартным максвелловским сопротивлением растекания, которое также называется сжимающим сопротивлением [1]:

$$R = \frac{\rho}{\pi r} \sim A^{-0.5},\tag{2}$$

где р — удельное сопротивление металла контактной области.

Если сила достаточно велика для создания более чем одной контактной точки, то необходимо использовать модель максвелловского сопротивления растекания, так как область становится достаточно большой. Сопротивление нескольких контактов можно рассчитать, если предположить, что каждый из них работает независимо и параллельно (оценка снизу) или с учетом эквивалентной площади круглой контактной области, равной суммарной площади всех проводящих точек (оценка сверху). Согласно пластической модели при силе 100 мкН для напыленного золота контактный радиус составляет 0,127 мкм при контактном сопротивлении 80 мОм. Это хорошо согласуется с упругопластическими расчетами [11]. Для силы в 1 мН контактный радиус напыленного золота составляет 0,4 мкм, а контактное сопротивление — 25 мОм. Измеренное контактное сопротивление толстого слоя гальванизированного золота составляет 10...15 мОм при силе 1 мН вследствие своей низкой твердости [15].

Контактное сопротивление связано с контактной силой выражением

$$R \sim F^{-b}.$$
 (3)

Так как выступы поверхности прижимаются друг к другу, создавая электрический контакт (упругий случай), то согласно модели контактов Холма параметр b = 1/3. В пластическом случае, как видно из (1) и (2), b = 1/2. При более высоких значениях силы сопротивление определяется загрязнением поверхности и коэффициент b стремится к 1 [14]. Это так называемый сжимающий случай. Он характерен для крупных силовых твердосплавных выключателей, которые имеют тенденцию к росту диэлектрических пленок и эксплуатируются в негерметичной среде. В работах [16, 17] сообщается, что для соединения AuNi₅ b = 1/3 во всем диапазоне (вплоть до миллиньютонов). Однако авторы работы [18] четко определили для золотого контакта переход между упругой и пластической моделями. Разночтения, вероятно, связаны с качеством поверхности исследуемых материалов.

На рис. 12 и 13 представлены зависимости измеренного сопротивления контакта из золота, из AuNi₅ и из родия от приложенной силы. Контактное сопротивление золота было измерено при различных уровнях тока и составляет 70...100 мОм для контактной силы выше 80 мкН [19]. Измеренное контактное сопротивление золота очень медленно уменьшается с изменением контактной силы, что не соответствует уравнению (3). Скорее всего, это связано с морфологией поверхности контактной области [19]. Согласно [17] значение контактного сопротивления золота и AuNi₅ при силе 100...500 мкН



Рис. 12. Зависимость измеренного контактного сопротивления от приложенной силы для золота [16]

Fig. 12. Dependence of the contact resistance on the applied force for gold [16]



Рис. 13. Зависимость измеренного контактного сопротивления от контактной силы для золота, AuNi₅ и родия [16]

гораздо ниже, чем значения, приводимые в литературе. Это может быть связано со спецоперациями очистки области контакта перед измерением сопротивления. Очевидно, что золото и AuNi₅ подходят для диапазона контактных сил 80...500 мкH, а родий хорошо подходит для конструкций с большими значениями контактной силы.

В целом, измеренное контактное сопротивление переключателей на основе золота составляет 0,15...0,4 Ом при силе 80...200 мкН. Причина этого увеличения не очень хорошо изучена, но оно возникает во всех измерениях. Способ очистки золотых контактов, наличие загрязняющих веществ и т. п. — все это влияет на контактное сопротивление. Вероятными причинами могут быть также абсорбция углеводородов в контактном слое [20] и наличие поверхностных загрязнений даже на "чистых" золотых поверхностях. Другое объяснение заключается в том, что площадь контакта быстро покрывается тонким слоем диэлектрика или в том, что происходит перенос материала между контактными слоями, в результате чего площадь контакта становится намного меньше 0,1 мкм при малом значении контактной силы. Хорошо проработанной универсальной модели для контактной области просто не существует, и потому эта тема в настоящее время активно исследуется.

Для металлических контактов хорошо подходят рений и золото-палладиевый сплав [21]. Эти материалы напыляются или осаждаются гальванически поверх золотого или вольфрамового подслоя. Они жестче чистого золота и имеют более высокую температуру плавления. Характеристики этих соединений сильно зависят от методов осаждения. В результате можно получить контактное сопротивление 0,5...3 Ом для контактной силы 0,2...2 мН. Выбор материала контактов сильно зависит от конструкции микромеханического ключа и области его использования.

Проблема выбора материала для контактов

При конструировании контактных ключей необходимо обратить особое внимание на область контактов. Большие контактные области соответствуют более низким значениям сопротивления и температуры контакта. Реальная площадь контакта в этом случае определяется прежде всего приложенной силой и твердостью материала контактов во время пластической деформации, а также его устойчивостью к формированию поверхностных слоев. Как было показано выше, рассчитанный радиус контактной области между двумя чистыми поверхностями золота с контактным сопротивлением 70 мОм составляет 0,125 мкм, что является ничтожной частью всей области физического контакта.

Вторым важным объектом анализа является сила адгезии контактирующих металлов. Ее необходимо скомпенсировать, чтобы разделить металлы после отключения управляющего напряжения. Эта сила зависит от режима работы. Когда две контактных поверхности сближаются, первое взаимодействие происходит на выступах, которые располагаются выше средней поверхности плоскости контактов. Первоначальный контакт эластичен по своей природе и проявляет хорошо изученное электромеханическое поведение [14]. Поскольку температура контактной области увеличивается (размягчение металла), выступы поверхности начинают постепенно деформироваться, и их поведение можно описать моделью "слабой" пластичности. Такое поведение является более сложным, чем при упругом контакте и, как правило, характеризуется эмпирическими моделями [14]. Поскольку плотность тока и температура продолжают расти, материал контактов начинает необратимо плавиться и деформироваться. Это явление называют "сильным" пластическим поведением, оно губительно для контактов.

Fig. 13. Dependence of the contact resistance on the contact force for gold, $AuNi_5$ and rhodium [16]

Измерения показывают [1], что силы адгезии, возникающие после пластической деформации, прежде всего связаны со структурой металла и геометрией контактной зоны. Это те силы, которые требуется преодолеть, чтобы разорвать атомарно связанные металлы в пластически деформированной области. Таким образом, можно сделать вывод, что силы адгезии связаны с кристаллической структурой используемого металла. Золото обладает гранецентрированной кубической кристаллической структурой, что приводит к очень сильной адгезии (второй по силе после тетрагональной). Тем не менее, температура плавления золота достаточно высока в сравнении с температурой плавления других мягких металлов (с таким же значением коэффициента адгезии), что позволяет коммутировать большие токи.

Взаимосвязь между атомарной структурой металлов и их коэффициентами адгезии и твердости приводит к приближению, описанному в работе [14]: сила адгезии составляет порядка 40 % от силы прижима, если движение осуществляется перпендикулярно контактной поверхности. Площадь пластически деформированной контактной области обратно пропорциональна твердости материала, а прочность на разрыв — прямо пропорциональна [22]. Таким образом, в первом приближении, предполагая, что достигнут режим пластической деформации, можно исключить из рассмотрения твердость материала. Это означает, что при сопоставимых режимах эксплуатации мягких и твердых металлов твердый металл будет обладать более высокой адгезией, поскольку требуется большая сила для выполнения условия пластической деформации и низкого контактного сопротивления.

Было показано, что твердые металлы (такие, как родий) имеют меньшую адгезию по сравнению с золотом при сравнимых уровнях силового воздействия [23]. Родий, металл с гранецентрированной кубической решеткой, обладает более высоким контактным сопротивлением. Из основных свойств материала видно, что у родия вдвое больше твердость и удельное сопротивление по сравнению с золотом. В результате этого контактное сопротивление в четыре раза выше для той же силы. Вместе с тем, у золота коэффициент адгезии в 3,6 раза больше, чем у родия. Это приводит к очень схожему поведению обоих материалов в условиях пластической деформации.

МЭМС-переключатели созданы и используются ведущими фирмами в двух диапазонах контактных сил: 1...2 мН ("Omron", "Cronos") и 50...200 мкН ("Rockwell", "Radant MEMS", "Motorola", "Michigan", "Microlab", "Samsung"). При больших силах прижатия адгезия не имеет значения, потому могут быть использованы более твердые металлы. Недостатком в этом случае является увеличение сопротивления коммутатора (при той же контактной силе), что может быть неприемлемо для работы на высокой мощности. Одно из возможных решений состоит в использовании двух или трех параллельных контактов, как в случае с переключателем компании "Radant MEMS". Вместе с тем, в конструкциях с малым уровнем силы нужно делать больший упор на контактные силы и силы адгезии. Необходимо убедиться, что выполняется условие сильной упругой (или пластической) деформации, так как это имеет определяющее значение для обеспечения низкого контактного сопротивления. В этом случае для переключателей с небольшими силами предпочтительны мягкие металлы для достижения малых адгезионных сил при таких же значениях сопротивлений.

Таким образом, в конструкциях с большими силами, например в традиционных реле, лучше выбирать твердые металлы; тогда как для ключей с малыми силами при выборе материала нужно учитывать его твердость, адгезию, а также режимы работы (токи и температуры). Золото в данном случае является хорошим компромиссом, потому что имеет малую твердость, низкое контактное сопротивление и высокую температуру плавления для мягкого металла и сопротивляется образованию поверхностного слоя. Большинство коммутаторов с контактными силами 40...100 мкН используют чистое золото или золотой сплав, за исключением компании "Radant MEMS", которая использует тугоплавкий сплав собственной разработки.

Заключение

Основным механизмом деградации емкостных МЭМС-переключателей является зарядка диэлектрика. В контактных ключах имеет место целый комплекс механизмов, доминирование его составляющих определяется коммутируемой мощностью.

При малых мощностях деградация в основном обусловлена точечной коррозией, задубливанием, ударной ионизацией и образованием диэлектрического слоя в области контакта металл. — металл. При средних и высоких мощностях ограничение надежности связано с повышением температуры в области контакта, переносом материала между анодом и катодом, а также высокой плотностью тока в контактной области. Согласно работе [1] основные эффекты, приводящие к деградации (зарядка диэлектрика, точечная коррозия, задубливание, образование диэлектрического слоя и др.), обычно проявляют себя на первом миллиарде переключений.

У емкостных ключей при коммутации средних и высоких уровней мощности рост температуры минимален, поэтому их отказы скорее всего связаны с высокой плотностью тока в тонкой металлической подвижной структуре. Контактные и емкостные ключи быстро выходят из строя при корпусировании в негерметичной среде из-за присутствия влаги и загрязняющих веществ. Если решить проблему зарядки диэлектрика или выбрать подходящий контактный металл и значение контактной силы, то герметично корпусированный МЭМС-ключ будет способен безотказно работать более чем на 10¹¹ циклах при низких уровнях мощности и более чем на 10⁹ циклах при средних уровнях мощности. Анализ механизмов отказа контактных ключей на высоких мощностях до сих пор находится в стадии исследований.

По состоянию на конец 2014 г. компания "Radant MEMS" разработала ключ, способный стабильно работать на протяжении более 10¹⁰ циклов, при этом коммутируемая мощность в холодном режиме переключения составляет 4 Вт.

Список литературы

1. **Rebeiz G. M.** RF MEMS theory, design, and technology. Hoboken: John Wiley & Sons. 2003.

2. Blaise G. and Le-Gressus C. Charging phenomena, dielectric relaxation processes and breakdown of oxides // IEEE 1990 Annual Report: Conference on Electrical Insulation and Dielectric Phenomena, New York, October 1990. P. 231–236.

3. **Blaise G.** Charge trapping in thin SiO_2 layers: Application to the breakdown of MOS // IEEE 1996 Annual Report: Conference on Electrical Insulation and Dielectric Phenomena, Millbrae, October 1996. P. 24–27.

4. Wolters D. R., VanderShoot J. J. Dielectric breakdown in MOS devices // Philips Journal of Research. 1985. Vol. 40. 115 p. (part 1), 137 p. (part II), 164 p. (part III).

5. Goldsmith C., Ehmke J., Malczewski A. et al. Lifetime characterization of capacitive RF MEMS switches // IEEE MTT-S International Microwave Symposium, Phoenix, May 2001. P. 227–230.

6. Sze S. M. Physics of Semiconductor Device. New York: John Wiley & Sons. 1981.

7. **Blaise G., Sarjeant W. J.** Space charge in dielectrics. Energy storage and transfer dynamics from atomistic to macroscopic scale // IEEE Transactions on Dielectrics and Electrical Insulation. 1998. Vol. 5, N. 5. P. 779–808.

8. **Reid J. R.** Dielectric charging effects on capacitive MEMS actuators // IEEE MTT-S International Microwave Symposium, RF MEMS Workshop, Phoenix, May 2001.

9. **Ma T. P.** Making silicon nitride film a viable gate dielectric // IEEE Transactions on Electron Devices. 1998. Vol. 45, N. 3. P. 680–690.

10. **Mihailovich R. E. and DeNatale J.** Personal communications. Agoura Hills: Rockwell Scientific, 2001.

11. **Majumder S., McGruer N. E., Zavracky P. M.** et al. Measurement and modeling of surface micromachined electrostatically actuated microswitches // International Conference on Solid—State Sensors and Actuators (Transducers 97), Chicago, June 1997. P. 1145–1148.

12. Etsion I., Chang W. R., Bogy D. B. An elastic-plastic model for the contact of rough surfaces // Journal of Tribology. 1988. Vol. 109. P. 257–263.

13. **Greenwood J. A., Williamson J. B. P.** Contact of nominally flat surfaces // Proceedings of the Royal Society. 1996. Vol. A295. P. 300—319.

14. Holm R. Electric Contacts. Berlin: Springer–Verlac, 1968. 15. Wright J. A., Tai Y. C. Magnetostatic MEMS relays for the miniaturization of brushless DC motor controllers // 12th IEEE International Conference on Microelectromechanical Systems, January 1999. P. 594–599.

16. **Schimkat J.** Contact materials for microrelays // 11th IEEE International Conference on Microelectromechanical Systems, Heidelberg, 1998. P. 190–194.

17. Schimkat J. Contact measurements providing basic design data for microrelay actuators // Sensors and Actuators. 1999. Vol. 73. P. 138–143.

18. Kraglick E. J. J., Pister K. S. J. Lateral MEMS microcontact considerations // IEEE Journal of Microelectromechanical Systems. 1999. Vol. 8. P. 264–271.

19. **Hyman D., Mehregany M.** Contact physics of gold microcontacts for MEMS switches // IEEE Transactions on Components, Packaging, and Manufacturing Technology. 1999. Vol. 22, N. 3. P. 357–364.

20. **Smith T.** The hydrophilic nature of a clean gold surface // Journal of Colloid Science. 1990. Vol. 75, N. 1.

21. **Hyman D.** Physics of microcontacts for MEMS relays: thesis for the degree of doctor of philosophy. Case Western Reserve University, 2000.

22. **Courtney T. H.** Mechanical behavior of materials. New York: McGraw-Hill, 1990.

23. **Sharma S. P.** Adhesion coefficients of plated contact materials // Journal of Applied Physics. 1976. Vol. 47, N. 8. P. 3573–3576.

A. V. Lagosh, Assistant, anton.lagosh@gmail.com,

A. V. Korlyakov, D. Sc., Professor, Director of NOTs NT, akorl@yandex.ru,

Federal State Independent Educational Institution of Higher Education

"St. Petersburg State Electrotechnical University (LETI) named after V. I. Ulyanov (Lenin)"

Degradation Mechanisms of RF MEMS Switches

This article presents different degradation mechanisms of RF MEMS switches and describes the main solutions to the problem of dielectric layer charging in the capacitive MEMS switches. It also analyses the task of selection of a material for the contact area in DC-contact MEMS switches and shows that the main degradation mechanism of the capacitive MEMS switches is charging of the dielectric. In DC-contact switches there is a number of degradation mechanisms, and domination of its components is determined by the RF power level.

Keywords: RF, MEMS, switch, actuator, capacitive, DC-contact, degradation

Introduction

Reliability of MEMS switches is important for their long use and it is a subject of intensive research. Reliability of the switches is determined by the material of the metal contact. Reliability of the capacitor switches is limited by charging of the dielectric. Stability of operation of the MEMS switches is influenced by the power of the switched signal.

The mechanical degradation (metal fatigue, fracture) of the micromechanical mobile basis is noticeable at high temperatures. In [1] MEMS switches were tested in normal conditions for 100 billion cycles — a mechanical fracture around the anchors (place of the maximal voltage) was not observed.

Mechanisms of degradation of the capacitor MEMS switches

Reliability of the low-power capacitor switches is determined by the static friction between the layers of the dielectric and metal owing to the big contact area (about $100 \times 100 \ \mu$ m). Basically, the friction is caused by pumping and capture of a charge in the dielectric layer. In recent 20 years the charge capture mechanisms have been actively investigated, because the effect is of great importance for proper operation of MOS transistors.

Three types of traps for capture of the charge carriers in the capacitor MEMS switches are known: traps on the border between the layers of metal and dielectric, in the volume of a dielectric (volume traps) and on the surface of a dielectric (surface traps) (fig. 1).

The following specific features of charging of the dielectrics are singled out [2]:

- charging can be caused by various influences: mechanical, ionizing, thermal or electric;
- negative charges are captured in weak fields (2...5 MV/cm) and released in strong fields, while the capture of the positive charges is observed in strong fields (7...10 MV/cm) [3];
- the areas of the primary capture of the charges are the surfaces and interfaces with the greatest congestion of defects;
- electroconductivity of the dielectric does not determine its ability to be charged. The captured charge is connected not only with the isolating nature of a material (ionic or covalent), but also with the defects caused by the crystallographic structure, or arising after the processing (dislocation, deviation from stoichiometry);
- dielectrics are disrupted in a strong electric field under a rather long influence, at that, a disruption occurs at a certain quantity of the injected charge [4]. For the turn-on voltage of 30...60 V and thickness of

the dielectric of 150 nm, the intensity of the electric field in the dielectric layer can exceed 2...4 MV/cm. In the conditions of such a field the probability of tunneling of a charge into the dielectric via the mechanism of Frankel — Pool [5, 6] or any other mechanisms [7] increases. As soon as the switch appears in the bottom position, the voltage should be reduced to 8...12 V (fig. 1, *b*). When a charge gets into the surface and volume traps of the dielectric can be described on the basis of the model of conductivity [6]. The time of a recombination of the charges is very long — from several seconds up to several days.

Two mechanisms of degradation are known in case of the capacitor switching [8].

The *first one* is realized, when a beam is pressed and then comes back to the top state (irrespective of the po-

larity of the applied voltage). This can be explained by the surface states of the "metal—dielectric" and "dielectric—air" interfaces (fig. 2). The charge is transferred from the metal beam to the surface states of the dielectric and the applied force decreases, therefore, the beam reverts to the original state. After switching-off of the voltage the charge remains on the surface states, because the voltage, necessary for actuation, increases.

The *second* is connected with the injection of the charge into the dielectric layer, and, as a result, the beam remains in the bottom position, even when the voltage disappears completely (sealing) or does not move under the influence of the control voltage. Charge capture in the dielectric leads to occurrence of a mirror charge on the metal surface of the top membrane (MEMS bridge or console) and HF line (fig. 3). The electrostatic force F operating on the bridge, is determined by the following expression [1]

$$F=\frac{QE}{2},$$

where $Q = CV + Q_{imag}$, $E = V/g + Q_{imag}/\varepsilon$, $Q_{imag} = Q_{die}Q_{rat}$.

Here Q — the charge on the beam; E — intensity of the electric field corresponding to the supplied voltage V; C — capacity of the beam-control electrode system; g — gap between the beam and the electrode; ε — dielectric permeability; Q_{imag} — mirror charge on the surface, depending on the membrane position; Q_{die} — a charge in the dielectric; Q_{rat} — a charge on the metal membrane in relative units. For a uniform distribution of the charge in the dielectric $Q_{rat} \leq 0.5$ can be calculated in the assumption, that the charge layer is concentrated in the centre of the dielectric.

Then

$$Q_{rat} = \frac{C_{top}}{C_{top} + C_{bottom}},$$

where C_{top} — capacity between the layer of the charge and the membrane surface; C_{bottom} — the capacity between the layer of the charge and the bottom electrode.

When the key is in the top position, the mirror charge on the membrane surface is very small (because $C_{top} \ll C_{bottom}$), but it becomes comparable with $Q_{die}/2$, when the key appears in the bottom position, and the charge is distributed evenly in the dielectric. For the consecutive keys with the air gap of 0,5 µm between the membrane and the bottom electrode $Q_{rat} \ll 1$, the mirror charge and the resultant force operating on the membrane, are insignificant.

Using 2D electromechanical modeling, the author [8] calculated that the density of traps $D_c = 10^{12}/\text{cm}^2$ is enough for transition of the capacitor MEMS key to the bottom position. The calculated capacity-voltage characteristic (CVC) is shown in fig. 4. The density of the traps in most layers of Si₃N₄ dielectric, made by

PECVD¹ technology, is $(0,4...5)10^{12}$ /cm² [9], and the quality of Si₃N₄ layer is the factor, which determines the reliability of operation.

For Frankel—Pool model the injection of the charge exponentially depends on the voltage, and in case of reduction of the turn-on voltage by 6V the service life of the key increases 10 times (fig. 5) [5]. However, this does not mean that it is necessary to create keys with a small stiffness coefficient and low turn-on voltage, because such designs have low forces of elasticity, which return the design to the initial state. The optimal turnon voltage is 25...35 V.

Ways to solve the problem of charging of the dielectric layer

Use of various dielectrics. The effect of charging can be minimized due to the use of SiO_2 as the dielectric. It is known, that SiO₂, received by PECVD technology has a lower density of traps, than Si₃N₄, received by the same technology [6]. This leads to a reduction of the dielectric charge in the capacitor RF MEMS keys. Among the drawbacks of SiO₂ we can mention an increase of the capacity in the bottom state owing to a lower dielectric permeability of the oxide. It is acceptable for 10...120 GHz, where the correlation of the capacities equal to 30...40 results in a rather good isolation. Besides, when the technology of a substrate transfer is used, the Si_3N_4 or SiO_2 layer can be deposited on the control electrode by high-temperature $LPCVD^2$ technology. The control electrode should be formed from a high-alloy polysilicon for compatibility with the LPCVD layers [1]. As a result we get dielectric layers with a very low density of the traps.

Use of the bipolar actuation. Another solution to the problem of charging of the dielectric layer is the use of the bipolar voltage for control of the capacitor MEMS key (fig. 6). The electrostatic force operating on the bridge (cantilever) is proportional to the voltage square, and, hence, the bipolar voltage always leads to a constant force of attraction of the facings. The polarity of the voltage should be changed with each operation of the switch or during keeping of the bottom position of the key (fig. 6). The mechanical force decreases down to zero at the moment of transition between the levels (+V) and (-V), but the mobile MEMS structure has no time to react to the change, if transition occurs in 20...100 ns. If the meander is chosen so, that its period is less, than the time of charging of the dielectric layer, the dielectric is not charged, and the reliability of the switch will be raised considerably. Typical frequency of the meander for such a case is ~5...20 kHz, and the transition time -20 ns. It is necessary to point out that

the mechanisms of injection/resorption of a charge in case of the positive and negative displacement voltage are not identical. In the long run this will lead to injection of the net charge inside the dielectric. Nevertheless, Lincoln Laboratory and University of Michigan [1] demonstrated that a bipolar actuation increased the reliability, if the forms of the signals presented in fig. 6, a and fig. 6, b were used.

The form of the signal presented in fig. 6, *b* causes a number of problems. The impulse of current $I = C\Delta V/\Delta T$ gets into the HF line each time, when the polarity is changed. For C = 2 pF, $|\Delta V| = 30$ V and $\Delta T = 60$ ns, the induced current |I| = 1 mA. The impulse of current 1 mA is shared in fifty-fifty proportion between the left and the right parts, and forms a voltage impulse with an amplitude of 25 mV for the load of 50 Ω . Since the frequency of the meander is 5...20 kHz, this leads to a considerable generation of HF noises in a radar or telecommunication system. Nevertheless, if the control electrodes are isolated from HF line, for example, by means of stops (fig. 7), the bipolar signal (fig. 6, *b*) can be a good solution for increasing the reliability of the switch.

Use of the lateral control electrodes and other untypical designs. Fig. 7 presents a design, which can solve the problem of dielectric charging. The control electrodes are located on each side of the "capacitor" contact area, and the complementary bias voltages are applied to them. Owing to the symmetry, the voltage on the capacitor electrode is always equal to zero. The central dielectric layer can consist from Si_3N_4 , received by PECVD technology, or another material with a high dielectric permeability and density of the traps. The dielectric layer on the control electrodes consists from SiO₂, received by PECVD technology (high-temperature LPCVD technology, if the switch is formed on a silicon plate). In the design the membrane should be rigid enough, so that the pulling force on the control electrodes can be effectively transformed into a force over the central contact area. This can be carried out by means of a thick membrane with low residual voltages [1]. The central contact area should be situated above the control electrodes. If the maximal dense contact is necessary (for the greatest possible capacity), then it is possible to supply a low voltage (4...6 V) to the central electrode. Besides, the membrane or the console can be designed in such a way, that it would not contact the control electrodes, just like in case of most of the consecutive contact MEMS keys. For this purpose it is possible to use a dielectric or metal supports.

The problem of dielectric charging can be solved with the use of the thermal, magnetic or piezoelectric actuation. However, if a sustaining voltage is necessary (for example, for keeping a key in the bottom position, when the thermal energy supply is switched off), the dielectric charging should be taken into account.

If the problem of dielectric charging is solved, the reliability of the capacitor MEMS switches is limited by

 $^{^1}$ PECVD (plasma-enhanced chemical vapour deposition) — sedimentation from the gas phase, strengthened by plasma.

 $^{^2}$ LPCVD (low pressure chemical vapor deposition) - sedimentation from a gas phase at the lowered pressure.

sealing of the contacts because of the water vapor. The surface tension of the water vapors on a substrate is very high, therefore, the keys should work in a dry air or inert environment (nitrogen, argon). For higher reliability of the capacitor MEMS switch, it is placed in a tight case. The products should be assembled in clean rooms, because possible pollutants under the switching mobile element or round it will not let them work.

Degradation mechanisms of the contact MEMS keys

Mechanisms of degradation of the low power contact keys are caused by damage, dot corrosion and hardening of the areas between the top and the bottom metal contacts under the influence of the shock forces (fig. 8). Dot corrosion and hardening appear, when two metals contact each other with a big effort in the same place, which reduces the contact area and, hence, increases the contact resistance of the switch. The other mechanisms of degradation are characterized by the presence of the organogenic sediments and pollution round the contact zone, but their influence can be lowered, if the keys are assembled in clean premises. It was established [1], that between the contacting layers of metals a thin dielectric layer was formed, i.e. an in-series condenser appeared in the circuit. The phenomenon of the mechanism is complex and now it is still in the research stage.

Atomic-force microscope (AFM) and raster electronic microscope (REM) are convenient tools for diagnostics of the degradation of the contact keys. The hardness of the contact area can be measured by means of AFM, while REM allows us to reveal the dot corrosion. By means of Auger spectrometer it is possible to determine the chemical composition of the materials in the area of degradation.

The degradation is characterized by an appreciable increase of the contact resistance — from 0,5 up to 2 Ω and a subsequent even sharper increase from 5 up to 20 Ω (fig. 9). When the contact resistance exceeds 5 Ω , the brought losses increase up to -0.5 dB. The degradation of the resistance, and, hence, of a contact, is not determined by the actuation mechanism, but depends on the contacting materials. In case of an electrostatic actuation the reliability can be raised by adjustment of the form of the impulse of the turn-on voltage — for decreasing of the impact energy and reduction of the dot corrosion and hardening of the contact area (fig. 10) [10].

In the contact keys sealing of contacts is observed. Two mechanisms of the phenomenon are known. *The first mechanism* is caused by the electrostatic type of actuation and described in detail above. However in most of the designs of the consecutive keys sealing does not occur, because the control electrodes do not touch the suspended beam or cantilever. *The second mechanism* of sealing is caused by the effects of microwelding and transfer of the material in the near-contact areas during switching of high currents.

A strict model of the contact area demands an exact profile of the surface at the moment of blow of the contacts. It is possible to assume, that most likely there are only few ledges of roughness of the contact surface (less than 10) and the radiuses of the tips are equal to 50...200 nm. Model [11] of the profile of the contact consists of one ledge (one contact model) with the radius of 0,1 µm and height of 0,25 µm, or from five ledges (located approximately at 0,2 µm distances from each other) with the radius of $0,1 \ \mu m$ and height of 0,25, 0,23, 0,21, 0,19 and $0,17 \mu m$. The number of the contact points depending on the applied force can be defined, using the elastoplastic model of contact of a rough surface with a flat surface. This model was proposed by Ezio [12] and it is a specification of the model of Greenwood and Williamson [13]. The ledges are considered independently from each other in the assumption, that a load on one ledge does not influence deformation of the other. Fig. 11 presents changes of the radiuses of gold contacts depending on the contact force for a model with five ledges. Force of 100 μ N leads to a full contact of all the five ledges with the contact radiuses of 80 nm. In the case of a one contact model the radius is 0,125 μ m. At 200 μ N and over the model is reduced to a simple model of the rigid contact, as shown below.

If big contact forces occur, it is possible to use a purely plastic model. For the contact force F and hardness of material H the contact area A is defined by the following expression [1]

$$A = \pi r^2 = \frac{F}{Hn},\tag{1}$$

where r — is the contact radius; n — empirically determined coefficient, which is defined by the material and tends to 1 for the clean surfaces.

The equation (1) is also a definition of a material hardness by Meyer [14] and can be presented as

$$H = \frac{F}{nA}$$

The hardness of the galvanized and deposited gold equals accordingly to 1 and 3 GPa (typically – 2 GPa). It is important, that hardness of the thin-film materials on a substrate is more likely closer to the hardness of the substrate, rather than to the hardness of the material. This occurs because a full plastic deformation depends on the hardness of a substrate at the distance of $\sim 3r$, where *r* is the contact radius. Thus, for the optimal operability of a design with the contact force of 100 μ N and radius of 0,12 μ m it is necessary to deposit a gold coating with thickness not less than 0,4 μ m on a silicon substrate.

The contact resistance for a plastic deformation is a standard Maxwell resistance of spreading, which is also called a compressing resistance [1]:

$$R = \frac{\rho}{\pi r} \sim A^{-0.5},\tag{2}$$
where ρ — is the specific resistance of the metal of the contact area.

If the force is great, for creation of more than one contact point it is necessary to use the model of Maxwell spreading resistance, because the area is rather big. Resistance of several contacts can be calculated, if we assume, that each of them works independently and in parallel (an estimation from below) or taking into account the equivalent area of the round contact area equal to the total area of the conducting points (an estimation from above). According to the plastic model, at the force of 100 μ N for the deposited gold the contact radius is 0.127 μ m at the contact resistance of 80 m Ω . This agrees well with the elastoplastic calculations [11]. For the force of 1 mN the contact radius of the deposited gold is 0,4 μ m, and the contact resistance is 25 m Ω . The measured contact resistance of a thick layer of the galvanized gold equals to $10...15 \text{ m}\Omega$ at force of 1 mNowing to its low hardness [15].

The contact resistance is connected with the contact force by the following expression

$$R \sim F^{-b}.$$
 (3)

Since the surface ledges press themselves to each other, creating an electric contact (an elastic case), according to Holm model of the contacts, parameter b = 1/3. In the plastic case, as seen in (1) and (2), b = 1/2. At a higher force the resistance is determined by pollution of the surface and coefficient *b* tends to 1 [14]. This is a compressing case. It is typical for large power hard-alloy switches, which tend to the growth of the dielectric films and are operated in an untight environment. In [16, 17] it was reported, that for compound AuNi₅ b = 1/3 in all the range (up to millinewtons). However, in [18] the transition between the elastic and the plastic models for the gold contact was accurately defined. The discrepancies are most likely due to the quality of the researched materials.

Fig. 12 and 13 present the dependences of the resistance of the contacts from gold, AuNi₅ and rhodium on the applied force. The contact resistance of gold was measured at various levels of current and was equal to 70...100 m Ω for the contact force exceeding 80 μ N [19]. The measured contact resistance of gold decreases slowly with a change of the contact force, which mismatches the equation (3). Most likely, this is due to the morphology of the contact area [19]. According to [17], the contact resistance of gold and AuNis at the force of 100...500 μ N is much lower, than it is presented in literature. This can be connected with operations of cleaning of the contact area before measurement of the resistance. It is obvious, that gold and AuN is suit for the range of the contact forces of $80...500 \text{ }\mu\text{N}$, while rhodium suits well for the designs with great values of the contact force.

In general, the contact resistance of the switches on the basis of gold equals to $0,15...0,4 \Omega$ at the force of

 $80...200 \mu$ N. The reason for this increase has not so well been studied, but it appears in all the measurements. The method of cleaning of the gold contacts, presence of polluting substances, etc. — all this influences the contact resistance. The probable reasons can also be absorption of the hydrocarbons in the contact layer [20] and presence of the surface pollution even on "clean" gold surfaces. Another explanation is that the contact area quickly becomes covered by a thin layer of a dielectric or there is a transfer of the material between the contact layers, and as a result the contact area becomes considerably less than 0,1 μ m at a small value of the contact force. A well elaborated universal model for the contact area simply does not exist, and consequently this topic is being actively investigated.

Rhenium and gold-palladium alloy are very good for the metal contacts [21]. These materials are sputtered or deposited galvanically over a gold or tungsten intermediate layer. They are more rigid than pure gold and have higher fusion temperature. Characteristics of the compounds strongly depend on the deposition methods. As a result it is possible to get contact resistance of $0,5...3 \Omega$ for the contact force of 0,2...2 mN. The choice of a material for the contacts strongly depends on the design of a micromechanical key and the area of its application.

Problem of selection of a material for the contacts

During designing of the contact keys it is necessary to pay attention to the area of the contacts. Big contact areas correspond to the lower values of the resistance and contact temperatures. The real contact area is determined, first of all, by the applied force and hardness of the contact material during the plastic deformations, its stability to formation of the surface layers. As it was shown above, the calculated radius of the contact area between two clean surfaces of gold with the contact resistance of 70 m Ω equals to 0,125 µm, which is an insignificant part of all the area of the physical contact.

The second important object of the analysis is the force of adhesion of the contacting metals. It has to be compensated for in order to divide metals after switching-off of the control voltage. This force depends on the operating mode. When two contact surfaces approach each other, the first interaction occurs on the ledges, which are higher than the average surface of the plane of contacts. The initial contact is elastic and demonstrates a well studied electromechanical behavior [14]. As the temperature of the contact area increases (metal softening), the surface ledges are gradually deformed, and their behavior can be described by the model of "a weak" plasticity. Such a behavior is more complex, than in case of an elastic contact and is characterized by the empirical models [14]. Since the current density and temperature continue to grow, the material of the contacts irreversibly melts and is deformed. This is called "a strong" plastic behavior, and it is pernicious for the contacts.

Measurements show [1], that after a plastic deformation the forces of adhesion, first of all, are connected with the structure of metal and the geometry of the contact zone. It is necessary to overcome these forces in order to break the atomic-bonded metals in the plastically deformed area. Thus, it is possible to draw a conclusion, that the forces of adhesion are connected with the crystal structure of the metal. Gold has a face-centered cubic arrangement of the crystal structure, which leads to a very strong adhesion (the second by force after the tetragonal one). Nevertheless, the temperature of fusion of gold is rather high in comparison with the temperature of fusion of the other soft metals (with the same value of the adhesion coefficient), which allows to switch big currents.

The interrelation between the atomic structure of metals and their adhesion coefficients and hardness leads to the approach described in [14]: the force of adhesion makes 40 % of the pressing force, if the movement is perpendicular to the contact surface. The area of the plastically deformed contact area is inversely proportional to the hardness of a material, while the breaking strength is directly proportional to it [22]. Thus, in the first approximation, assuming, that a mode of the plastic deformation is reached, it is possible to exclude the hardness of a material from consideration. That means that in case of comparable modes of operation of the soft and hard metals, a hard metal will possess a higher adhesion because a greater force is required for the plastic deformation and low contact resistance.

It is demonstrated that the hard metals (such as rhodium) have lower adhesion in comparison with gold at comparable levels of the power influence [23]. Rhodium, metal with a face-centered cubic lattice, possesses higher contact resistance. From the basic properties it is visible, that in comparison with gold, the hardness and specific resistance of rhodium are twice as high.

As a result of this, the contact resistance is four times higher for the same force. At the same time, adhesion coefficient of gold is 3,6 times higher than that of rhodium. This leads to a very similar behavior of the materials in the conditions of a plastic deformation.

The leading companies developed MEMS switches in the two ranges of the contact forces: 1...2 mN (Omron, Cronos) and 50...200 μ N (Rockwell, Radant MEMS, Motorola, Michigan, Microlab, Samsung). In case of big pressing forces the adhesion is of no importance, therefore, harder metals can be used. A drawback is the increased resistance of the commutator (at the same contact force), which is unacceptable for a high power operation. One of the possible solutions is the use of two or three parallel contacts, like in case with Radant MEMS switch. At the same time, in the designs with a small level of force a greater emphasis should be on the contact forces and forces of adhesion. It is necessary to make sure, that the condition of a strong elastic (or plastic) deformation is met, because this is of crucial importance for a low contact resistance. In this case for the switches with small forces soft metals are preferable for achievement of small adhesive forces at same resistances.

Thus, for the designs with big forces, for example in the traditional relays, hard metals are preferable; whereas for the keys with small forces in selection of a material one should take into account its hardness, adhesion, operating modes (currents and temperatures). Gold is a good compromise, because it has low hardness, low contact resistance and high temperature of fusion for a soft metal, and resists to formation of the surface layer. Most of commutators with the contact forces of 40...100 μ N use pure gold or gold alloys, except Radant MEMS, which uses a refractory alloy of its own.

Conclusion

The basic degradation mechanism of the capacitor MEMS switches is charging of the dielectric. In the contact keys there is a whole complex of mechanisms, and the dominating role of its components is determined by the switching power.

At low powers the degradation is basically caused by the dot corrosion, hardening, shock ionization and formation of a dielectric layer in the area of metal — metal contact. At average and high powers the limited reliability is connected with the rise of temperature in the field of contact, transfer of material between the anode and the cathode, and high current density in the contact area. According to [1] the main effects, leading to degradation (charging of the dielectric, dot corrosion, hardening, formation of a dielectric layer, etc.), usually reveal themselves during the first billion of switchings.

During switching of the average and high levels of power the temperature growth of the capacitor keys is minimal, therefore their failures most likely are connected with a high current density in a thin metal mobile structure. The contact and capacitor keys quickly fail because of the presence of moisture and pollution, if assembled in an untight environment. If we solve the problem of charging of the dielectric or select a suitable contact metal and value of the contact force, then the tightly assembled MEMS keys will be able to withstand smoothly more than 10^{11} cycles at low power levels and more than 10^9 cycles at average power levels. Now the mechanism of failure of the contact keys at high powers is still being analyzed.

By the end of 2014 Radant MEMS already developed a key capable to withstand more than 10^{10} cycles at the switching power in a cold mode of switching of 4 W.

References

1. **Rebeiz G. M.** *RF MEMS theory, design, and technology.* Hoboken: John Wiley & Sons, 2003.

2. Blaise G. and Gressus Le-C. Charging phenomena, dielectric relaxation processes and breakdown of oxides. *IEEE 1990 Annual Report: Conference on Electrical Insulation and Dielectric Phenomena*, New York, October 1990, pp. 231–236. 3. **Blaise G.** Charge trapping in thin SiO₂ layers: Application to the breakdown of MOS. *IEEE 1996 Annual Report: Conference on Electrical Insulation and Dielectric Phenomena*, Millbrae, October 1996, pp. 24–27.

4. Wolters D. R., VanderShoot J. J. Dielectric breakdown in MOS devices, *Philips Journal of Research*, vol. 40, pp. 115 (part 1), 137 (part II), 164 (part III), 1985.

5. Goldsmith C., Ehmke J., Malczewski A. et al. Lifetime characterization of capacitive RF MEMS switches. *IEEE MTT-S International Microwave Symposium*, Phoenix, May 2001, pp. 227–230.

6. Sze S. M. *Physics of Semiconductor Device*. New York: John Wiley & Sons, 1981.

7. Blaise G., Sarjeant W. J. Space charge in dielectrics: energy storage and transfer dynamics from atomistic to macroscopic scale, *IEEE Transactions on Dielectrics and Electrical Insulation*, 1998, vol. 5, no. 5, pp. 779–808.

8. **Reid J. R.** Dielectric charging effects on capacitive MEMS actuators. *IEEE MTT-S International Microwave Symposium, RF MEMS Workshop*, Phoenix, May 2001.

9. **Ma T. P.** Making silicon nitride film a viable gate dielectric, *IEEE Transactions on Electron Devices*, 1998, vol. 45, no. 3, pp. 680–690.

10. **Mihailovich R. E., DeNatale J.** *Personal communications.* Agoura Hills: Rockwell Scientific, 2001.

11. Majumder S., McGruer N. E., Zavracky P. M. et al. Measurement and modeling of surface micromachined electrostatically actuated microswitches. *International Conference on Solid—State Sensors and Actuators (Transducers 97)*, Chicago, June 1997, pp. 1145—1148.

12. Etsion I., Chang W. R., Bogy D. B. An elastic-plastic model for the contact of rough surfaces, *Journal of Tribology*, 1988, vol. 109, pp. 257–263.

13. Greenwood J. A., Williamson J. B. P. Contact of nominally flat surfaces, *Proceedings of the Royal Society*, 1996, vol. A295, pp. 300–319.

14. Holm R. *Electric Contacts.* Berlin: Springer–Verlac, 1968. 15. Wright J. A., Tai Y. C. Magnetostatic MEMS relays for the miniaturization of brushless DC motor controllers. *12th IEEE International Conference on Microelectromechanical Systems*, January 1999, pp. 594–599.

16. Schimkat J. Contact materials for microrelays. *11th IEEE International Conference on Microelectromechanical Systems*, Heidelberg, 1998, pp. 190–194.

17. Schimkat J. Contact measurements providing basic design data for microrelay actuators, *Sensors and Actuators*, 1999, vol. 73, pp. 138–143.

18. Kruglick E. J. J., Pister K. S. J. Lateral MEMS microcontact considerations, *IEEE Journal of Microelectromechanical Systems*, 1999, vol. 8, pp. 264–271.

19. Hyman D. and Mehregany M. Contact physics of gold microcontacts for MEMS switches, *IEEE Transactions on Components, Packaging, and Manufacturing Technology*, 1999, vol. 22, no. 3, pp. 357–364.

20. Smith T. The hydrophilic nature of a clean gold surface, *Journal of Colloid Science*, 1990, vol. 75, no. 1.

21. **Hyman D.** Physics of microcontacts for MEMS relays. *Thesis for the degree of doctor of philosophy.* Case Western Reserve University, 2000.

22. Courtney T. H. Mechanical behavior of materials. New York: McGraw-Hill, 1990.

23. Sharma S. P. Adhesion coefficients of plated contact materials, *Journal of Applied Physics*, 1976, vol. 47, no. 8, pp. 3573–3576.

УДК 621.383

А. В. Афанасьев¹, канд. техн. наук, доц., **В. А. Ильин**¹, канд. физ.-мат. наук, доц.,

С. А. Решанов², канд. техн. наук, dr. rer. nat., директор по развитию, **А. А. Романов**¹, науч. сотр.,

К. А. Сергушичев¹, инженер, **А. В. Серков**¹, инженер, **Д. А. Чигирев**¹, канд. техн. наук, науч. сотр., e-mail: a afanasjev@mail.ru

¹ Санкт-Петербургский Государственный Электротехнический Университет "ЛЭТИ",

197376 Санкт-Петербург, Россия

² Ascatron AB, 16440 Чиста, Швеция

КАРБИДОКРЕМНИЕВЫЕ ФОТОДИОДЫ УФ ДИАПАЗОНА ДЛЯ ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ УСЛОВИЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Поступила в редакцию 23.03.2016

Представлены результаты разработки и исследований 4H-SiC фотоприемных диодов УФ излучения на основе вертикальных эпитаксиальных p-n-структур и структур с барьером Шоттки, которые имеют спектральный диапазон работы 230...360 нм и максимальную токовую чувствительность 50...140 мА/Вт. Показана возможность управления спектральной характеристикой карбидокремниевого фотодиода типа p^+ -p- n^+ напряжением обратного смещения в диапазоне 0...10 В.

Ключевые слова: ультрафиолетовое излучение, карбид кремния, эпитаксиальные структуры, фотоприемник, p-n-nереход, барьер Шоттки

Введение

Фотоприемные диоды (ФПД) на основе гексагональных политипов карбида кремния (4H-SiC и 6H-SiC) являются эффективными детекторами ультрафиолетового излучения. При достаточно высокой фоточувствительности они обладают рядом уникальных достоинств: нечувствительность ко всему диапазону видимого света, отсутствие деградации под действием интенсивного ультрафиолетового облучения, радиационная стойкость, термостойкость; временная стабильность. Интенсивные работы по созданию и исследованию SiC-фотоприемников ведутся более 30 лет и к настоящему времени наиболее популярными типами УФ-фотоприемников на основе карбида кремния стали фотодиоды с мелким *p-n*-переходом и диоды с барьером Шоттки [1—3], а также фотоприемные диоды *MSM*-типа [4]. Рядом компаний реализовано коммерческое производство таких приборов [5]. Эти фотодиоды обеспечивают работу в спектральном диапазоне 200...380 нм с максимальной фоточувствительностью 0,1...0,15 A/Bт.

Целью данной статьи является представление результатов последних разработок ЛЭТИ в области создания отечественной конкурентоспособной компонентной базы ультрафиолетовой фотоэлектроники на основе полупроводникового карбида кремния — линейки УФ-фотодиодов на основе *p*-*n*-структур и диодов с барьером Шоттки для экстремальных условий эксплуатации.

Структура фотодиодов и их электрофизические параметры

В основе конструкции разработанных ФПД лежат эпитаксиальные структуры 4H-SiC, полученные методом газофазной эпитаксии карбида кремния на подложках n^+ 4H-SiC (диаметр подложек 76...100 мм, удельное сопротивление не более 0,025 Ом см, толщина 350 мкм, отклонение от направления (0001) — 4°). Число слоев, их толщина, вид и концентрация легирующей примеси в слоях определяются типом фотоприемной структуры. Толщины и уровни легирования базовых областей выбирали из расчета на максимальные рабочие напряжения $U_{oбp} \leq 15$ В, при которых обеспечивается полное обеднение n(p)-базы прибора, т. е. ширина области пространственного заряда W будет равна толщине эпитаксиального слоя d:

$$d = W = \sqrt{\frac{2\varepsilon\varepsilon_0(\varphi - kT/q - U_{\text{obp}})}{q(N_d - N_a)}},$$
 (1)

где $\varepsilon = 9,8$ — диэлектрическая проницаемость 4H-SiC; $\varepsilon_0 = 8,85 \cdot 10^{-12} \, \Phi/\text{м}$ — диэлектрическая постоянная; φ — контактная разность потенциалов для диодов с *p*-*n*-переходом или высота барьера Шоттки; $U_{\text{обр}}$ — обратное напряжение; $q = 1,6 \cdot 10^{-19} \, \text{Кл}$ — заряд электрона; $N_d - N_a$ концентрация нескомпенсированных доноров (акцепторов для *p*-базы).

При подстановке соответствующих значений в формуле (1) получаем, что для фотодиодов с *p*-*n*-переходом или барьером Шоттки при концентрации нескомпенсированных доноров (акцепторов) в



Рис. 1. Зависимость ширины ОПЗ в диодах с *p-n*-переходом ($\phi = 2,86$ В) и барьером Шоттки ($\phi = 1,2$ В) от обратного напряжения при концентрации нескомпенсированных доноров (акцепторов) в базовых областях 7 · 10¹⁴ см⁻³

Fig. 1. Dependence of the width of the space-charge region in diodes with a p-n junction ($\varphi = 2,86$ V) and with a Schottky barrier ($\varphi = 1,2$ V) from reverse voltage at a concentration of uncompensated donors (acceptors) in the base areas of $7 \cdot 10^{14}$ cm⁻³

базовых областях, равной 6...7 · 10^{14} см⁻³, и значении обратного напряжения $U_{obp} = 15$ В полное обеднение базовых *n*- или *p*-слоев наступает при d = 5...6 мкм (рис. 1).

ФПД с барьером Шоттки были выполнены в виде вертикальной структуры со сплошным полупрозрачным электродом или с электродом сетчатого типа. Изготовление такого типа УФ-фотоприемника предусматривает использование 4H-SiC эпиструктуры типа $n-n^+$ с эпитаксиальным слоем толщиной d = 5 мкм и уровнем легирования азотом 6...7 $\cdot 10^{14}$ см⁻³.

На рис. 2 приведены варианты конструкции фотоприемника, где в качестве выпрямляющего контакта использованы пленки никеля и платины толщиной 10 нм, а в качестве омического контакта к n^+ -области — композиция Ti/Ni.

Образцы фотоприемников с контактом Шоттки Ni-SiC характеризовались высотами потенциального барьера 1,2...1,25 эВ, а с контактом Pt-SiC — высотами 1...1,05 эВ. Для всех типов структур обратные темновые токи при напряжениях 0,5...1 В не превышали 50 пА. По результатам вольт-фарадных измерений было установлено, что насыщение C-U-характеристик наступает при напряжениях $U_{\text{обр}} \ge 8$ В, что соответствует полному обеднению базовой области фотоприемника.

ФПД на основе структур с *p-n*-переходом были выполнены в виде вертикальных мезаэпитаксиаль-



Рис. 2. Конструкция (слева) и фотография кристалла (справа) карбидокремниевой фотоприемной структуры на основе диода с барьером Шоттки со сплошным полупрозрачным электродом

Fig. 2. Design (left) and the crystals (right) of the silicon carbide photodetecting structure based on the diode with a Schottky barrier with the solid semitransparent electrode

ных структур типа p^+ -n- n^+ и p^+ -p- n^+ . В зависимости от типа проводимости активного базового слоя высота мезы варьировалась. Так, при использовании структуры типа p^+ -n- n^+ глубина травления SiC методом реактивного ионно-плазменного травления (РИПТ) превышала толщину p^+ эмиттерной области и составляла 2...3 мкм (рис. 3, *a*). Для структуры с *p*-базовой областью травление проводили на глубину 8...9 мкм со стороны p^+ эмиттера (рис. 3, *b*). Материалами омических контактов к низкоомным областям n^+ -SiC и p^+ -SiC являлись композиции металлов Ti/Ni и Al/Ti/Ni, соответственно.

Измерения вольт-амперных характеристик $\Phi\PiД$ на основе *p*-*n*-перехода были проведены для обоих типов фотоприемных структур. Было установлено, что прямые ветви ВАХ структур p^+ -*p*- n^+ и p^+ -n- n^+ не отличаются. Практически во всех случаях напряжение открытия *p*-*n*-структур составило 2,5 В. ВАХ на экспоненциальном участке может быть описана в рамках рекомбинационной модели токопереноса, при котором рост тока пропорционален $\exp(qU/2kT)$. Обратные ветви ВАХ имеют несущественные отличия. Общим для обоих типов структур являются относительно малые значения темновых токов в фотодиодном режиме работы

прибора. Так, при напряжениях $U_{\rm oбp} = 20...25$ В обратные токи имели значения, не превышающие $I_{\rm T} = 10$ пА. Как показали измерения вольт-фарадных характеристик, 4H-SiC *p-n*-фотоприемников, полное обеднение слаболегированной области *n*-или *p*-типа достигалось при напряжениях до 10 В. Поэтому заметный рост $I_{\rm T}$ наблюдали при напряжениях более 65...70 В, что обусловлено поверхностными утечками по мезаструктурам.

Таким образом, полученные ФПД можно использовать как в

режиме короткого замыкания, так и в фотодиодном режиме до напряжений $U_{o \delta p} \leq 20$ В, что существенно превышает значения максимальных напряжений для SiC—ФПД на основе контакта металл — полупроводник.

Фотоэлектрические свойства

Фотоэлектрические свойства образцов исследовали в спектральном диапазоне 200...500 нм. Измерения проводили в режиме короткого замыкания, а для фотодиодов на основе p^+ -p- n^+ -структур — в фотодиодном режиме до $U_{\rm ofp} = 10$ В. На рис. 4 приведены спектральные характеристики чувствительности 4H-SiC ФПД. На этом же рисунке для сравнения представлена спектральная характеристика коммерческого 4H-SiC фотодиода SG01D-18. Фотоприемная структура на основе SiC-диода Шоттки обладает удовлетворительной чувствительностью в исследуемом спектральном диапазоне и является почти оптимальной для такой толщины полупрозрачного электрода. Вероятно, перспективным вариантом реализации шоттковского фотоприемника будет структура с сетчатым электродом и сплошной металлизацией сетки для исключения резистивных потерь на сопротивлении контакта.



Рис. 3. Конструкции, топология и фотография кристалла 4H-SiC фотоприемных структур на основе *p*-*n*-диода: p^+ -*n*- n^+ (*a*) и p^+ -*p*- n^+ (*b*)

Fig. 3. Design, topology and image of the 4H-SiC crystal of the photodetecting structures based on p-n-diode: p^+ -n-n⁺ (a) and p^+ -p-n⁺ (b)



Рис. 4. Спектральные характеристики фотоприемных структур (измерения проведены в режиме КЗ)

Fig. 4. Spectral characteristics of the photodetecting structures (measurement in short circuit mode)



Рис. 5. Спектральные характеристики p^+ -p- n^+ 4H-SiC фотоприемных структур при различных значениях обратного напряжения Fig. 5. Spectral characteristics of p^+ -p- n^+ 4H-SiC photodetecting structures at different reverse voltage

Для ФПД типа p^+ -*n*-*n*⁺ на длине волны 295 нм наблюдается максимум фоточувствительности S = 0,138 А/Вт. При этом максимальное значение чувствительности карбидокремниевого фотоприемника SG01D-18 (Германия) приходится также на 295 нм и составляет 0,13 А/Вт. Коммерческие фотодиоды по сравнению со всеми типами изготовленных фотоприемных структур имеют более высокую чувствительность в коротковолновой УФ-области. Это связано с использованием в этих диодах антиотражающих покрытий на основе Si₃N₄, а также с применением более тонких эмиттерных эпитаксиальных p^+ -слоев, что позволяет максимально приблизить ОПЗ к поверхности. По нашим оценкам при уменьшении толщины p^+ -эмиттера до 0,15 мкм максимум спектральной чувствительности фотоприемника будет находиться на длине волны 270 нм.

Фотоприемные структуры типа p^+ -p- n^+ показывают очень низкую чувствительность в "С" и "В" УФ областях, но начиная от 330 нм их чувствительность совпадает с чувствительностью всех исследованных фотоприемников. Наблюдаемый эффект объясняется большой глубиной залегания $p-n^+$ -перехода, которая составляет 5 мкм. Поглощение коротковолнового УФ-излучения происходит в приповерхностной области структуры, а генерируемые светом носители не доходят до *p*-*n*-перехода. Следует отметить, что данный эффект наблюдается при измерениях в режиме короткого замыкания. При подаче напряжения на фотоприемник можно регулировать ширину области пространственного заряда и тем самым управлять спектральной характеристикой. Из рис. 5 видно, что чувствительность такой фотоприемной структуры сопоставима с чувствительностью p^+ -*n*- n^+ -фотоприемника при $U_{\text{обр}} \ge 5$ В, так как при таком напряжении происходит практически полное обеднение носителями эпитаксиального слоя (см. рис. 1).

Заключение

На основе эпитаксиальных слоев 4H-SiC созданы образцы ФПД УФ-диапазона. Вертикальные эпитаксиальные *p*-*n*-диоды и диоды с барьером Шоттки характеризуются диапазоном спектральной чувствительности 230...360 нм и максимальными значениями токовой чувствительности 50...140 мА/Вт. Показана возможность управления спектральной характеристикой карбидокремниевого ФПД типа p^+ -p- n^+ напряжением обратного смещения в диапазоне $U_{oбp} = 0...10$ В.

Список литературы

1. Бланк Т. В., Гольдберг Ю. А. Полупроводниковые фотоэлектропреобразователи для ультрафиолетовой области спектра // ФТП. 2003. Т. 37, № 9. С. 1025—1055.

2. Бланк Т. В., Гольдберг Ю. А, Калинина Е. В., Константинов О. В. Фотоприемник канцерогенного ультрафиолетового излучения на основе 4H-SiC // ЖТФ. 2008. Т. 78, № 1. С. 86—89.

3. Афанасьев А. В., Ильин В. А., Коровкина Н. М., Савенко А. Ю. Особенности технологии и свойств фотодетекторов на основе структур "металл — пористый карбид кремния" // ПЖТФ. 2005. Т. 31, № 15. С. 1—6.

4. Афанасьев А. В., Ильин В. А. Фотодиодные и МДПсенсоры ультрафиолетового излучения на основе монокристаллического и пористого карбида кремния // Нано- и микросистемная техника. 2007. № 8 (85). С. 13—16.

5. **IFW** Optronics, GmbH – www.ifw-optronics.de.

A. V. Afanasyev¹, Associate Professor, V. A. Ilyin¹, Associate Professor, S. A. Reshanov², Development Manager, A. A. Romanov¹, Researcher, K. A. Sergushichev¹, Engineer, A. V. Serkov¹, Engineer,

D. A. Chigirev¹, Researcher,

¹ Saint-Petersburg State Electrotechnical University "LETI", Saint-Petersburg, Russia, a_afanasjev@mail.ru ² Ascatron AB, 16440 Kista, Sweden

Silicon Carbide UV-photodiodes for Extreme Conditions

The results of research and development of UV radiation 4H-SiC photodetectors based on the vertical epitaxial p-n and the Schottky diodes are presented. UV-sensors had the working spectral range $\lambda = 230...360$ nm and the maximum values of current sensitivity of 50...140 mA/W. The possibility to control the spectral characteristics of p⁺-p-n⁺ type 4H-SiC photodiode by reverse bias voltage in the range of 0...10 V was shown.

Keywords: UV-radiation, silicon carbide, epitaxial structures, photodiode, p-n junction, Schottky barrier

Introduction

Photodiodes on the base of the hexagonal poly types of silicon carbide (4H-SiC and 6H-SiC) are effective UV-detectors. Along with high photosensitivity, they have a number of advantages: insensitivity to the entire range of visible light, no degradation under the action of intense ultraviolet radiation, radiation and heat resistance; temporal stability. Work on creation and study of SiC photodiodes are conducted over 30 years. Photodiodes with small *pn*-junction and the diodes with a Schottky barrier [1–3], MSM type photodiodes [4] became and the most popular types of the UV-photodiodes based on silicon carbide. Their serial production [5] was organized by a number of companies. These photodiodes ensure operation in the range of 200...380 nm with a maximum photosensitivity 0,15...0,1 A/W.

The purpose of the article is to present the results of LETI developments to create Russian competitive component base of UV photonics-based photoelectronics based on semiconductor silicon carbide (a line of UV photodiodes on the basis of p-n structures and the diodes with a Schottky barrier for extreme conditions).

The structure of photodiodes and its electrical parameters

The designed construction of photodiodes is based on epitaxial structures 4H-SiC, obtained by gas-phase epitaxy of silicon carbide on the substrate n^+ 4H-SiC (a diameter of the substrate is 76...100 mm, a resistivity is not over than 0,025 $\Omega \cdot$ cm, a thickness is 350 microns, a deviation from the direction (0001) is 4°). The number of layers, their thickness, the type and concentration of the dopant in the layers are determined by the type of photodetecting structures. The thicknesses and doping levels of the base areas were selected on the base of the maximum operating voltage $U_{rev} \leq 15$ B, which provide a complete depletion of n(p)-base of a device, i.e., the width of the space-charge region *W* is equal to the thickness of the epitaxial layer *d*:

$$d = W = \sqrt{\frac{2\varepsilon\varepsilon_0(\varphi - kT/q - U_{\text{rev}})}{q(N_d - N_a)}},$$
 (1)

where $\varepsilon = 9.8$ — the dielectric constant of 4H-SiC; $\varepsilon_0 = 8.85 \cdot 10^{-12}$ F/m — the dielectric constant; φ the difference of the contact potentials for diodes with *p*-*n* junction or the height of a Schottky barrier; U_{rev} the reverse voltage; $q = 1.6 \cdot 10^{-19}$ Cl — charge of an electron; $N_d - N_a$ — the concentration of the uncompensated donors (acceptors for *p*-base).

Substituting the corresponding values into the formula (1) we can find, that the total depletion of the base *n*- or *p*-layers occurs at $d = 5...6 \mu m$ for photodiodes with a *p*-*n* transition or a Schottky barrier at a concentration of uncompensated donors (acceptors) in the basic areas of $6...7 \cdot 10^{14} \text{ cm}^{-3}$, and the value of the reverse voltage $U_{\text{rev}} = 15 \text{ V}$ (fig. 1).

The photodiodes with a Schottky barrier are formed as a vertical structure with a continuous semi-transparent electrode or a mesh-type electrode. Manufacture of such a UV-photodiode provides the use of 4H-SiC epitaxial structure of $n-n^+$ type with the thickness of the epitaxial layer $d = 5 \mu m$ and the doping level with nitrogen of $6...7 \cdot 10^{14} \text{ cm}^{-3}$.

Fig. 2 shows the constructions of the photodiode embodiments, where the nickel and platinum films type with the thickness of 10 nm are utilized, and the Ti/Ni composition — as an ohmic contact to n^+ -region.

The samples of photodiodes with a Schottky contact of Ni-SiC are characterized by the potential barrier heights of 1,25...1,2 eV, and of Pt-SiC – of 1...1,05 eV. The reverse dark currents at the voltages of 0,5...1 did not exceed 50 pA for all such structures. As a result of capacitance-voltage measurements, the saturation of the *C*-*U* characteristics occurs at the voltages $U_{rev} \ge 8$, which corresponds to the complete depletion of the base area of the photodiode. The photodiodes based on structures with *p*-*n*-junction are designed as vertical mesa-epitaxial structures of $p^+ - n - n^+$ and $p^+ - p - n^+$ types. The height of a mesa varied depending on the type of conductivity of the active base layer. Thus, when the structure of p^+ -*n*-*n*⁺ type was used, the depth of SiC etching by reactive ion plasma etching was greater than the p^{+} thickness of emitter region and was $2...3 \mu m$ (fig. 3, *a*). For a structure with a *p*-base region, the etching was carried out to a depth of 8...9 µm from the side of p^+ emitter (fig. 3, *b*). The metal compositions of Ti/Ni and Al/Ti/Ni were the materials of resistance contacts to the low ohmic regions n^+ -SiC and p^+ -SiC, respectively.

The measurements of current-voltage characteristics (CVC) of photodiodes on the base of p-n-junction were made for both types of photodetecting structures. It was found that the direct CVC branches of $p^+ - p - n^+$ and p^+ -n- n^+ structures do not differ. In almost all cases, the opening voltage for *p*-*n* structures was 2,5 V. The current-voltage characteristic in the exponential area may be described in terms of recombination model of charge transport, in which growth of the current is proportional to $\exp(qU/2kT)$. Inverse CVC branches have insignificant differences. The relatively low values of the dark currents in photodiode operation mode are the same for both structures. At the voltages of $U_{rev} = 20...25$ V, the reverse currents have value not exceeding $I_{\rm T} = 10$ pA. As it was shown by the capacitance-voltage measurements of 4H-SiC *p-n* photodiodes, the total depletion of the lightly doped area of *n*- or *p*-type were achieved at the voltages of up to 10 V. Therefore, a significant growth of $I_{\rm T}$ was observed at the voltages of more than 65...70 V, which was caused by surface leakage along mesa-structures.

The resulting photodiodes can be used in short-circuit mode and in the photodiode regime to the voltages of up to $U_{rev} \le 20$ V, which significantly exceeds the value of maximum voltages for SiC-photodiodes based on metal-semiconductor interface.

Photoelectric properties

The photovoltaic properties of the samples were investigated in the spectral range of 200...500 nm. The measurements were carried out in a short circuit mode, and for the photodiodes on the basis of p^+ -p- n^+ structures — in the photodiode regime up to $U_{rev} = 10$ V. Fig. 4 shows the spectral characteristics of sensitivity for 4H-SiC photodiode. For comparison it shows the spectral characteristic of the commercial 4H-SiC photodiode SG01D-18. The photodetecting structure of SiC-based Schottky diode has a satisfactory sensitivity in the investigated spectral range and is almost optimal for such a thickness of the translucent electrode. Probably, a structure with a reticular electrode and a solid metallization of a mesh to avoid resistive losses in the contact resistance can become the promising construction of the Schottky photodetector.

The photodiode of p^+ -n- n^+ type at a wavelength of 295 nm has a maximum photosensitivity S = 0,138 A/W. In this case, the maximum sensitivity of silicon carbide

photodiode SG01D-18 (Germany) at the same 295 nm counts 0,13 A/W. The commercial photodiodes compared with all types of the designed photodetecting structures have a higher sensitivity in the short-wavelength UV region. This is due to the anti-reflection coatings based on Si₃N₄ used in it, as well using of a thinner emitter epitaxial p^+ -layers, which allows to bring the space-charge region near the surface. According to our estimates, by reducing the thickness of the p^+ -emitter to 0,15 µm, the maximum spectral sensitivity of the detector will be at a wavelength of 270 nm.

The photodetecting structures of $p^+ - p - n^+$ type show very low sensitivity in the "C" and "B" UV areas, but starting from 330 nm the sensitivity matches the sensitivity of the investigated photodiodes. The observed effect is caused by great depth of $p-n^+$ junction, which is 5 µm. Absorption of the shortwave UV radiation occurs in the subsurface region of the structure, and carriers generated by light do not reach the p-n junction. It should be noted that the effect was observed in measurements in the short circuit mode. By applying of voltage to a photodiode you can adjust the width of the space charge region and thus can control the spectral response. From fig. 5 it is evident that the sensitivity of such photodetecting structure is comparable to the sensitivity of p^+ -n- n^+ -photodiode at $U_{rev} \ge 5$, since the almost complete depletion of the epitaxial layer by the carriers occurs at this voltage (see fig. 1).

Conclusion

The samples of photodiodes of UV-range were created on the basis of epitaxial layers of 4H-SiC. The vertical epitaxial *p*-*n* diodes and the Schottky barrier diodes are characterized by the spectral sensitivity range of 230...360 nm and the maximum current sensitivity of 50...140 mA/W. The possibility to control the spectral characteristics of silicon carbide photodiodes of p^+ -p- n^+ type by the reverse bias voltage in the range of $U_{\text{rev}} = 0...10$ V was shown.

References

1. Blank T. V., Goldberg Yu. A. Semiconductor Photoelectric Converters for the Ultraviolet Region of the Spectrum, *Semiconductors*, 2003, vol. 37, no. 9, pp. 999–1030.

iconductors, 2003, vol. 37, no. 9, pp. 999–1030.
2. Blank T. V., Goldberg Yu. A., Kalinina E. V., Konstantinov O. V. 4H-SiC-Based Photodetector of Carcinogenic UV Radiation, *Technical Physics*, 2008, vol. 53, no. 1, pp. 81–84.

3. Afanasiev A. V., Ilyin V. A., Korovkina N. M., Savenko A. Yu. Features of the technology and properties of photodetectors based on metal-porous silicon carbide structures, *Technical Physics Letters*, 2005, vol. 31, no. 8, pp. 629–631.

4. Afanasiev A. V., Ilyin V. A. Photodiode and MIS UV-sensors Based on Monocrystalline and Porous Silicon Carbide, *Nano and Microsystem Technique*, 2007, no. 8 (85), pp. 13–16.
5. IFW Optronics, GmbH – www.ifw-optronics.de.

Адрес редакции журнала: 107076, Москва, Стромынский 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.

Технический редактор Т. А. Шацкая. Корректор Е. В. Комиссарова.

Сдано в набор 21.03.2016. Подписано в печать 25.04.2016. Формат 60×88 1/8. Заказ MC0516. Цена договорная

Оригинал-макет ООО «Адвансед солюшнз». Отпечатано в ООО «Адвансед солюшнз». 119071, г. Москва, Ленинский пр-т, д. 19, стр. 1. Сайт: www.aov.ru