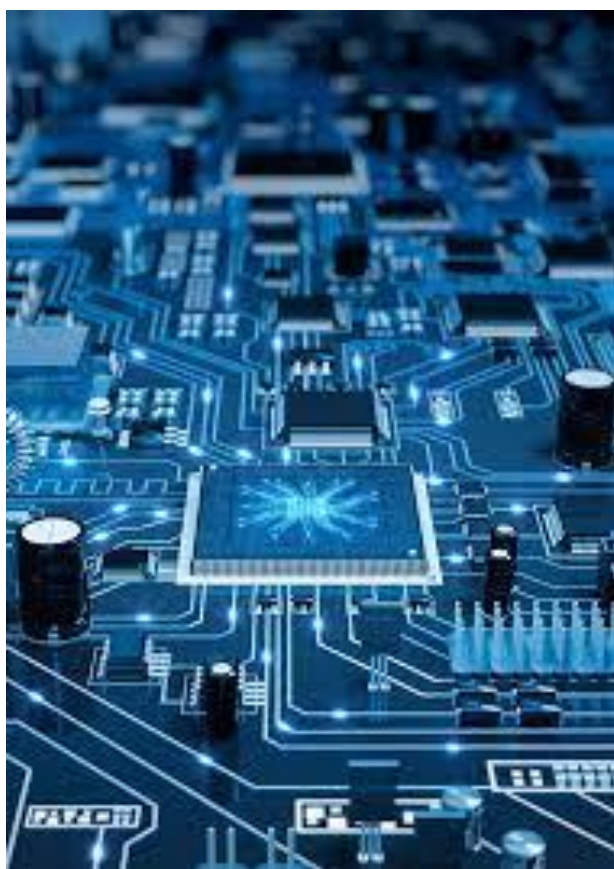


МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ  
РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ  
ФГБОУ ВО «Дагестанский государственный технический университет»

## СБОРНИК МАТЕРИАЛОВ

всероссийской научно-технической конференции  
**«ПОЛУПРОВОДНИКОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ В  
СОВРЕМЕННОЙ МИКРО- И  
НАНОЭЛЕКТРОНИКЕ»**  
*посвященной памяти д.ф.-м.н., профессора Билалова Б.А.*

(27-28 октября 2022 г.)



МАХАЧКАЛА 2022

УДК 621.315  
ББК 32.853

Полупроводниковые материалы в современной микро- и нанoeлектронике: сборник материалов Всероссийской научно-технической конференции, посвященная памяти д.ф.-м.н., проф. Билалова Б.А. (27-28 октября 2022 г., ДагГТУ). – Махачкала: Формат, 2022. - 153 с.

ISBN 978-5-907484-98-6

В сборнике представлены тезисы и доклады участников II Всероссийской научно-технической конференции «Полупроводниковые материалы в современной микро- и нанoeлектронике», посвященной памяти д.ф.-м.н., профессора Билалова Б.А. и состоявшейся в Дагестанском государственном техническом университете 27-28 октября 2022 года. В докладах приведены результаты исследований ученых в области материалов и компонентов экстремальной микро- и нанoeлектроники, тонких пленок, физики, технологии и диагностики наноструктурных материалов, получении сверхпроводников.

Материалы конференции представляют как научный, так и практический интерес для работников научно-образовательных учреждений, специалистов производственной сферы, а также для аспирантов и студентов вузов.

### СОСТАВ ПРОГРАММНОГО КОМИТЕТА

**Баламирзоев Н.Л.**, к.э.н., доцент, врио ректора Дагестанского государственного технического университета, председатель.

**Ирзаев Г.Х.**, к.т.н., доцент, проректор по научной и инновационной деятельности Дагестанского государственного технического университета, заместитель председателя.

**Быков В.А.**, д.т.н., профессор, Президент Нанотехнологического общества России.

**Борлаков Х.Ш.**, д.ф.-м.н., профессор кафедры общеинженерных и естественно-научных дисциплин Северо-Кавказской государственной академии.

**Каргин Н.И.**, д.т.н., профессор, проректор Национального исследовательского ядерного университета «МИФИ».

**Кардашова Г.Д.**, к.т.н., доцент, декан факультета радиоэлектроники, телекоммуникаций и мультимедийных технологий Дагестанского государственного технического университета.

**Каллаев С.Н.**, д.ф.-м.н., профессор, заместитель директора по научной работе Института физики Дагестанского федерального исследовательского центра РАН.

**Кушхов Х.Б.**, д.х.м., профессор, зав. кафедрой неорганической и физической химии Кабардино-Балкарского государственного университета им. Х.М. Бербекова.

**Лебедев А.А.**, д.ф.-м.н., профессор, зав. кафедрой неорганической и физической химии Кабардино-Балкарского государственного университета им. Х.М. Бербекова.

**Лучинин В.В.**, д.ф.-м.н., профессор, зав. кафедрой микроэлектроники Санкт-Петербургского государственного электротехнического университета «ЛЭТИ».

**Муртазаев А.К.**, д.ф.-м.н., профессор, член-корреспондент РАН, председатель Дагестанского федерального исследовательского центра РАН.

**Пархоменко Ю.Н.**, д.ф.-м.н., профессор, научный руководитель АО «Гиредмет».

**Рабданов М.Х.**, д.ф.-м.н., профессор, ректор Дагестанского государственного университета.

**Сафаралиев Г.К.**, д.ф.-м.н., член-корреспондент РАН, профессор Национального исследовательского ядерного университета «МИФИ».

**Садыков С.А.**, д.ф.-м.н., профессор, зав. кафедрой инженерной физики Дагестанского государственного университета.

**Юрков Н.К.**, д.т.н., профессор, зав. кафедрой конструирования и производства радиоаппаратуры Пензенского государственного университета.

ISBN 978-5-907484-98-6

© Дагестанский государственный технический университет, 2022

© Оформление. ИП Тагиев Р.Х., 2022

---

## СОДЕРЖАНИЕ

---

<b>ПЛЕНАРНЫЕ ДОКЛАДЫ</b>	6
<i>Быков В. А., Быков А.В., Быков А.А., Бобров Ю.А., Котов В.В., Леесмент С.И., Поляков В.В.</i> СКАНИРУЮЩАЯ ЗОНДОВАЯ МИКРОСКОПИЯ ДЛЯ РЕШЕНИЯ ЗАДАЧ МИКРО- И НАНОЭЛЕКТРОНИКИ	6
<i>Лебедев А.А., Давыдов В.Ю., Смирнов А.Н., Лебедев С.П., Макаров Ю.Н., Усиков А.С.</i> РАФЕН НА SiC: ПОЛУЧЕНИЕ, ИССЛЕДОВАНИЕ, ПЕРСПЕКТИВЫ ПРАКТИЧЕСКОГО ПРИМЕНЕНИЯ	10
<i>Борлаков Х.Ш., Эдиев Д.М., Борлакова А.Х.</i> ГЕОМЕТРИЧЕСКИЙ СМЫСЛ МНОЖИТЕЛЯ КАЦА -УОРДА В МОДЕЛИ ИЗИНГА	11
<i>Алиев М.А., Гаджиев Т.М., Алиев А.М., Асхабов А.М., Алиев С.А.</i> СПЕКТРАЛЬНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ КОЭФФИЦИЕНТА ОПТИЧЕСКОГО ПОГЛОЩЕНИЯ ПЛЕНОК CuInGaSe <sub>2</sub> , ПОЛУЧЕННЫХ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ СЕЛЕНИЗАЦИИ	16
<i>Шахмаева А.Р., Казалиева Э.</i> МЕТОДЫ СБОРКИ КРИСТАЛЛА С ПРИМЕНЕНИЕМ ОЛОВЯННО-СВИНЦОВОГО ПРИПОЯ ПОС-5 НА АВТОМАТИЗИРОВАННОЙ УСТАНОВКЕ	20
<b>МАТЕРИАЛЫ И КОМПОНЕНТЫ ЭКСТРЕМАЛЬНОЙ МИКРО- И НАНО-ЭЛЕКТРОНИКИ</b>	23
<i>Нурмагомедов Ш.А.</i> ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ МАГНЕТРОННОГО РАСПЫЛЕНИЯ НА СВОЙСТВА СТРУКТУР С КАРБИДОМ КРЕМНИЯ	23
<i>Шабанов Ш.Ш., Кардашова Г.Д.</i> СТРУКТУРА И ТЕПЛОВЫЕ СВОЙСТВА КЕРАМИКИ SiC-NbC, СПЕЧЕННОЙ БЕЗ ДАВЛЕНИЯ	26
<i>Шабанов Ш.Ш., Кардашова Г.Д.</i> ЭФФЕКТ УВЕЛИЧЕНИЯ ДИЭЛЕКТРИЧЕСКОЙ ПРОНИЦАЕМОСТИ В ГОРЯЧЕПРЕССОВАННОЙ КЕРАМИКЕ SiC С ДОБАВКАМИ НИТРИДА АЛЮМИНИЯ	31
<i>Темиров А.Т., Темиров Т.М., Кудиев А.А., Шанавазов А.М.-М.</i> АКУСТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПЬЕЗОПРЕОБРАЗОВАТЕЛЕЙ НА ОСНОВЕ ПЛЕНОК ОКСИДА ЦИНКА	35
<i>Кардашова Г.Д., Асретов Д.Н., Абдуллаев Н.М., Исмаилов А.М.</i> ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ ОСОБЕННОСТЕЙ КАРБИДКРЕМНИЕВОЙ КЕРАМИКИ РАЗЛИЧНОГО СОСТАВА	37
<i>Кардашова Г.Д., Дибиргаджиев Д.Ш., Гаджибеков М.М., Исмаилов А.М.</i> МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КЕРАМИКИ SiC-AlN-Y <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ДЛЯ ЭКСТРЕМАЛЬНОЙ ЭЛЕКТРОНИКИ	40
<i>Лебедев В.Е., Башлыков С.С., Тенишев А.В.</i> РАЗРАБОТКА МЕДНОГО КОМПОЗИТА ДЛЯ РАБОТЫ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКИХ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ТОКОВ	43
<i>Казакова В.Н., Тенишев А.В., Шорников Д.П.</i> ФОРМИРОВАНИЕ ВЫСОКОПЛОТНОЙ КАРБИДНОЙ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ V <sub>4</sub> C МЕТОДАМИ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЙ КОНСОЛИДАЦИИ	44
<b>ФИЗИКА И ТЕХНОЛОГИЯ НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛОВ</b>	46
<i>Муратова Ю.А., Гоглидзе Т.И., Дементьев И.В., Суринов В.Г.</i> МИКРОВОЛНОВЫЙ СИНТЕЗ ФОТОЛЮМИНЕСЦЕНТНЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ СОЕДИНЕНИЙ КАДМИЯ	46
<i>Свистова Т.В., Рембеза Е.С., Кошелева Н.Н., Пермьяков Д.С.</i> СИНТЕЗ И ИССЛЕДОВАНИЕ ГЕТЕРОСТРУКТУР НА ОСНОВЕ МЕТАЛЛОКСИДНЫХ ПОЛУПРОВОДНИКОВ	49

<i>Гусейнов Г.Г.</i> УСТРОЙСТВО ДЛЯ ИЗМЕРЕНИЯ ТЕПЛОПРОВОДНОСТИ, СОДЕРЖАЩЕЕ ОХРАННУЮ СТЕНКУ И ИЗГОТОВЛЕННОЕ ИЗ МАТЕРИАЛОВ С ВЫСОКИМ ТЕРМО-ЭДС	53
<i>Гусейнов М.К., Гусейнов А.М.</i> ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ (SiC) <sub>1-x</sub> (AlN) <sub>x</sub> С УНИКАЛЬНЫМИ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ	56
<i>Темиров А.Т., Темиров Т.М., Кудиев А.А., Шанавазов А.М.-М.</i> ТЕХНИКА ПОЛУЧЕНИЯ ПЛЕНОК ZnO МЕТОДОМ МАГНЕТРОННОГО РАСПЫЛЕНИЯ	58
<i>Митаров Р.Г., Каллаев С.Н., Омаров З.М., Абдулвахидов К.Г.</i> ТЕПЛОЕМКОСТЬ КОМПОЗИТА 0.3CoFe <sub>2</sub> O <sub>4</sub> – 0.7PbTiO <sub>3</sub>	60
<i>Келбиханов Р.К., Джалалов Р.К.</i> ТЕРМО-ЭДС ПЛЕНОК ТЕЛЛУРА, ПОЛУЧЕННЫХ В КВАЗИЗАМКНУТОМ ОБЪЕМЕ ПРИ КОМНАТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ	62
<i>Келбиханов Р.К., Джалалов Р.К.</i> УДЕЛЬНОЕ СОПРОТИВЛЕНИЕ ПЛЕНОК ТЕЛЛУРА, ПОЛУЧЕННЫХ В ЭЛЕКТРИЧЕСКОМ ПОЛЕ	64
<i>Алтухов В.И., Санкин А.В.</i> МОДЕЛЬ И РАСЧЕТ ВЫСОТЫ БАРЬЕРА ШОТТКИ КАК ФУНКЦИЯ СОСТАВА (x) ДЛЯ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ КАРБИДА КРЕМНИЯ	65
<i>Ризаханова С.У., Кардашова Г.Д., Гитикчиев М.А., Алиев С.Р., Джелилов Г.К., Исмаилов А.М., Ибрагимов А.И.</i> ПОЛУЧЕНИЕ ТОНКИХ ПЛЕНОК МЕТОДОМ ВЧ-РЕАКТИВНОГО МАГНЕТРОННОГО РАСПЫЛЕНИЯ	70
<i>Ризаханова С.У., Алиев С.Р., Джелилов Г.К., Исмаилов А.М., Ибрагимов А.И.</i> МОРФОЛОГИЯ СЛОЕВ ТОНКИХ ПЛЕНОК НИТРИДА АЛЮМИНИЯ, ВЫРАЩЕННЫХ НА САПФИРЕ	74
<b>МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ, ДИАГНОСТИКИ И ПРИМЕНЕНИЕ НАНОСТРУКТУР</b>	78
<i>Гаджиев С.М., Гаджиев А.С., Эфендиева Г.С.</i> ВЫСОКОВОЛЬТНАЯ ПРОВОДИМОСТЬ БИНАРНОЙ СИСТЕМЫ ГИДРОСУЛЬФАТА И ДИГИДРОФOSФАТА КАЛИЯ	78
<i>Попова А.А., Коробов Н.Н., Шубин И.Н.</i> ДИАГНОСТИКА СВОЙСТВ НАНОРАЗМЕРНЫХ УГЛЕРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ	81
<i>Авров Д.Д., Быков Ю.О., Лебедев А.О., Лучинин В.В., Шаренкова Н.В., Висицкий Д.В.</i> СИНТЕЗ ВЫСОКОЧИСТОГО МОНОДИСПЕРСНОГО ПОРОШКА КАРБИДА КРЕМНИЯ ДЛЯ ВЫРАЩИВАНИЯ СЛИТКОВ МЕТОДОМ ЛЭТИ	84
<i>Авров Д.Д., Быков Ю.О., Демин Ю.А., Лебедев А.О., Лучинин В.В.</i> РАЗРАБОТКА АВТОНОМНОГО НАУЧНО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ЦЕНТРА ПО ПРОИЗВОДСТВУ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПЛАСТИН КАРБИДА КРЕМНИЯ БОЛЬШОГО ДИАМЕТРА	85
<i>Демиденко И.В., Ишимов В.М., Суринов В.Г.</i> ПРИКЛАДНЫЕ ОСОБЕННОСТИ ФОТОЧУВСТВИТЕЛЬНЫХ СЕНСОРОВ НА ОСНОВЕ КОНТАКТА ПОЛУПРОВОДНИК-ЭЛЕКТРОЛИТ	86
<i>Алиев А.Р., Ахмедов И.Р., Какагасанов М.Г., Алиев З.А., Бекболатов А.М.</i> КОМБИНАЦИОННОЕ РАССЕЯНИЕ СИСТЕМЫ LiNO <sub>3</sub> – LiIO <sub>3</sub>	92
<i>Гусейнов Г.Г.</i> О ТОЧНОСТИ ИЗМЕРЕНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ В УСТРОЙСТВАХ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ТЕРМОПРЕОБРАЗОВАТЕЛЕЙ РАЗЛИЧНЫХ ТИПОВ И ФОРМ	95
<i>Ирзаев Г.Х.</i> ПРОТИВОРЕЧИВОСТЬ ТРЕБОВАНИЙ ПО ТЕСТОПРИГОДНОСТИ УЗЛОВ МИКРОЭЛЕКТРОННЫХ ИЗДЕЛИЙ И РЕКОМЕНДАЦИИ ПО ИХ ОБЕСПЕЧЕНИЮ	98
<b>ПОЛУПРОВОДНИКОВАЯ ОПТО-, МИКРО- И НАНОЭЛЕКТРОНИКА</b>	102
<i>Чукица В.И., Воронов А.В., Винковский А.В., Косюк Н.В.</i> РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ПОТЕНЦИАЛА НА ПОВЕРХНОСТИ ПОЗИЦИОННО-ЧУВСТВИТЕЛЬНОГО ФОТОПРИЕМНИКА НА ОСНОВЕ СЛОЕВ CdSe	102
<i>Хамидов М.М., Рабаданов М.Х., Магомедов Н.Н.</i> ОПТОЭЛЕКТРОННЫЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ ИК-ПРИЕМНИКИ НА ОСНОВЕ КРИСТАЛЛОВ CdS <sub>x</sub> Se <sub>1-x</sub> .	105
<i>Юнусова Н.Р., Козловский В.И., Бутаев М.Р., Скасьирский Я.К.</i> САМОСОГЛАСОВАННОЕ РЕШЕНИЕ УРАВНЕНИЙ ШРЕДИНГЕРА И ПУАССОНА В КВАНТОВОРАЗМЕРНОЙ ГЕТЕРОСТРУКТУРЕ 2-ГО ТИПА cdS/ZnSe	109
<i>Плотникова Е.Ю., Арсентьев А.В., Винокуров А.А.</i> ВЛИЯНИЕ ОТЖИГА НА ОПТИЧЕСКИЕ	

СВОЙСТВА И УДЕЛЬНОЕ СОПРОТИВЛЕНИЕ МЕТАЛЛОКСИДНЫХ ПЛЕНОК SnO <sub>2</sub> -ZnO ПЕРЕМЕННОГО СОСТАВА	113
<i>Черкесова Н.В., Мустафаев Г.А., Хасанов А.И.</i> ОМИЧЕСКИЕ КОНТАКТЫ К ТРАНЗИСТОРАМ НА ГЕТЕРОСТРУКТУРАХ	118
<i>Ионьчев В.К., Черашев Д.М.</i> ИССЛЕДОВАНИЕ ГЛУБОКИХ ЦЕНТРОВ ПО ЗАДЕРЖКЕ ЛАВИННОГО ПРОБОЯ P-N-ПЕРЕХОДА В СЛУЧАЕ СИЛЬНОЙ ПОЛЕВОЙ ЗАВИСИМОСТИ КОЭФФИЦИЕНТОВ ЭМИССИИ	120
<i>Середа Д.В.</i> ПЕРСПЕКТИВЫ ПРИМЕНЕНИЯ МИКРОЭЛЕКТРОМЕХАНИЧЕСКИХ СИСТЕМ В СКВОЗНОЙ ЦИФРОВИЗАЦИИ РАСПРЕДЕЛЕННЫХ МНОГОУРОВНЕВЫХ СИСТЕМ	123
<i>Середа Н.В.</i> ПЕРСПЕКТИВЫ РАЗРАБОТКИ ИНТЕЛЛЕКТУАЛЬНЫХ РЕШЕНИЙ В ОБЛАСТИ ЭНЕРГОСБЕРЕЖЕНИЯ НА БАЗЕ ОТЕЧЕСТВЕННЫХ ПРОИЗВОДИТЕЛЕЙ МИКРОЭЛЕКТРОНИКИ	126
<b>МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ, ЧИСЛЕННЫЕ МЕТОДЫ И КОМПЛЕКСЫ ПРОГРАММ</b>	130
<i>Мустафаев Г.А., Черкесова Н.В., Эчилов Г.Ш.</i> РАСЧЕТ МОП ТРАНЗИСТОРА СО СТРУКТУРОЙ «КРЕМНИЙ НА ИЗОЛЯТОРЕ»	130
<i>Евдулов О.В., Исабекова Т.И., Евдулов Д.В.</i> МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИХ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ В СЛОИСТЫХ ТЕРМОЭЛЕМЕНТАХ НА ОСНОВЕ СПЛАВОВ ВИСМУТА	133
<b>ТЕРМОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА И ЭЛЕКТРОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАТЕРИАЛОВ И ИЗДЕЛИЙ</b>	136
<i>Нежведилов Т.Д., Алиев И.Г.</i> СИСТЕМА ТЕРМОСТАБИЛИЗАЦИИ КОМПЬЮТЕРНОГО ПРОЦЕССОРА НА ОСНОВЕ ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПРЕОБРАЗОВАТЕЛЕЙ С ПРИМЕНЕНИЕМ ТЕПЛОВОЙ ТРУБЫ	136
<i>Евдулов О.В., Магомадов Р.А.-М., Магомедова К.А.</i> ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКАЯ СИСТЕМА ДЛЯ ВИЗУАЛИЗАЦИИ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ПОЛЕЙ ОБЪЕКТОВ С ПЛОТНОЙ УПАКОВКОЙ ЭЛЕМЕНТОВ	138
<i>Алиев С.А., Алиева М.Н., Алиев А.М.</i> КОНСТРУКТИВНЫЕ ОСОБЕННОСТИ ЭЛЕКТРОМЕХАНИЧЕСКИХ УСИЛИТЕЛЕЙ РУЛЕВОГО УПРАВЛЕНИЯ ОТЕЧЕСТВЕННОГО ПРОИЗВОДСТВА	141
<i>Алиев С.А., Алиева М.Н., Алиев А.М.</i> ЭЛЕКТРОПРИВОДНОЙ НАСОС СИСТЕМЫ ОХЛАЖДЕНИЯ ПОРШНЕВОГО ДВИГАТЕЛЯ С ИНДУКТОРНЫМ ЭЛЕКТРОДВИГАТЕЛЕМ	144
<b>ПОЛУЧЕНИЕ СВЕРХПРОВОДНИКОВ</b>	148
<i>Гаджимагомедов С.Х., Сайпулаев П.М., Шабанов Н.С., Эмиров Р.М., Алиханов Н.М.-Р., Фарраджев Ш.П.</i> НАНОПОРОШКИ СОСТАВА BaZrO <sub>3</sub> ПРИ ЗАМЕЩЕНИИ ЦИРКОНИЯ НА ИТРИЙ	148
<i>Гаджимагомедов С.Х., Алиханов Н.М.-Р., Рабаданов М.Х., Рабаданова А.Э., Гаджиев М.Х., Ильичев М.В., Эмиров Р.М., Палчаев Д.К., Мурлиева Ж.Х.</i> СОЗДАНИЕ ГРАДИЕНТНЫХ НАНОКЕРАМИК НА ОСНОВЕ ФЕРРИТА ВИСМУТА ПУТЕМ ПЛАЗМЕННОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ	150

УДК 538.95

### СКАНИРУЮЩАЯ ЗОНДОВАЯ МИКРОСКОПИЯ ДЛЯ РЕШЕНИЯ ЗАДАЧ МИКРО- И НАНОЭЛЕКТРОНИКИ

Быков В. А.<sup>1,2</sup>, Быков А.В.<sup>1</sup>, Быков А.А.<sup>1</sup>, Бобров Ю.А.<sup>1</sup>, Котов В.В.<sup>1</sup>, Леесмент С.И.<sup>1</sup>,  
Поляков В.В.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> НТ-МДТ Спектрум Инструментс

<sup>2</sup> Московский физико-технический институт  
(национальный исследовательский университет)

Москва, Россия

vbykov@ntmdt-si.com

*Изложены возможности техники Компании ООО «НТ-МДТ» – сканирующих зондовых микроскопов и систем, включающих спектральные системы в видимой и инфракрасной области спектра для исследования свойств и метрологического контроля поверхностных наноструктур микро и наноэлектроники.*

**Ключевые слова:** сканирующий туннельный микроскоп, СТМ, сканирующий атомно-силовой микроскоп, АСМ, сканирующий зондовый микроскоп, СЗМ, комбинационное рассеяние, кантилевер, картридж, нанометрология, наноэлектроника, медицина, диагностика, онкология, вирусы.

*The capabilities of the equipment of the LLC NT-MDT Company - scanning probe microscopes and systems, including spectral systems in the visible and infrared spectral regions for studying the properties and metrological control of surface nanostructures of micro and nanoelectronics are outlined.*

**Keywords:** scanning tunneling microscope, STM, scanning atomic force microscope, AFM, scanning probe microscope, SPM, Raman scattering, cantilever, cartridge, nanometrology, nanoelectronics, medicine, diagnostics, oncology, viruses.

К настоящему времени сканирующая зондовая микроскопия вошла в состав классических методов исследования наноструктур и широко используется для качественной оценки физико-химических, геометрических, электрических, магнитных параметров поверхностей, биологических объектов, в том числе, живых клеток и их реакцию на состав и параметры окружающей среды.

Кроме топографии высокого пространственного разрешения, сканирующие зондовые микроскопы позволяют измерять целый ряд физических свойств поверхностных структур, включая электрические и механические свойства, а также производить модификацию поверхности методами АСМ-литографии.

В результате интенсивного развития микроэлектроники появились новые микропроцессоры, ПЛИС, появляются схемы адаптивной логики, позволяющие создавать приборы с элементами искусственного интеллекта, что существенно снижает требования к уровню пользователя приборов. Уже в настоящее время в функциях приборов

введена возможность быстрого, автоматического подбора параметров сканирования в «теппинг» моде, что делает атомно-силовые микроскопы нашей компании доступными для технологов, материаловедов и, даже, школьников, дает возможность получать высококачественное изображение топографии поверхности.

Появившаяся новая элементная база позволила создать микроскопы, обеспечивающие скорость сканирования до 20 Гц на строку, осуществлять картирование силовых кривых.

Современные модели наших АСМ NT-MDT имеют программный модуль ScanTronic™. Он позволяет полностью автоматически настраивать параметры сканирования в полуконтактной АСМ: амплитуда колебаний кантилевера, значение рабочей амплитуды колебаний, коэффициент усиления обратной связи, скорость сканирования.

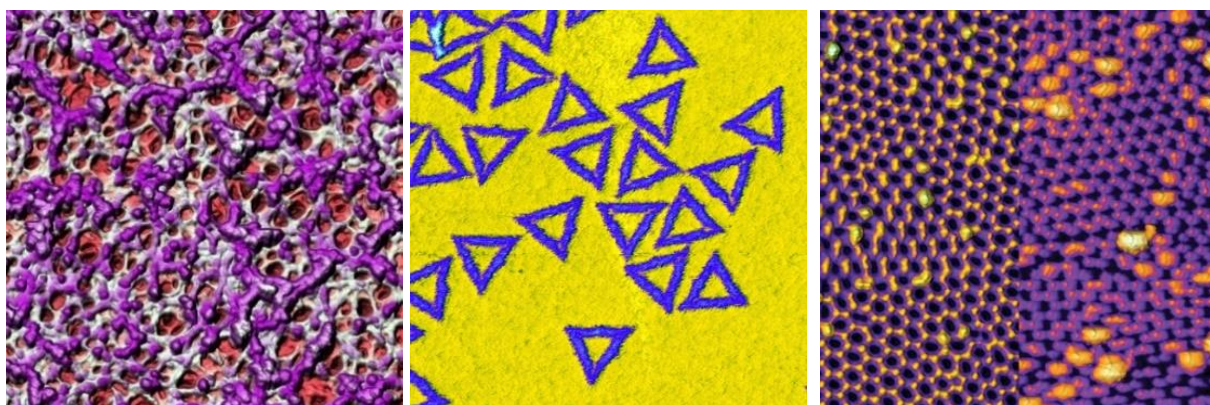


Рис. 1. АСМ изображения нитроцеллюлозной мембраны, ДНК-оригами на слюде и остро-конечной структуры  $Al_2O_3$  полученная в режиме ScanTronic слева и в ручном режиме – справа.  
(<https://www.ntmdt-si.ru/products/atomic-force-microscopes/ntegra-ii>)

ScanTronic создан для получения оптимальных изображений рельефа и фазового контраста поверхностей образцов практически любой морфологии и заметно снижает расход кантилеверов при рутинных измерениях. ScanTronic позволяет значительно ускорить получение качественных и достоверных результатов, как для опытных, так и для начинающих пользователей АСМ.

Современные микроскопы оснащаются шкафами с функциями акустической изоляции и стабилизации термодрейфов (<https://www.ntmdt-si.ru/products/atomic-force-microscopes/ntegra-ii>), что обеспечивает стабильную работу в помещениях с большими колебаниями температуры с точностью до 0,0050, что и обеспечивает предельно низкий дрейф и возможность получения высокого разрешения с высокой повторяемостью.

*Аппаратная автоматизация АСМ эксперимента.* Для ЦКП, образовательных лабораторий, а также для научных групп, имеющих задачи измерения больших массивов образцов создан прибор с повышенным уровнем автоматизации НЕКСТ II (<https://www.ntmdt-si.ru/products/atomic-force-microscopes/next-ii>). 14 высокоточных шаговых двигателей управляют всеми подвижными частями микроскопа, а интеллектуальное программное обеспечение стирает грань между оптическим и СЗМ изображе-

нием. НЕКСТ обеспечивает непрерывное увеличение от миллиметровых панорамных оптических изображений до атомарного разрешения, а такие промежуточные операции, как наведение лазера на кантилевер, позиционирование образца, «мягкий» подвод и конфигурация продвинутых СЗМ методик происходит автоматически.

Технология MultiScan™, позволяющая автоматически осуществлять последовательное сканирование областей до 5×5 мм с возможностью сшивки перекрывающихся сканов. Возможность проведения сотен измерений в день с минимальным участием оператора

Для работы с полупроводниковыми пластинами диаметром до 200 мм создан прибор ВЕГА – многофункциональный сканирующий атомно-силовой микроскоп (АСМ) широкого применения предназначен для исследования наноструктур микро- и нанoeлектроники на образцах больших размеров (до 200 мм в диаметре). Он принадлежит к новейшему поколению сканирующих зондовых микроскопов, обладающих высокой степенью автоматизации, широким набором АСМ методик, цифровым контроллером. Легкость управления для малоопытного пользователя обеспечивается автоматической настройкой системы регистрации изгибов кантилевера.

Ключевой особенностью АСМ ВЕГА являются: контроль образцов с размерами до 200×200 мм и толщиной до 40 мм в любой точке поверхности с точностью позиционирования 1 мкм.

Сканирующая многофункциональная спектроскопия комбинационного рассеяния (Рамановская) в комбинации с АСМ (<https://www.ntmdt-si.ru/products/afm-raman-nano-ir-systems/ntegra-spectra-ii>) [4, 5, 1, 2].

Разработка зондов со специальными покрытиями, способными концентрировать оптические плазмоны, позволило создать приборы на основе эффекта гигантского усиления Рамановского рассеяния – создать методы Tip Enhanced Raman Scatterings (TERS).

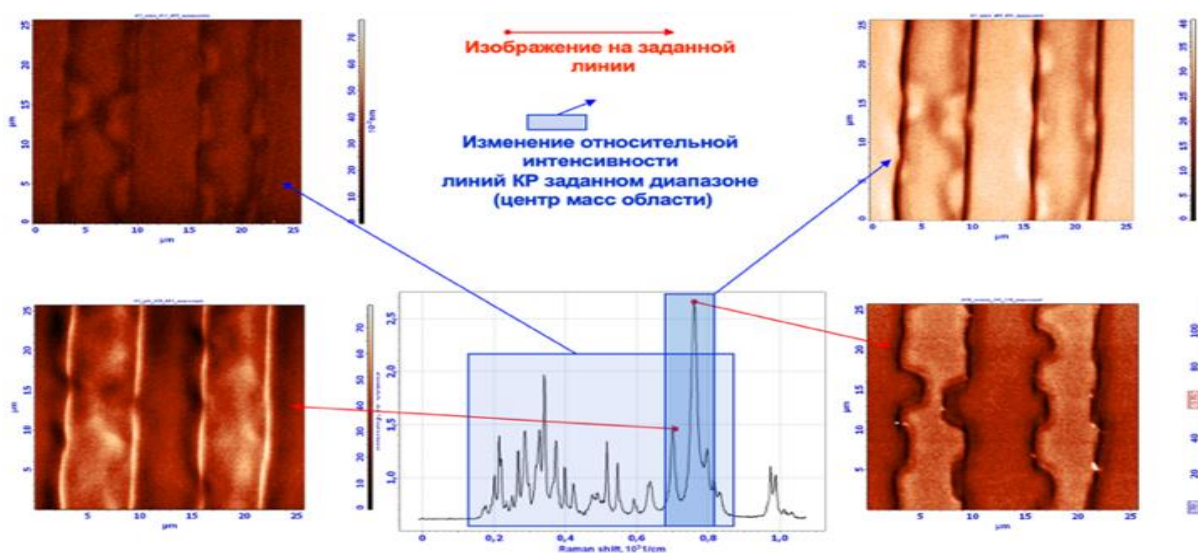


Рис. 2. Конфокальная Рамановская спектроскопия титанилфосфата калия (КТiОРО4) на глубине 500нм от поверхности образца (а) и конфокальное изображение относительного изменения интенсивности спектра КР в диапазоне 660 – 740 см<sup>-1</sup>



*Безапертурная ближнепольная микроскопия.* Развитие сканирующей ближнепольной оптической микроскопии (СБОМ) привело к созданию системы обеспечивающей в режиме СБОМ разрешение, близкое к разрешению атомно-силовой микроскопии [8 3]. В этом режиме в процессе сканирования регистрируется модулированное острием колеблющегося кантилевера рассеянное излучение лазерного излучения, фокус которого совмещен с зондом кантилевера. В особенности интересно использование перестраиваемых широкодиапазонных инфракрасных лазеров. При этом можно с высоким разрешением регистрировать характеристическое взаимодействие излучения с конкретными функциональными группами и изучать их пространственное распределение (<https://www.ntmdt-si.ru/products/afm-raman-nano-ir-systems/ntegra-nano-ir>).

Можно уверенно констатировать, что к настоящему времени в России выполнены разработки и организовано производство практически полного, за исключением сверхвысоковакуумных СЗМ, комплекса приборов и методов для исследования микро и наноструктур с использованием сканирующих зондовых микроскопов. Для лабораторий – созданы приборы линии ИНТЕГРА, для системы образования в школах и колледжах - бюджетные, но достаточно мощные НАНОЭДЬЮКАТОРЫ и СОЛВЕР- НАНО, а для исследовательских работ – приборы, кратко описанные в настоящей статье. Следует отметить, что развитие нанoeлектроники, создание новой элементной базы дают возможность дальнейшего совершенствования приборов, все более и более внедрять системы искусственного интеллекта в программное обеспечение с раскрытием возможностей развивающейся элементной базы контроллеров срок морального старения, которых сегодня составляет около 5 лет.

#### **Список литературы**

1. Thomas Schmid, Christian Camus, Sebastian Lehmann, Daniel Abou-Ras, Christian-Herbert Fischer, Martha Christina Lux-Steiner, and Renato Zenobi. Spatially resolved characterization of chemical species and crystal structures in  $\text{CuInS}_2$  and  $\text{CuGa}_x\text{Se}_y$  thin films using Raman microscopy. // Phys. Status Solidi. № 5. 2009. P.12
2. Johannes Stadler, Thomas Schmid, and Renato Zenobi. Chemical Imaging on the Nanoscale – Top-Illumination Tip-Enhanced Raman Spectroscopy. // CHIMIA 2011. 65. №.4. P.235.
3. Kazantsev D.V., Kuznetsov E.V., Timofeev S.V., Shelaev A.V., Kazantseva E.A. Apertureless near-field optical microscopy. // Physics-Uspekhi. 2017. T. 60. № 3. С. 259-275.

## ГРАФЕН НА SiC: ПОЛУЧЕНИЕ, ИССЛЕДОВАНИЕ, ПЕРСПЕКТИВЫ ПРАКТИЧЕСКОГО ПРИМЕНЕНИЯ

Лебедев А.А.<sup>1</sup>, Давыдов В.Ю.<sup>1</sup>, Смирнов А.Н.<sup>1</sup>, Лебедев С.П.<sup>1</sup>, Макаров Ю.Н.<sup>2,3</sup>  
Усиков А.С.<sup>1,3</sup>

<sup>1</sup> Физико-технический институт имени А.Ф.Иоффе

<sup>2</sup> Национальный исследовательский университет ИТМО

<sup>3</sup> ООО ГК "НИТРИДНЫЕ КРИСТАЛЛЫ"

Санкт-Петербург, Россия

shura.lebe@mail.ioffe.ru

*Исследованы структурные и электронные характеристики эпитаксиальных графеновых пленок, выращенных термическим разложением кремниевой поверхности полуизолирующей подложки 4H-SiC. Результаты комплексного исследования позволяют оптимизировать ростовые параметры и разработать надежную технологию выращивания высококачественных однослойных графеновых пленок*

**Ключевые слова:** карбид кремния, графен, подложка, технология, эпитаксиальная пленка.

*The structural and electronic characteristics of epitaxial graphene films grown by thermal decomposition of the silicon surface of a semi-insulating 4H-SiC substrate have been studied. The results of a comprehensive study make it possible to optimize the growth parameters and develop a reliable technology for growing high-quality single-layer graphene films.*

**Keywords:** silicon carbide, graphene, substrate, technology, epitaxial film.

Одной из наиболее перспективных технологий синтеза графена, позволяющей получить высококачественный материал и при этом интегрируемой в промышленный производственный процесс, является термическая деструкция поверхности подложек из карбида кремния (SiC). Структурные и электронные характеристики эпитаксиальных графеновых пленок, выращенных термическим разложением кремниевой поверхности полуизолирующей подложки 4H-SiC в среде аргона, исследованы методами рамановской спектроскопии, сканирующей зондовой микроскопии, дифракции медленных электронов [1-2].

Показано, что результаты комплексного исследования позволяют оптимизировать ростовые параметры и разработать надежную технологию выращивания высококачественных однослойных графеновых пленок. Концентрация носителей заряда в графеновом слое находилась в пределах  $7 \cdot 10^{11}$ –  $1 \cdot 10^{12}$  см<sup>-2</sup>, а максимальная подвижность электронов при комнатной температуре приближалась к 6000 см<sup>2</sup>/(В·с) [3]. Также сообщаются результаты исследования транспортных свойств этих пленок и параметров сформированных на их основе газовых и биосенсоров. Проведена проверка работоспособности графеновых сенсоров на SiC в качестве газового сенсора и биосенсора. Работу газоанализатора проверяли с помощью NO<sub>2</sub> в малых концентрациях в сухом воздухе. NO<sub>2</sub> концентрация до 0,2 частей на миллиард (PPB) была легко обнаружена [4]. Работу биосенсора проверяли с помощью иммунохимической системы,

включающей флуоресцеиновый краситель и моноклональные антифлуоресцеиновые антитела. Датчик определяет концентрацию флуоресцеина на уровне 1–10 нг/мл и конъюгата бычьего сывороточного альбумина с флуоресцеином на уровне 1–5 нг/мл. Предлагаемые устройства имеют хорошие перспективы для различных приложений [5-6].

*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ 22-12-00134.*

#### Список литературы

1. N.V.Agrinskaya, A.A.Lebedev, S.P.Lebedev, M.A.Shakhov and E.Lahderanta, Characteristic features of the magnetoresistance related to structured defects in graphene on SiC (0001), Materials Research Express 6 (2019) 035603.
2. E.Lahderanta, et.al Low-temperature magnetotransport of grapheme on SiC (0001) in pulsed magnetic fields up to 30 T, J.Phys. Condens. Matter 32 (2020) 115704 (9pp).
3. Zh.Geng, B.Hahlein, M.Auge, A.A.Lebedev, V.Yu.Davydov, M.Kittler, J.Pezoldt, F.Schwie, Graphen nanoribbons for Electronic Devices, Annalen der Physik, (2017) 1700033
4. S.Novikov, N.Lebedeva, A.Satrapinski, J.Walden, V.Davydov, A.Lebedev, Graphene based sensor for environmental monitoring of NO<sub>2</sub>, Sensors and Actuators B: Chemical 236 (2016) 1054-1060.
5. A.Usikov, et al, Graphene/SiC dies for blood type sensing, Proceeding of the Estonian Academy of Sciences, 2019, 68, 2, 207–213 <https://doi.org/10.3176/proc.2019.2.13>
6. A.A.Lebedev, V.Yu. Davydov, S.N.Novikov, D.P.Litvin, Yu.N.Makarov, V.B.Klimovich, and M.P.Samoilovich, Graphen-Based Biosensors, Technical Physics Letters, 2016, V 42, N 7 p 727-730 (2016)

УДК 539.145

## ГЕОМЕТРИЧЕСКИЙ СМЫСЛ МНОЖИТЕЛЯ КАЦА -УОРДА В МОДЕЛИ ИЗИНГА

*Борлаков Х.Ш., Эдиев Д.М., Борлакова А.Х.  
Северо-Кавказская государственная академия  
Черкесск, Россия  
borlakov@mail.ru*

*Выяснен геометрический смысл множителя Каца-Уорда  $\exp(i\varphi/2)$ , используемого в комбинаторно-геометрическом методе вычисления статистической суммы двумерной модели Изинга. Показано, что этот множитель связан со спинорным представлением группы локальных поворотов сопровождающего репера кривой на плоскости. Приведено обобщение множителя Каца -Уорда на трехмерную модель Изинга. При этом выяснено, что при переходе к перечислению одномерных графов на решетках, размерность которых больше двух, необходимо «утолщать» исходные одномерные графы. Исходные одномерные графы оказываются деформационными ретрактами «толстых» графов.*

**Ключевые слова:** модель Изинга, множитель Каца-Уорда, термодинамика.

*The geometrical meaning of the Kac-Ward multiplier  $\exp(i\varphi/2)$ , which is used in a combinatorial -geometrical method of calculation of the statistical sum of two-dimensional Ising model, is found out. It is shown, that this multiplier is connected with spinor representation of local rotation group of the canonical base of a curve on a plane. The generalization of the Kac-Ward multiplier on the three-dimensional Ising model is given.*

**Keywords:** Ising model, Katz-Ward multiplier, thermodynamics.

В 1952 г. Кац и Уорд предложили комбинаторно-геометрический метод вычисления статистической суммы модели Изинга на квадратной решетке [1], где впервые и фигурировал упомянутый выше множитель. Нашей целью является выяснение геометрической природы множителя Каца-Уорда и его обобщение на простую кубическую решетку. В качестве метода вычисления двумерной статистической суммы модели Изинга, который мы хотим обобщить на трехмерную решетку, рассмотрим метод вычисления, предложенный Н.В. Вдовиченко и изложенный в [2].

В методе Вдовиченко, статистическая сумма двумерной модели выражается через некоторую сумму  $G(v)$  по четным неориентированным графам, которая записывается следующим образом:

$$G(v) = 2^N S(v) = 2^N \sum_r g_r v^r \quad (1)$$

где  $g_r$  - число замкнутых четных графов из  $r$  связей,  $v$  - параметр взаимодействия,  $N = L^2$  - число узлов в квадратной решетке. При этом, всякий многосвязный граф считается за один.

Прямой подсчет коэффициентов  $g_r$  в (1) оказывается невозможным. Однако подсчет числа ориентированных замкнутых петель на этих графах возможно осуществить. Петли неоднозначно связаны с коэффициентами  $g_r$ , в том смысле, что данному односвязному графу соответствует несколько петель. Так, графу с самопересечением на рис.1,а соответствует шесть возможных типов петель, причем в случаях b, c, получаются пары петель.

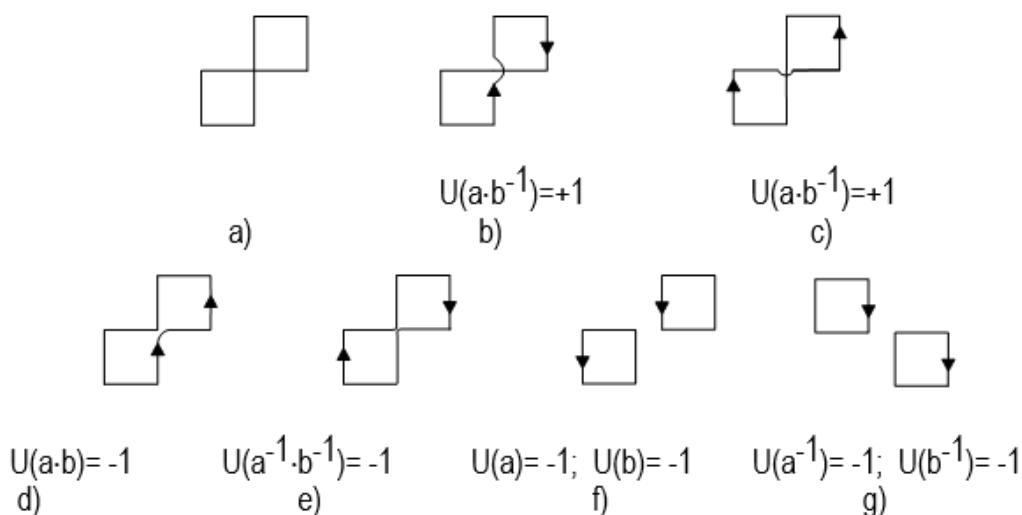


Рис. 1. Графы

Если мы разумным образом определим сумму  $f_r$  по одиночным петлям, то, комбинаторные соображения позволят нам выразить числа  $g_r$  через  $f_r$  и через ее парные, тройные, четверные и т.д. произведения [2]. Следуя Кацу и Уорду [1], сопоставим каждой петле длины  $r$  произведение

$$U = \prod_{k=1}^r \exp \frac{i\varphi_k}{2} \quad (2)$$

где  $\varphi_k = 0, \pi/2, -\pi/2$ , угол при переходе с  $k-1$ -й связи на  $k$ -ю связь. В результате обхода по петле, произведение множителей Каца-Уорда  $\exp(i\varphi/2)$  даст +1 или -1. Например, петли на рис. *c* и *d*, дают +1, петли *e*, *f*, дают -1. Вклады этих петель входят в сумму по петлям  $f_8: 1+1-1-1=0$ , то есть мы получаем нулевой вклад.

Отсылая читателя за остальными деталями изложения к [2], обратимся к нашей непосредственной задаче - выяснению геометрической природы множителя  $\exp(i\varphi_k/2)$ .

Присутствие в показателе экспоненты половинки угла поворота  $\varphi/2$  наводит на мысль о том, что множитель Каца-Уорда связан со спинорным представлением некоторой группы поворотов. Что это за группа поворотов? Оказывается, существует естественная группа поворотов, связанная с кусочно-гладкой кривой на плоскости. Рассмотрим ее.

Пусть кривая на плоскости задана уравнением  $\vec{r} = \vec{r}(s)$  или в координатах  $x=x(s)$ ;  $y=y(s)$ , где  $s$  - натуральный параметр - длина дуги. Для касательного вектора  $\vec{e}_1 = d\vec{r}/ds$  и вектора нормали к кривой  $\vec{e}_2$ , выполняются уравнения Френе [3]

$$\frac{d\vec{e}_1}{ds} = k\vec{e}_2; \quad \frac{d\vec{e}_2}{ds} = -k\vec{e}_1$$

где  $k = 1/\rho$  кривизна плоской кривой,  $\rho$  - радиус ее кривизны.

Добавим к паре векторов  $\vec{e}_1, \vec{e}_2$  еще один вектор  $\vec{e}_3$  - единичный вектор нормали к плоскости. Эти три вектора образуют ортонормированный репер, называемый репером Френе, естественным образом связанный с кривой  $\vec{r} = \vec{r}(s)$ . Если ввести вектор Дарбу

$$\vec{\Omega} = \Omega_1 \cdot \vec{e}_1 + \Omega_2 \cdot \vec{e}_2 + \Omega_3 \cdot \vec{e}_3 = k \cdot \vec{e}_3 \quad (3)$$

уравнения Френе запишутся в более симметричной форме

$$\frac{d\vec{e}_i}{ds} = [\vec{\Omega} \times \vec{e}_i] \quad (4)$$

Величина  $d\theta = |\vec{\Omega}| \cdot ds$  задает бесконечно малый угол поворота, совершаемый репером Френе при перемещении вдоль кривой на длину дуги  $ds$ . Поворот совершается вокруг направления вектора Дарбу [4].

Известно, что повороту системы координат на угол  $d\theta$  вокруг единичного вектора  $\vec{l}$  отвечает унитарное преобразование [5]

$$B = 1 + \frac{i}{2} (\vec{\sigma} \cdot \vec{l}) d\theta,$$

где  $\vec{\sigma}=(\sigma_1,\sigma_2,\sigma_3)$  - матрицы Паули. При сдвиге вдоль кривой на  $ds$  имеем следующее преобразование спинора

$$\Psi(s+ds)=\left(1+\frac{i}{2}(\vec{\sigma}\cdot\vec{\Omega})ds\right)\Psi(s)$$

Отсюда получается уравнение движения для сопровождающего спинора

$$-i\frac{d\Psi(s)}{ds}=\frac{\vec{\sigma}\cdot\vec{\Omega}(s)}{2}\Psi(s) \quad (5)$$

Учитывая (3), имеем

$$-i\frac{d\Psi}{ds}=\frac{\vec{\sigma}_3\cdot k(s)}{2}\Psi \quad (6)$$

Интеграл этого уравнения запишется в виде

$$\Psi(s)=\left\{\exp\left[\frac{i}{2}\int_0^s\sigma_3k(\tau)d\tau\right]\right\}\Psi(0)$$

Таким образом, обходу петли отвечает унитарный оператор

$$U(s)=\exp\left\{\frac{i}{2}\int_0^s\sigma_3k(\tau)d\tau\right\} \quad (7)$$

Учитывая, что угол поворота выражается через кривизну  $d\theta=|\vec{\Omega}|ds=kds$ , мы уясняем смысл формулы (7). Для замкнутой кривой она дает единичную  $2\times 2$  матрицу

$$U(s)=\pm\hat{1}=\pm\begin{pmatrix} 1 & 0 \\ 0 & 1 \end{pmatrix}.$$

Если замкнутая петля является ломаной, то повороты происходят в узлах ломаной и (7) превращается в произведение

$$U(s)=\exp\left(\frac{i\sigma_3}{2}\sum_{k=1}^l\theta_k\right)=\prod_{k=1}^l\exp\left(\frac{i\sigma_3}{2}\right) \quad (8)$$

В (8) мы узнаем формулу (2) для произведения множителей Каца-Уорда. Учитывая абелев характер группы поворотов, можно, вместо матрицы Паули  $\sigma_3$ , в (7,8) употреблять просто единицу. Таким образом, множитель Каца-Уорда  $\exp(i\varphi/2)$  действительно реализует спинорное представление локальной группы поворотов сопровождающего репера Френе для кривой или ломаной.

Обсудим теперь возможность обобщения множителя Каца-Уорда на трехмерную модель Изинга для простой кубической решетки. Казалось бы, такое обобщение не составляет никакой трудности, и для ориентированной петли на трехмерной решетке можно было бы написать по аналогии с (8)

$$\hat{U}(s)=P\left\{\prod_{i=1}^M\exp\left[\frac{i}{2}\vec{\sigma}\cdot\vec{\Omega}(s_i)\Delta s\right]\right\} \quad (9)$$

где  $P$  - знак траекторного упорядочения [3], связанный с присутствием в показателе экспоненты всех трех матриц Паули, которые некоммутативны.

Хотя, в конечном счете, формула (9) является правильной, ее буквальное понимание по аналогии с двумерным случаем приводит к неоднозначности. Это связано с тем, что ориентированная петля в трехмерном пространстве состоит из отрезков прямых, примыкающих друг к другу. Но прямая в пространстве является вырожденным случаем кривой: её кривизна и кручение равны нулю. Для канонического репера кривой в пространстве - репера Френе - однозначно определена ориентация только касательного вектора  $\vec{e}_1$ . Два других вектора на прямой не имеют фиксированного направления. В случае прямой на плоскости такой неоднозначности не было.

Чтобы избавиться от этой неоднозначности, модифицируем задачу перечисления графов на трехмерной решетке. Каждый неориентированный одномерный граф утолщим в поперечнике, так что он превратится в трехмерное тело, ограниченное гладкой двумерной поверхностью. Например, утолщая окружность получим тор. Любой из «толстых» графов гомеоморфен (топологически эквивалентен) некоторой сфере с  $g$  ручками («дырками»). Ориентированные петли будут лежать на поверхностях, ограничивающих «толстые» неориентированные графы. Для кривой на двумерной поверхности существует канонический сопровождающий репер  $\{\vec{e}_1, \vec{e}_2, \vec{e}_3\}$ , называемый репером Дарбу [4] и определяемый следующим образом:  $\vec{e}_1 = d\vec{r}/ds$  - касательный вектор к кривой,  $\vec{e}_3$  - нормаль к поверхности,  $\vec{e}_2 = [\vec{e}_3 \times \vec{e}_1]$  - вектор бинормали. Уравнения движения репера Дарбу вдоль петли (деривационные формулы) совпадают с (4), а вектор Дарбу имеет в каноническом базисе следующие компоненты  $\vec{\Omega} = (\chi_g, -\nu, k_g)$  [6], где  $k_g = k \sin \theta$  - геодезическая кривизна;  $\nu = k \cos \theta$  - нормальная кривизна;  $\chi_g = \chi - d\theta/ds$  - геодезическое кручение. Таким образом, деривационная формула для сопровождающего спинора на кривой примет вид

$$\frac{d\Psi(s)}{ds} = \frac{i}{2} (\chi_g \sigma_1 - \nu \sigma_2 + k_g \sigma_3) \Psi(s) \quad (10)$$

а интеграл уравнения (10) запишется в виде упорядоченной экспоненты

$$\Psi(s) = P \left\{ \exp \left[ \frac{i}{2} \int_0^s \vec{\sigma} \vec{\Omega}(\tau) d\tau \right] \right\} \Psi(0) \quad (11),$$

где  $P$  - знак траекторного упорядочения [3]. Если разбить петлю на малые отрезки длины  $\Delta s$ ,  $P$  - экспонента запишется в виде произведения (9).

Сделаем замечание относительно топологического смысла перехода от суммирования по неориентированным графам к суммированию по ориентированным петлям, определенным на этих графах. Неориентированные графы в плоском случае и их трехмерные аналоги - «толстые» графы - представляют собой замкнутые, кусочно-гладкие многообразия, а ориентированные петли на них - это элементы фундаментальной группы соответствующих многообразий. На рис. показаны две образующие  $a$  и  $b$  плоского графа с одним самопересечением и всевозможные произведения этих образующих. При этом, произведение двух петель понимается так, как это принято в комбинаторной (алгебраической) топологии [7] - как последовательное прохождение этих петель.

Таким образом, нам удалось обобщить на трехмерный случай один из ключевых элементов комбинаторно-геометрической схемы вычислений статистической суммы модели Изинга - множитель Каца-Уорда и, до некоторой степени, выяснить топологическую и геометрическую природу понятий, используемых в этом методе. Для окончательного вычисления статистической суммы трехмерной модели, требуется составить схему «случайных блужданий» на простой кубической решетке, т.е. цепь Маркова. Множители Каца-Уорда выступают в этом случае как элементы матрицы «переходных вероятностей». Если матрица «переходных вероятностей» будет известна, то нахождение статистической суммы сводится к вычислению определителя от этой матрицы [2]. К сожалению, эта часть задачи оказывается несравненно более громоздкой и требует отдельного изложения.

#### Список литературы

1. Кас М., Ward T.C. A combinatorial solution of the twodimensional Izing model. // Phys. Rev. 1952.V.88, N 6. P. 1332-1337.
2. Ландау Л.Д., Лифшиц Е.М. Статистическая физика. Ч.1. М.: Наука, 1976.
3. Дубровин Б.А., Новиков С.П., Фоменко А.Т. Современная геометрия. Методы и приложения. М.: Наука, 1986.
4. Корн Г., Корн Т. Справочник по математике. М.: Наука, 1984.
5. Берестецкий В.Б., Лифшиц Е.М., Питаевский Л.П. Релятивистская квантовая теория. Ч.1. М.: Наука, 1968.
6. Картан А. Дифференциальное исчисление. Дифференциальные формы. М. Мир, 1971.
7. Косневски Ч. Начальный курс алгебраической топологии. М.: Мир, 1983.

УДК 538.975

### СПЕКТРАЛЬНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ КОЭФФИЦИЕНТА ОПТИЧЕСКОГО ПОГЛОЩЕНИЯ ПЛЕНОК $\text{CuInGaSe}_2$ , ПОЛУЧЕННЫХ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ СЕЛЕНИЗАЦИИ

Алиев М.А.<sup>1</sup>, Гаджиев Т.М.<sup>1</sup>, Алиев А.М.<sup>2</sup>, Асхабов А.М.<sup>1</sup>, Алиев С.А.<sup>2,3</sup>

<sup>1</sup> Институт физики им. Х.И. Амирханова ДФИЦ РАН

<sup>2</sup> Дагестанский государственный университет

<sup>3</sup> Дагестанский государственный технический университет

Махачкала, Россия

gadjiiev\_timur@mail.ru

Показано, что спектральные зависимости коэффициента поглощения для всех пленок являются типичными для халькогенидных пленок в области энергий квантов  $0,8 \leq hv \leq 2,0$  эВ. С ростом температуры селенизации наблюдается увеличение значений коэффициента оптического поглощения и происходит трансформация спектрального контура. Максимум спектральной зависимости коэффициента поглощения пленок  $\text{CuIn}_{0,95}\text{Ga}_{0,05}\text{Se}_2$  полученных при температуре селенизации  $T_{\text{сел.}} = 550$  °С. наблюдается при  $hv \geq 1,25$  эВ. Оптическая ширина запрещенной зоны  $E_g \approx 1,125$  эВ при комнатной температуре.



**Ключевые слова:** пленка, технология, халькопирит, вакуум, селенизация, температура, поглощение, спектр.

*The spectral dependences of the absorption coefficient for all films are shown to be typical for chalcogenide films in the region of quanta energies  $0,8 \leq hv \leq 2,0$  eV. The increase in the values of the optical absorption coefficient and the transformation of the spectral contour are observed as the selenization temperature increases. The spectral dependence maximum of the absorption coefficient of  $CuIn_{0,95}Ga_{0,05}Se_2$  films gained at selenization temperature  $T_{sel.} = 550$  °C. is observed at  $hv \geq 1.25$  eV. Optical band gap  $E_g \approx 1.125$  eV at room temperature.*

**Keywords:** film, technology, chalcopyrite, vacuum, selenization, temperature, absorption, spectrum

Фотоэлектрические солнечные элементы третьего поколения [1-3] и модули на их основе [4-5] производящихся в настоящее время с использованием соединений, состоящих из широкого спектра элементов на основе системы материалов I-III-VI<sub>2</sub> таких как (Ag,Cu), (In,Ga), (S,Se)<sub>2</sub>, демонстрируют фотоэлектрическую эффективность до 23,35% в лабораторных условиях [6] и около 20% для модулей [7-8].

Производство солнечных элементов на основе  $CuInGaSe_2$  (CIGS) являются перспективным направлением на рынке возобновляемой энергетики, ввиду возможности изготовления экономически более выгодных сравнительно с кремниевыми фотоэлектрических модулей, на гибких подложках.

Одними из преимуществ многокомпонентного полупроводникового соединения CIGSe является управляемое значение запрещенной зоны ( $E_g$ ) в области от 1,0 эВ (CIS) до 2,4 эВ ( $CuGaS_2$ ) и высокие значения коэффициента оптического поглощения, которые позволяют уменьшить толщину фотопоглощающего слоя быть тоньше нескольких микрометров.

Физические и химические аспекты получения тонких пленок из многослойных соединений на основе сложны по сравнению уже известными и изученными материалами, таких как Si и GaAs, и кроме того, свойства пленок часто зависят от методов получения [10]. Исследование взаимосвязи технологических условий получения с физическими свойствами приведет к дальнейшим разработкам, которые позволят повысить эффективность преобразования энергии, а также углубят понимание процессов формирования многокомпонентных соединений.

Исследованием спектральных зависимостей коэффициента пропускания и учитывая возможность многократного отражения мы рассчитывали коэффициент оптического поглощения пленок  $CuIn_{0,95}Ga_{0,05}Se_2$  с использованием формулы:

$$\alpha = \frac{1}{d} \ln \left\{ \frac{(1-R)^2}{2T} + \sqrt{\left[ \frac{(1-R)^2}{2T} \right]^2 + R^2} \right\}$$

применяя значение коэффициента отражения  $T = 0,2$ , что является характерным значением для этих соединений. Для разрешенных оптических переходов справедлива формула:

$$\alpha (hv) = C(hv - E_g)^{1/2},$$

где  $C = 2 \cdot 10^4$  – постоянная величина.

Экстраполяцией произведения  $(\alpha \cdot h \cdot \nu)^2 \rightarrow 0$  по значению отсечки на оси  $h\nu$  можно определить значение ширины запрещенной зоны  $E_g$  пленок  $\text{CuIn}_{0,95}\text{Ga}_{0,05}\text{Se}_2$ .

С ростом температуры селенизации наблюдается увеличение значений коэффициента оптического поглощения.

Спектральные зависимости коэффициента поглощения для всех пленок являются типичными для халькогенидных пленок в области энергий квантов  $0,8 \leq h\nu \leq 2,0$  эВ. Длинноволновой максимум наблюдается при энергиях  $h\nu \approx 1,1 \div 1,5$  эВ (рис.1). Спектральный контур коэффициента поглощения пленок  $\text{CuIn}_{0,95}\text{Ga}_{0,05}\text{Se}_2$  полученных при различных температурах селенизации трансформируется (рис. 1).

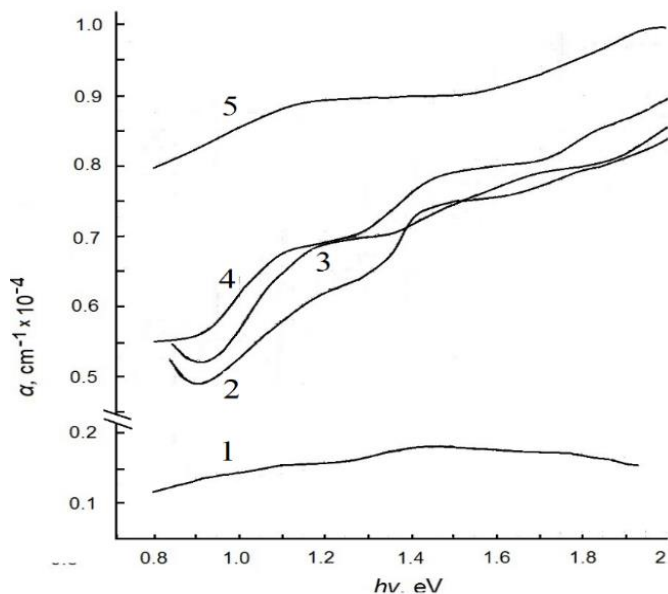


Рис. 1. Спектральные зависимости коэффициента поглощения пленок  $\text{CuIn}_{0,95}\text{Ga}_{0,05}\text{Se}_2$  полученных при температурах селенизации: 1–350 °С, 2–400 °С, 3–450 °С, 4–500 °С, 5–550 °С.

На спектральной зависимости  $\alpha$  наблюдаются несколько пиков. Наличие таких пиков вероятно связано с образованием многокомпонентных соединений с близкой стехиометрией.

В области энергий  $1,2 \leq h\nu \leq 1,5$  эВ наблюдаются практически постоянные значения  $\alpha$ . С дальнейшим ростом энергий оптического излучения наблюдается резкий рост коэффициента поглощения. Такое поведение  $\alpha$  по данным литературы связано в халькопиритных пленках с дефектной структурой поверхности пленки.

Спектральная зависимость коэффициента поглощения пленок  $\text{CuIn}_{0,95}\text{Ga}_{0,05}\text{Se}_2$  полученной при температуре селенизации  $T_{\text{сел.}} = 550$  °С обнаруживает коротковолновую границу  $h\nu < 0,8$  эВ, что отвечает значению ширины запрещенной зоны (рис.1 кривая 5). С увеличением энергии фотонов при  $h\nu > 0,8$  эВ коэффициент поглощения резко возрастает по экспоненциальному закону. Экспоненциальный рост завершается вблизи  $h\nu \approx 1,0$  эВ.

Максимум спектральной зависимости коэффициента поглощения пленок  $\text{CuIn}_{0,95}\text{Ga}_{0,05}\text{Se}_2$  наблюдается при  $h\nu \geq 1,25$  эВ. Характер зависимости края поглощения типичен для полупроводников. Вычисленный коэффициент поглощения составлял величину  $\alpha \approx 10^4 \text{ см}^{-1}$  в области излучения  $1,25 \leq h\nu \leq 1,5$  эВ. Крутизна длинноволнового края  $\delta \approx 25 \text{ эВ}^{-1}$ . Оптическая ширина запрещенной зоны  $E_g \approx 1,125$  эВ при комнатной температуре (рис. 2).

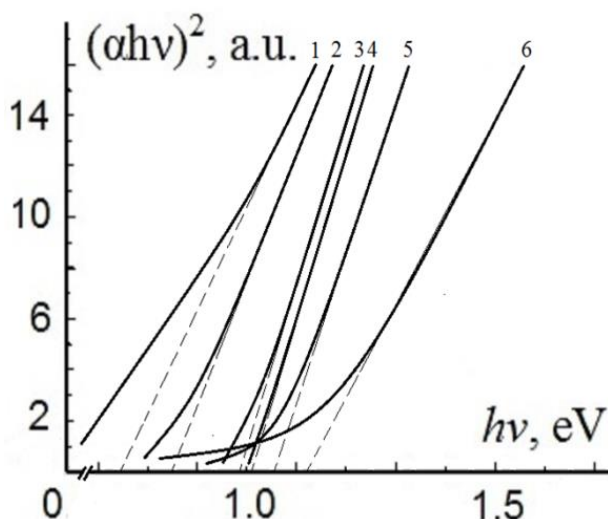


Рис. 2. Оценка значений ширины запрещенной зоны при комнатной температуре пленок  $\text{CuIn}_{0.95}\text{Ga}_{0.05}\text{Se}_2$  полученных при температурах селенизации  $T_{\text{сел.}} = 1-300$ ; 2-350; 3-400; 4-450; 5-500; 5-550 °C.

Оценка ширины запрещенной зоны производилась из спектральной характеристики коэффициента поглощения  $(\alpha \cdot hv)^2 \sim f(hv)$  пленок  $\text{CuIn}_{0.95}\text{Ga}_{0.05}\text{Se}_2$  полученных в области температур селенизации  $300 \text{ °C} \leq T_{\text{сел.}} \leq 500 \text{ °C}$  показала увеличение значений  $E_g \approx 0,75 - 1,05$  эВ. Такое значение оптической ширины запрещенной зоны характерно для дефектных пленок тройного халькогенида  $\text{CuInGaSe}_2$ .

#### Список литературы

1. S. Wagner, J. L. Shay, P. Migliorato and H. M. Kasper. Appl. Phys. Lett. 1974. 25. P.434.
2. J. L. Shay, S. Wagner and H. M. Kasper, Appl. Phys. Lett. 1975. 27. P. 89.
3. L. L. Kazmerski, F. R. White and G. K. Morgan, Appl. Phys. Lett. 1976. 29. P.268.
4. B. Dimmler and H. W. Schock, Prog. Photovoltaics. 1996. 4. P. 425.
5. K. Kushiya, M. Tachiyuki, T. Kase, I. Sugiyama, Y. Nagoya, D. Okumura, M. Sato, O. Yamase and H. Takeshita, Sol. Energy Mater. Sol. Cells. 1997. 49. P. 277.
6. M. Nakamura, K. Yamaguchi, Y. Kimoto, Y. Yasaki, T. Kato and H. Sugimoto, IEEE J. Photovolt. 2019. 9. P. 1863.
7. T. Kato, A. Handa, T. Yagioka, T. Matsuura, K. Yamamoto, S. Higashi, J.-L. Wu, K. F. Tai, H. Hiroi, T. Yoshiyama, T. Sakai and H. Sugimoto. IEEE J. Photovolt. 2017. 7. P.1773.
8. M. A. Green, E. D. Dunlop, J. Hohl-Ebinger, M. Yoshita, N. Kopidakis and X. Hao, Prog. Photovoltaics. 2021. 29. P. 657.
9. M. J. (Mariska) de Wild-Scholten, Sol. Energy Mater. Sol. Cells. 2013. 119. P. 296.
10. K. Beppu, Y. Hirai, T. Kato, S. Ishizuka, T. Ina and T. Wada. Appl. Phys. Lett. 2020. 117. 043901.

## МЕТОДЫ СБОРКИ КРИСТАЛЛА С ПРИМЕНЕНИЕМ ОЛОВЯННО-СВИНЦОВОГО ПРИПОЯ ПОС-5 НА АВТОМАТИЗИРОВАННОЙ УСТАНОВКЕ

*Шахмаева А.Р., Казалиева Э.*

*Дагестанский государственный технический университет  
Махачкала, Россия  
kazanova.em@mail.ru*

*Целью данной работы является разработка технологии посадки транзисторов с применением нового импортзамещающего припойного материала ПОС-5 и влияния его на тепловое сопротивление переход кристалл-корпус, структуру соединения, параметры и характеристики прибора. Надежность работы полупроводниковых транзисторов зависит от технологии присоединения структуры кристалла транзистора к корпусу. В данном исследовании посадка кристалла транзистора проводилась на установке фирмы "ESEK" с применением импортного припоя.*

**Ключевые слова:** *припой, кристалл, транзистор, температура плавления, напыление, контакт.*

*The purpose of this work is to develop a technology for planting transistors using a new import-substituting solder material POS-5 and its effect on the thermal resistance of the crystal-case junction, the connection structure, parameters and characteristics of the device. The reliability of the operation of semiconductor transistors depends on the technology of attaching the structure of the transistor crystal to the case. In this study, the landing of a transistor crystal was carried out on an "ESEK" installation using imported solder.*

**Keywords:** *solder, crystal, transistor, melting point, deposition, contact.*

При изготовлении полупроводниковых приборов соединение кристалла с корпусом чаще всего производится с помощью пайки. В качестве отечественных припойных материалов используется свинец и его сплавы. Свинец обладает высокой пластичностью в интервале температур от 200 до 250°C, малой химической активностью к полупроводникам и металлам, химической стойкостью к окислительным средам, относительно высокой температурой плавления (360°C), невысокой стоимостью. Это позволяет создавать на его основе широкий ряд припоев, которые находят все большее распространение в полупроводниковой технике [1].

Обычно технология пайки свинцовыми припоями использует печную пайку в среде водорода с нагружением паяного соединения за счет приложения давления от 0,05 до 0,1 кгс/мм<sup>2</sup>. Однако такая технологическая схема требует длительного контакта жидкого припоя с паяемой основой и плохо поддается автоматизации. В последнее время все чаще используется пайка припоями на основе свинца путем приложения вибрации и давления к паяемым изделиям. Такой процесс легко поддается автоматизации, и время пайки сокращается до 0,1-1 сек, в то время как печная пайка требует времени контакта с жидким припоем от 1-3 мин. до 10-20 мин [2-3].

Разработка технологии посадки кристалла транзистора проводилась на импортной линии по производству мощных транзисторов, в состав которой входит автомат

фирмы "ESEK" по пайке кремниевых кристаллов сплавом на основе свинца. Для данной установки в процессе посадки применяли импортный припой. Такого типа припоев отечественная промышленность не выпускает, но для его замены были проведены исследования и разработан идентичный припой на отечественной предприятии. Это припой ПОС-5 в виде проволоки диаметром 0,8 мм, с содержанием 5% олова.

Установка посадки представляет собой автомат модели 2005 фирмы "ESEK", имеет горизонтальную нагревательную печь, закрытую кожух из нержавеющей стали. Длина печи около 600 мм. В выходном конце печи в кожухе имеется отверстие, через которое подается припойный сплав на поверхность сдвигаемой периодически рамки. Кристалл захватывается присоской и переносится на поверхность площадки рамки с находящейся в ней капелькой припоя и притирается к поверхности. Амплитуда и частота колебаний кристалла, и нагрузка на него регулируется в широких пределах, и могут быть заданы, как в процессе работы, так и при наладке установки [4].

Температурные режимы пайки менялись от 360° до 400°С. Одновременно с отечественной припойной проволокой ПОС-5 использовали для сравнения импортный припой. Качество посадки определяли по механическому отрыву кристалла.

Результаты исследований опытной партии проволоки показали, что при температуре 360°С в сравнении с 380°С и 400°С отделение кристалла не происходило, скол наблюдался по толщине кристалла, что говорит о более высокой прочности паяного шва, чем сам кристалл [5].

При данной технологической температуре контроль смачиваемости и результат качества посадки удовлетворительный и сопоставим с использованием импортного припоя.

Были проведены исследования влияния теплового сопротивления на технологию посадки кристалла транзистора. В процессе монтажа кристаллов и при вибрации до 30-40 мкм тепловое сопротивление превышает требуемое значение. Это происходит из-за неполного удаления окислов из зоны монтажа, образуются участки с непропаями, которые приводят к росту теплового сопротивления (рис.1).

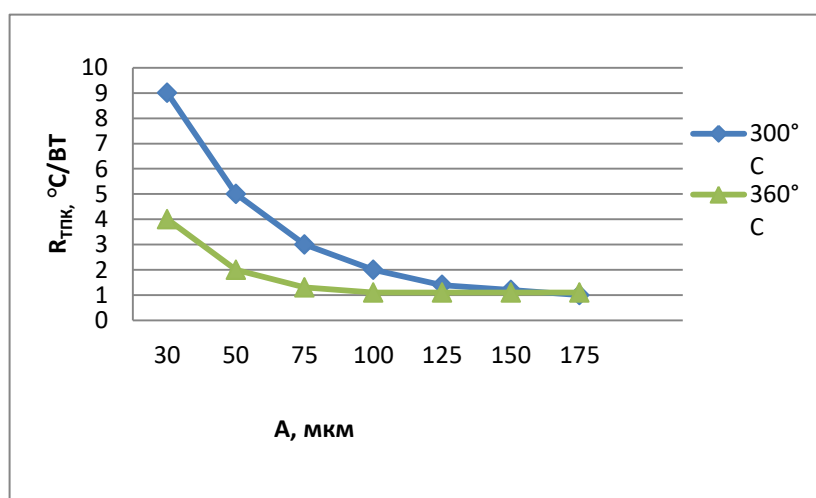


Рис.1. Влияние режимов монтажа кристаллов на величину теплового сопротивления

Из рис.1 видно, что при температуре 300°С сопротивление достигает 7°С/Вт, а при 360°С достигает 3°С/Вт. При температуре 360°С, с амплитудой колебаний от 90-140 мкм уровень переходного сопротивления соответствует не более 1°С/Вт.

Таким образом, под кристаллом не образуются пустоты и непропаи, что способствует высокой теплопроводности и соответственно надежности работы исследуемых транзисторов. Метод позволил повысить процент выхода годных приборов.

По результатам исследований отечественный припой ПОС-5 удовлетворяет техническим требованиям и был использован при изготовлении мощных транзисторов, типа КТ872 в качестве материала пайки с улучшенными тепловыми характеристиками и с повышением на 5% выхода годных приборов.

#### **Список литературы**

1. Аносов В.С., Сейдман Л.А. и др. Исследование технологии монтажа кремниевых кристаллов мощных транзисторов в позолоченные и никелированные корпуса с помощью сплава ПСр-2,5 // Электронная техника. 2016. № 2. С. 62–68.
2. Forman R. S., Minogue G. The basics of wafer-level AuSn soldering // Chip Scale Review. – 2004. – Т. 8, № 7. – С. 55-59.
3. Васьков О.С., Нисс В.С., Кононенко В.К., Турцевич А.С., Рубцевич И.И., Соловьев Я.А., Керенцев А.Ф. Диагностика технологических характеристик мощных транспортных средств с помощью релаксационного импеданс-спектрометра тепловых процессов. // Известия высших учебных заведений. Материалы электронной техники. 2014. Т. 17. № 1. С. 47-52.
4. Шахмаева А.Р., Казалиева Э. Применение припоя ПОС-5 для монтажа кристалла транзистора. // В сборнике: Неделя науки - 2021. Сборник материалов 42 итоговой научно-технической конференции преподавателей, сотрудников, аспирантов и студентов ДГТУ. Махачкала, 2021. С. 162-163.
5. Исмаилов Т.А., Шахмаева А.Р., Шангереева Б.А. Технология наноразмерных слоев металлов для формирования надежного контакта к стоковой области кремниевых транзисторов. // Микроэлектроника. 2020. Т. 49. № 6. С. 409-412.

---

# МАТЕРИАЛЫ И КОМПОНЕНТЫ ЭКСТРЕМАЛЬНОЙ МИКРО- И НАНОЭЛЕКТРОНИКИ

---

УДК 538.975

## ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ МАГНЕТРОННОГО РАСПЫЛЕНИЯ НА СВОЙСТВА СТРУКТУР С КАРБИДОМ КРЕМНИЯ

Нурмагомедов Ш.А.

Дагестанский государственный университет

Махачкала, Россия

n\_shamil@mail.ru

*Показана возможность получения монокристаллических слоев широкозонных твердых растворов  $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$  ( $x=0,1; 0,3$  и  $0,5$ ) на подложках 6H-SiC ионным распылением поликристаллической мишени аналогичного состава с использованием магнетронной системы. Установлено, что получение воспроизводимых результатов по скорости формирования слоя, химическому составу, структуре и морфологии поверхности зависит от многих параметров процесса, основными из которых являются температура, месторасположение подложки в реакторе и удельная мощность разряда.*

**Ключевые слова:** карбид кремния, нитрид алюминия, твердые растворы, магнетронное распыление.

*The possibility of obtaining single-crystal layers of wide-gap solid solutions  $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$  ( $x=0.1, 0.3$  and  $0.5$ ) on 6H-SiC substrates by ion sputtering of a polycrystalline target of a similar composition using a magnetron system is shown. It has been established that obtaining reproducible results in terms of the layer formation rate, chemical composition, structure, and surface morphology depends on many process parameters, the main of which are temperature, the location of the substrate in the reactor, and the specific discharge power.*

**Keywords:** silicon carbide, aluminum nitride, solid solutions, magnetron sputtering.

Для полноценного управления процессами синтеза структур на основе карбида кремния магнетронным распылением необходимо иметь представление о технологических параметрах, влияющих на их свойства. Знание этих параметров позволяет прогнозировать и определять такие параметры как толщина пленок, их структура и совершенство [1]. В данной работе проводится анализ влияния технологических параметров на некоторые свойства получаемых структур.

Синтез структур на основе SiC проводился методом магнетронного распыления мишени, состоящей из спеченного карбида кремния и нитрида алюминия в различных весовых соотношениях. Распыление проводили в атмосфере аргона. Измерения высоты ступеньки  $h$  проводились с помощью интерферометра МИИ-4.

Зависимость скорости осаждения SiC от мощности возбуждения разряда при давлении аргона 2Па показывает, что скорость осаждения вначале увеличивается, затем постепенно достигает насыщения. Подобная зависимость объясняется увеличением степени ионизации атомов аргона, а, следовательно, и концентрации бомбар-

дирующих мишень частиц с увеличением плотности мощности разрядного тока. Поскольку при данном давлении в камере, концентрация атомов аргона в плазме постоянна, то по мере увеличении плотности мощности степень ионизации растёт, приближаясь к единице. При этом скорость распыления достигает насыщения.

Другой причиной наблюдаемой зависимости может быть изменение механизма распыления атомов при более высоких значениях энергий рабочего газа. Известно, что с увеличением кинетической энергии бомбардирующих ионов они все глубже проникают в мишень и при этом передают энергию объёмным атомам мишени, что приводит к уменьшению эффективности распыления [2]. Эффективность процесса ионного распыления характеризуется коэффициентом распыления  $S$ . Значение этого коэффициента зависит от множества факторов: энергии, массы и атомного номера бомбардирующих ионов, массы и атомного номера распыляемых атомов, угла падения ионов, температуры поверхности, качества её обработки и др. Существенное влияние на коэффициент распыления также оказывает геометрия распылительной системы и давление рабочего газа.

Для выбора оптимального технологического режима необходимо определить давление, при котором исключается или сводится к минимуму процесс обратной диффузии. При  $m_a > m_r$ , что имеет место в случае распыления SiC ионами аргона, этому условию удовлетворяет давление  $p \leq L_a/d$ , где  $L_a$  - средняя длина направленного пробега распыленных атомов при единичном давлении газа,  $d$  - расстояние от мишени до подложки.

Для атомов мишени значение  $L_a$  при энергии ионов аргона ~600эВ соответствуют 0,02-0,06Па·м, а расстояние  $d = 3-5$ см. Поэтому давление аргона, при котором исключается возврат распыленных атомов на мишень, вследствие обратной диффузии, соответствует значениям, меньшим 0,66-1,2Па.

Для ионного распыления при нормальном падении ионов, коэффициент распыления связан с массой распыляемого материала соотношением  $S = \frac{N_a m Z_e}{A I_u t}$ , где  $N_a = 6.02 \cdot 10^{22}$  моль<sup>-1</sup> - число Авогадро;  $Z_e$  - заряд иона;  $I_u$  - ток ионов;  $t$  - длительность бомбардировки;  $A$  - атомная масса вещества мишени;  $m$  - масса распыляемого материала.

Пользуясь данным выражением и результатами измерений скорости распыления мишеней SiC были определены коэффициенты распыления при энергиях ионов 0,5кэВ.

Для формирования твердых растворов в системе SiC-AlN магнетронным распылением были получены закономерности скорости распыления материала мишени (SiC)<sub>1-x</sub>(AlN)<sub>x</sub> от удельной мощности разряда для трех составов ( $x = 0,1; 0,3$  и  $0,5$ ) (рис.1). Особенность зависимостей состоит в том, что с увеличением содержания AlN в твердом растворе наблюдается существенное снижение скорости распыления во всем диапазоне удельной мощности разряда. Это можно связать с увеличением плотности горячепрессованных мишеней. Получена аналогичная зависимость и для скорости роста пленки с разбросом значений в 10-15%.



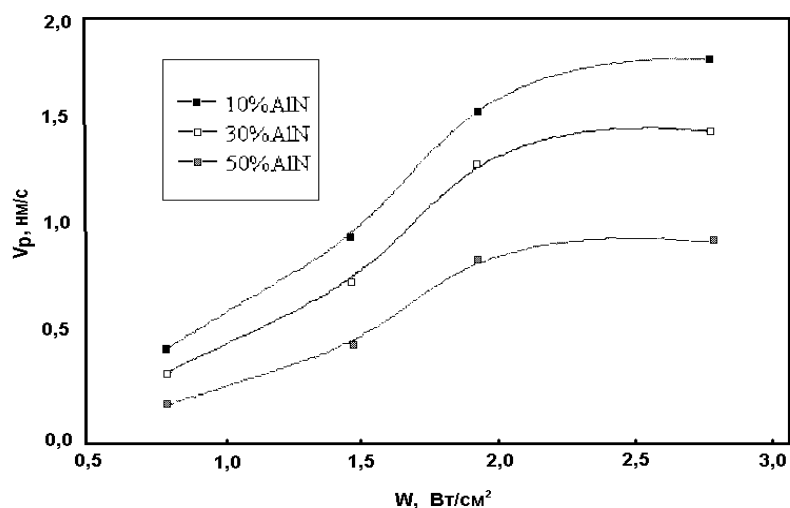


Рис.1. Зависимость скорости распыления материала мишени  $(SiC)_{1-x}(AlN)_x$  от удельной мощности разряда

Исследование зависимости скорости роста пленки твердого раствора с составом  $(SiC)_{0,7}(AlN)_{0,3}$  от температуры подложки при фиксированной удельной мощности разряда показало снижение скорости при увеличении температуры (рис.2). Вероятно, с повышением температуры подложки уменьшается пересыщение паров в системе из-за возрастания, в первую очередь, интенсивности потока атомов с поверхности подложки. Это, естественно, приводит к уменьшению центров кристаллизации и скорости их разрастания.

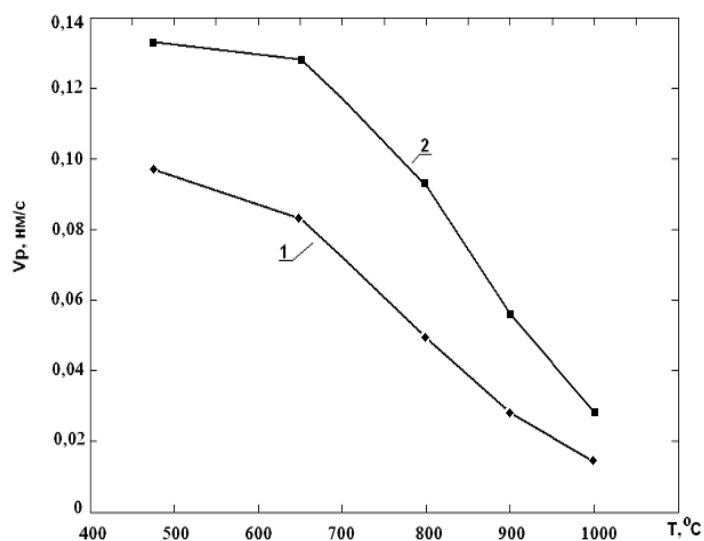


Рис.2. Зависимость скорости роста пленки  $(SiC)_{1-x}(AlN)_x$  от температуры подложки при распылении  $(SiC)_{0,7}(AlN)_{0,3}$  ток разряда 1 – 100 мА, 2 – 70 мА.

Рентгенодифракционные исследования показали, что пленки, полученные при температуре 500°C, имеют аморфную структуру. При температуре 700-800° С наблюдается переход к поликристаллическому строению, а при 900-1000°C образуются монокристаллические слои (рис.3).

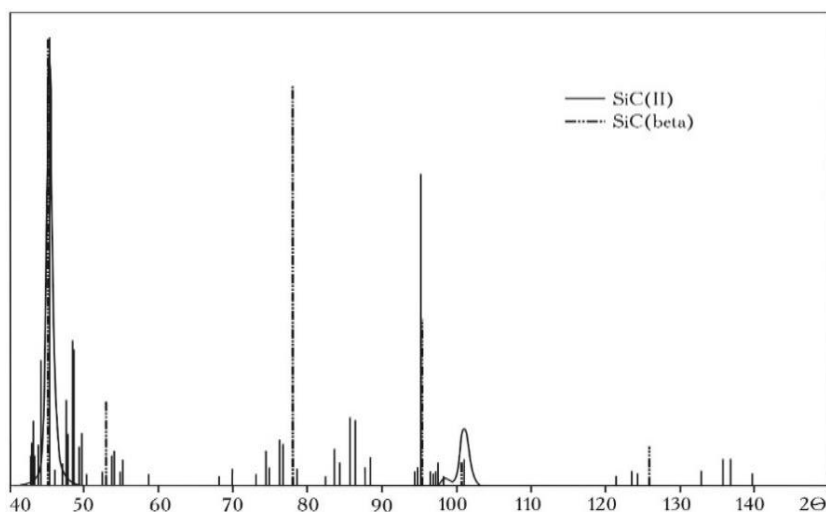


Рис.3. Дифрактограмма подложки 6H-SiC и слоя  $(\text{SiC})_{0,7}(\text{AlN})_{0,3}$ , полученного при температуре подложки: 800 °С.

### Список литературы

1. Safaraliev G.K, Kurbanov M.K, Nurmagomedov Sh.A., Isabekova T.I., Ma-gomedov A.G., Capacity properties of heterojunctions SiC-(SiC) $_{1-x}$ (AlN) $_x$ . // Trans. International Conference Silicon Carbide and Nitride III group and Related Materials. (ICSCIII-N 97). Stokgholm, 1997.
2. А.Г.Шауцуков, Г.Д. Кузнецов. Моделирование процесса одновременного легирования атомами отдачи и бомбардирующими ионами при бомбардировке структур пленка-подложка. // Микросистемная техника. 2006. №4. С. 24-27.

УДК 541.123.2:666.3

## СТРУКТУРА И ТЕПЛОВЫЕ СВОЙСТВА КЕРАМИКИ SiC-NbC, СПЕЧЕННОЙ БЕЗ ДАВЛЕНИЯ

Шабанов Ш.Ш.<sup>1</sup>, Кардашова Г.Д.<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup> Дагестанский государственный университет,

<sup>2</sup> Дагестанский государственный технический университет,

Махачкала, Россия

sh-shaban@yandex.ru

Получена керамика SiC-NbC различного состава при температурах спекания 1900°C и 2200°C в среде Ar в течении 1 часа. Проведены рентгеноструктурные исследования, определены зависимости параметра решетки и фазовый анализ керамики SiC-NbC от состава. Исследованы тепловые свойства (теплопроводность) от состава и температуры.

**Ключевые слова:** карбид кремния, карбид ниобия, твердые растворы, керамика, теплопроводность

SiC-NbC ceramics of various compositions was obtained at sintering temperatures of 1900°C and 2200°C in an Ar medium for 1 hour. X-ray diffraction studies have been carried out, the dependences of the lattice parameter and phase analysis of SiC-NbC ceramics on the composition have been determined. The thermal properties (thermal conductivity) of the composition and temperature have been studied.

**Keywords:** silicon carbide, niobium carbide, solid solutions, ceramics, thermal conductivity.

Керамика на основе карбида кремния обладает высокой механической прочностью, теплопроводностью, термостойкостью и низким коэффициентом теплового расширения. Благодаря сочетанию таких свойств, керамика SiC уже находит широкое применение во многих отраслях машиностроения, микроэлектронике и конструкциях, где имеются высокие температуры.

Добавление к карбиду кремния карбидов переходных металлов позволяет улучшить механические свойства и получить керамические материалы на основе карбида кремния с различной теплопроводностью, электропроводностью в диапазоне от металлической до полупроводниковой [1,2]. В частности в системе SiC-NbC добавление к карбиду кремния карбида ниобия приводит к росту трещиностойкости до  $5,4 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$  и твердости по Виккерсу  $17,8 \text{ ГПа}$  [3].

Керамика SiC-NbC была получена спеканием при температурах  $1900^\circ\text{C}$  и  $2200^\circ\text{C}$  в атмосфере Ar в течении 1 часа. Использовался порошок SiC (зеленый) политапа 6Н. Порошки SiC и NbC дисперсностью 5 мкм смешивали в шаровой мельнице. Количество порошка SiC и NbC составляло: SiC (10% мас.) - NbC (90% масс.), SiC (30% мас.) - NbC (70% масс.), SiC (50% мас.) - NbC (50% масс.), SiC (70% мас.) - NbC (30% масс.), SiC (90% мас.) - NbC (10% масс.). Плотность и пористость полученных образцов керамики SiC-NbC определяли методом заполнения и гидростатического взвешивания. Данные по плотности и пористости для керамики SiC-NbC представлены в таблице 1. Видно, что плотность образцов возрастает от  $1,68 \cdot 10^3$  до  $5,23 \cdot 10^3 \text{ кг/м}^3$  с увеличением содержания NbC от 10 до 90 % вес., а пористость уменьшается.

Таблица 1. Плотность и пористость керамики SiC-NbC

№ п/п	Температура получения, К	Состав, NbC %	Плотность $\rho \cdot 10^3, \text{ кг/м}^3$	Пористость П, %
1.	2373	10	1,68	53,7
2.	2373	30	1,82	53,4
3.	2373	50	2,29	52,4
4.	2473	70	3,39	38
5.	2373	90	5,23	17

Структуру полученных керамических материалов SiC-NbC изучали по интегральной интенсивности рентгеновского излучения на порошковом дифрактометре модели *Empyrean series 2* фирмы *PANalytical* (напряжение на рентгеновской трубке в режиме  $U = 40 \text{ кВ}$ ,  $I = 30 \text{ мА}$ ) и сканирующем электронном микроскопе «ASPEX» *PSEM eXpress™*. Фильтр никелевый, трубка медная (Cu),  $2\theta$  – геометрия.

Температуропроводность измерялась методом лазерной вспышки (LFA 457 MicroFlach),

Обзорные рентгенограммы были сняты в интервале брегговских углов  $2\theta = 15^\circ \div 40^\circ$ , с вращением образца, при максимальных режимах работы рентгеновской трубки и в наиболее чувствительном диапазоне измерения интенсивности отражений.

На рентгенограммах наблюдаются все линии, соответствующие рентгеновским спектрам как SiC, так и NbC (сравнение с табличными данными по картотеке

ASTM). Других линий, соответствующих об образованию новой фазы обнаружено не было. Для оценки межплоскостных расстояний  $d(3,0,0)$  и  $d(00,18)$  была проведена съемка в интервале углов  $2\Theta = 59^{\circ} \div 60^{\circ}$  и  $2\Theta = 66^{\circ} \div 68^{\circ}$ . Межплоскостные расстояния рассчитаны по положениям линии для длин волн  $\lambda_{\alpha 1}$  и  $\lambda_{\alpha 2}$  отдельно. Погрешность в измерении  $d(3,00)$  и  $d(00,18)$  составляла  $\pm 0,00004 \text{ \AA}$  и  $\pm 0,00003 \text{ \AA}$  соответственно. Результаты измерений приведены в таблице 2 и рис. 1.

Таблица 2. Рентгеноструктурные измерения керамики SiC-NbC

№	NbC, %	I съемка		II съемка	
		$d(3,00)$	$d(00,18)$	$d(3,00)$	$D(00,18)$
1	0	$d_{\alpha 1}=0,8887$	$d_{\alpha 1}=0,8379$	$D_{\alpha 1}=0,8887$	$d_{\alpha 1}=0,8389$
		$d_{\alpha 2}=0,8883$	$d_{\alpha 2}=0,8378$	$D_{\alpha 2}=0,8884$	$d_{\alpha 2}=0,8392$
2	10	$d_{\alpha 1}=0,8881$	$d_{\alpha 1}=0,8386$	$D_{\alpha 1}=0,8881$	$d_{\alpha 1}=0,8389$
		$d_{\alpha 2}=0,8893$	$d_{\alpha 2}=0,8386$	$D_{\alpha 2}=0,8390$	$d_{\alpha 2}=0,8388$
3	30	$d_{\alpha 1}=0,8832$	$d_{\alpha 1}=0,8383$	$D_{\alpha 1}=0,8891$	$d_{\alpha 1}=0,8383$
		$d_{\alpha 2}=0,8895$	$d_{\alpha 2}=0,8387$	$D_{\alpha 2}=0,8890$	$d_{\alpha 2}=0,8387$
4	50	$d_{\alpha 1}=0,8897$	$d_{\alpha 1}=0,8385$	$D_{\alpha 1}=0,8853$	$d_{\alpha 1}=0,8385$
		$d_{\alpha 2}=0,8895$	$d_{\alpha 2}=0,8381$	$D_{\alpha 2}=0,8851$	$d_{\alpha 2}=0,8385$
5	70	$d_{\alpha 1}=0,8885$	$d_{\alpha 1}=0,8381$	$D_{\alpha 1}=0,8889$	$d_{\alpha 1}=0,8389$
		$d_{\alpha 2}=0,8892$	$d_{\alpha 2}=0,8380$	$D_{\alpha 2}=0,8890$	$d_{\alpha 2}=0,8384$
6	90	$d_{\alpha 1}=0,8887$	$d_{\alpha 1}=0,8384$	$D_{\alpha 1}=0,8880$	$d_{\alpha 1}=0,8388$
		$d_{\alpha 2}=0,8893$	$d_{\alpha 2}=0,8382$	$D_{\alpha 2}=0,8891$	$d_{\alpha 2}=0,8382$

Кроме того, на рентгенограммах наблюдаются отдельные слабые рефлексы, не повторяющиеся для образцов различного состава. При анализе угловых положений этих линий их не удается идентифицировать как линии, принадлежащие какому-либо соединению типа NbC, SiC<sub>4</sub>, Nb<sub>3</sub>Si<sub>4</sub>, NbSi<sub>2</sub>, Si<sub>3</sub>Nb<sub>5</sub>. Из рентгенограмм видно, что с изменением содержания NbC интенсивность линий, соответствующих SiC, уменьшается, а интенсивность линий, соответствующих NbC — возрастает. При увеличении содержания карбида ниобия более 30% масс. происходит стабилизация политаипа 3С SiC (рис. 2).

Идентифицированные линии от образца к образцу не воспроизводятся. Поскольку никаких дополнительных линий, свидетельствующих об образовании новой фазы не обнаружено, то из анализа рентгенограмм керамики SiC-NbC различного состава можно заключить, что в процессе спекания при температурах 1900°C и 2200°C фазовые переходы не происходят и новые соединения не образуются.

Исследование структурных параметров “а” и “с” элементарной ячейки SiC проводилось при двукратной съемке каждого образца и при определении параметров по  $K_{\alpha 1}$  и  $K_{\alpha 2}$  в отдельности с последующим усреднением.

Полученные результаты приведены на рис. 3. Видно, что как для керамики SiC-NbC, спеченной при 1900°C, так и полученной при 2200°C с ростом содержания NbC параметр “с” уменьшается. Значение параметра “а” в обоих случаях остается приблизительно одинаковым. Изменение параметра “с” предполагает частичное замещение атомов кремния атомами Nb в тетраэдрах.

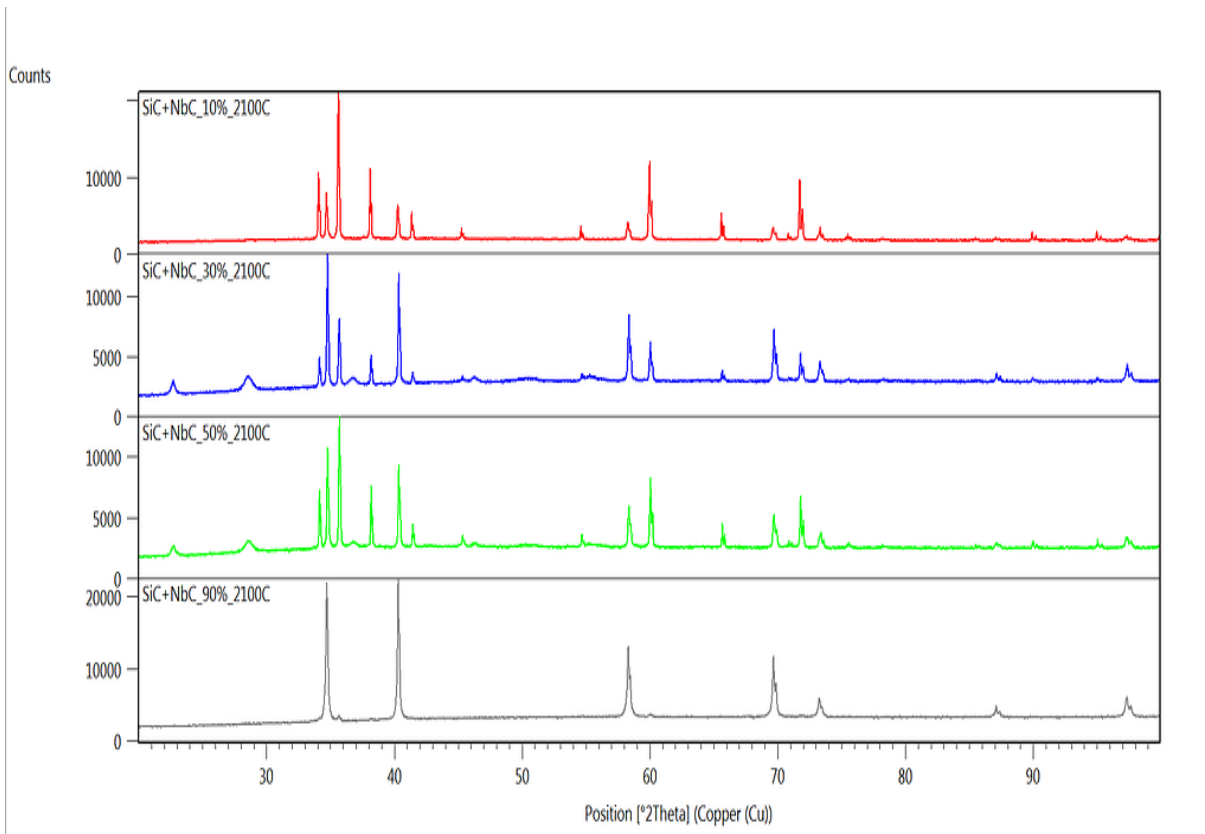


Рис. 1. Рентгенограмма керамики SiC-NbC различного состава.

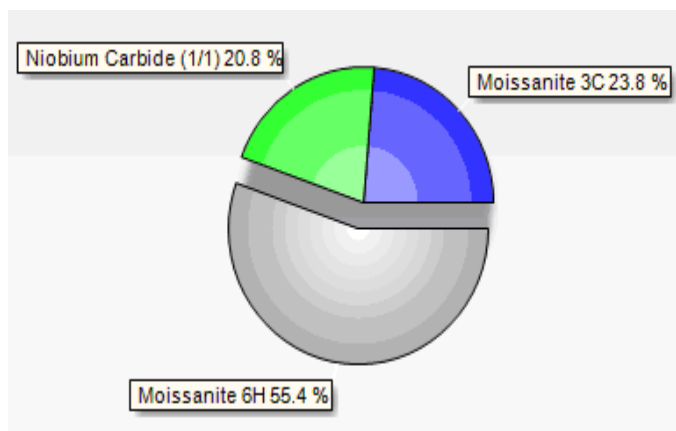


Рис. 2. Фазовый анализ керамики SiC-NbC состава 50% вес. NbC

Кроме смещения дифракционных линий, связанных с изменением параметров элементарной ячейки, на серии рефлексов (00.18) от образцов, спеченных при 2200°C наблюдается anomальное распределение интенсивности, которое проявляется в соотношениях  $J_{K_{\alpha 1}}$  и  $J_{K_{\alpha 2}}$ .

Интенсивности линий  $K_{\alpha 1}$  и  $K_{\alpha 2}$  в  $K_{\alpha}$ -дублете (теоретические и экспериментальные) относятся как 2:1. Это соотношение связано с энергетическими переходами, имеющими место при формировании характеристического рентгеновского излучения.

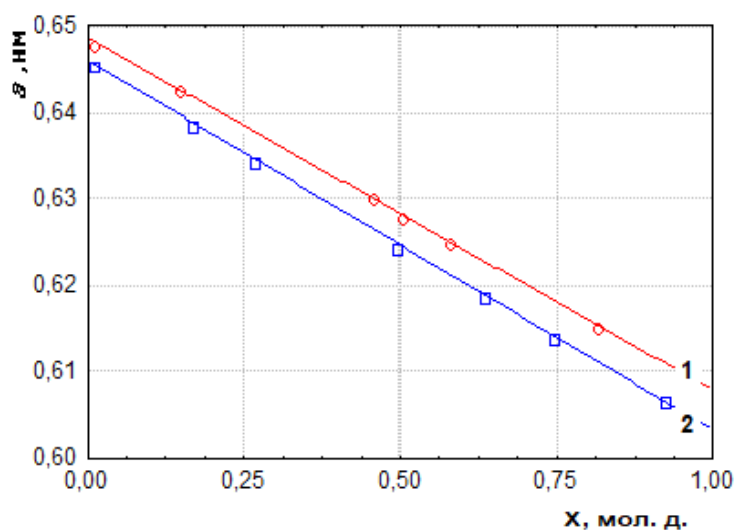


Рис. 3. Изменение параметра “с” элементарной решетки в твердых растворах SiC-NbC с изменением содержания Nb: 1– керамика, спеченная при 1900°C; 2 – керамика, спеченная при 2200°C

На рис.4 представлены экспериментальные данные температурной зависимости теплопроводности керамики SiC-NbC различного состава (10-90 %масс.) карбида ниобия. Теплопроводность керамики SiC-NbC была определена по результатам измерения плотности, температуропроводности и теплоемкости. Видно, что с ростом температуры и состава теплопроводность керамики SiC-NbC. Для состава SiC+90% вес. NbC наблюдается некоторый рост и эта кривая выделяется из общей тенденции.

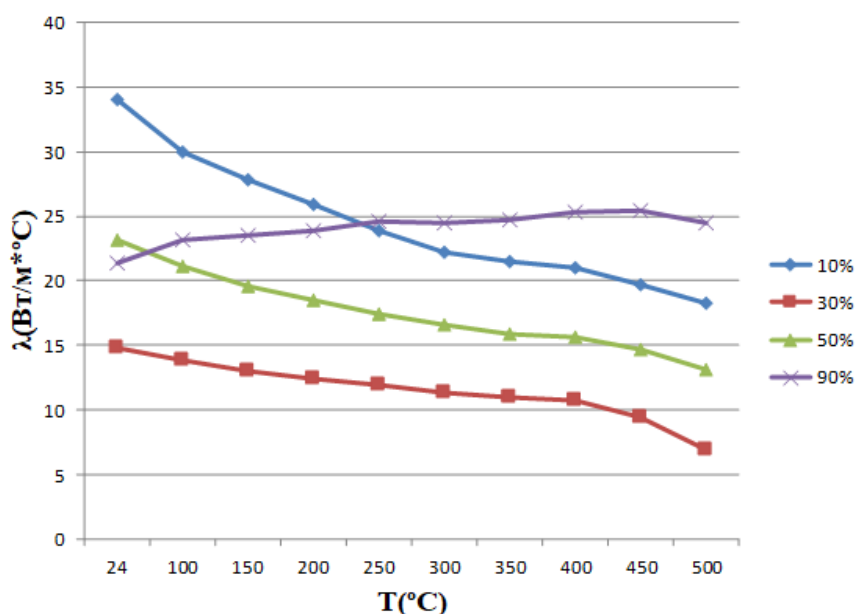


Рис.4. Теплопроводность керамики SiC-NbC

#### Список литературы

1. Гнесин Г.Г. Карбидокремниевые материалы М., «Металлургия», 1977, 216 с.
2. Сафаралиев Г.К., Шабанов Ш.Ш., Билалов Б.А., Садыков С.А. Структура и электропроводность керамики SiC-NbC // Вестник ДГУ. 2011. Вып. 6. С. 31-34
3. Frajkorova F., Hnatko M., Lencses Z., Sajjalik P., J. of the Eur.Cer. Soc., 32. 2012. P.2513-2518

## ЭФФЕКТ УВЕЛИЧЕНИЯ ДИЭЛЕКТРИЧЕСКОЙ ПРОНИЦАЕМОСТИ В ГОРЯЧЕПРЕССОВАННОЙ КЕРАМИКЕ SiC С ДОБАВКАМИ НИТРИДА АЛЮМИНИЯ

Шабанов Ш.Ш.<sup>1</sup>, Кардашова Г.Д.<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup> Дагестанский государственный университет

<sup>2</sup> Дагестанский государственный технический университет

Махачкала, Россия

sh-shaban@yandex.ru

*Исследованы диэлектрическая проницаемость ( $\epsilon$ ), тангенс угла диэлектрических потерь ( $\text{tg}\delta$ ) в керамических материалах SiC-AlN от состава и частоты. Установлено, что при концентрации (30-50)% вес. AlN наблюдается аномально высокие значения диэлектрической проницаемости и тангенса угла диэлектрических потерь при низких частотах (0,1 кГц). Показано, что рост диэлектрической проницаемости может быть связан с барьерным эффектом на границах зерен карбида кремния и нитрида алюминия, а также миграционной поляризацией.*

**Ключевые слова:** карбид кремния, нитрид алюминия, керамика, горячее прессование, диэлектрическая проницаемость.

*Dielectric permittivity ( $\epsilon$ ), dielectric loss tangent ( $\text{tg}\delta$ ) in SiC-AlN ceramic materials as a function of composition and frequency have been studied. It has been established that at a concentration of (30-50)% wt. AlN observed abnormally high values of the dielectric constant and the tangent of the dielectric loss angle at low frequencies (0.1 kHz). It is shown that the increase in the permittivity can be associated with the barrier effect at the grain boundaries of silicon carbide and aluminum nitride, as well as migration polarization.*

**Keywords:** silicon carbide, aluminum nitride, ceramics, hot pressing, dielectric constant

Керамические материалы на основе карбида кремния с соединениями  $A^3B^5$  и  $A^2B^6$  обладают уникальным сочетанием теплофизических и электрофизических свойств. Интерес представляет система SiC-AlN. Это связано с существованием непрерывного ряда твердых растворов в этой системе, позволяющего получить широкий спектр свойств материалов на их основе [1]. Изучены структура, фазовые соотношения, механические и тепловые свойства в керамике SiC-AlN [2-4]. Несмотря на значительные успехи в изучении структурных, упругих, теплофизических свойств диэлектрические свойства этих материалов исследованы недостаточно. С этой целью в настоящей работе продолжены исследования концентрационной и частотной зависимости диэлектрических свойств твердых растворов SiC-AlN в диапазоне частот от 0,1 кГц до 1 МГц.

Для получения керамики SiC-AlN использовался зелёный порошок карбида кремния и плазмохимического порошка нитрида алюминия со средней дисперсностью 2,4 мкм и 1 мкм, соответственно. Рентгеноструктурные исследования отмытого зелёного порошка карбида кремния M5, M20 показали наличие  $\alpha$  - модификации карбида кремния, политипа 6H (преобладающее) и 15R.

Порошки смешивались в следующих соотношениях (0,9SiC – 0,1AlN; 0,7SiC – 0,3AlN; 0,5SiC – 0,5AlN; 0,3SiC – 0,7AlN; 0,1SiC – 0,9AlN) и подвергались процессу горячего прессования в среде N<sub>2</sub> при температурах 2000 - 2170 К и давлении до 35 МПа в течении 1 часа.

Для керамики SiC-AlN плотность образцов в интервале составов от 30 вес % до 90 вес % AlN остается практически постоянной и составляет теоретическую плотность. Кажущаяся плотность для образцов состава 10 вес. % AlN составляла в среднем 3,16 г/см<sup>3</sup>, что соответствовала пористости ~ 1,6%. У партий образцов составов (30-90) вес. % AlN плотность в среднем колебалась 3,21-3,22 г/см<sup>3</sup> (табл. 1, рис. 1).

Диэлектрическая проницаемость керамики определялась на образцах диаметром 10 мм и толщиной 1мм. Electroды наносились методом вжигания серебряной пасты. Измерения диэлектрических свойств проводились с помощью моста E7-20.

Таблица 1. Плотность керамики SiC-AlN

№	$\rho \times 10^3, \text{ кг/м}^3$	Политип	T, K	% вес. AlN
1	3,165±0,02	6H,15R	2170	10
2	3,212±0,01	6H,15R	2170	30
3	3,217±0,01	2H,4H	2120	50
4	3,221±0,01	2H	2120	70
5	3,223±0,02	2H	2000	90

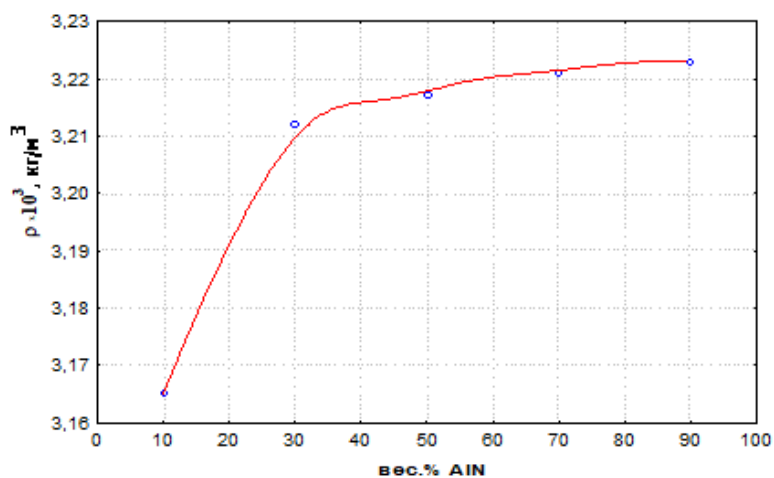


Рис. 1. Концентрационная зависимость плотности твердых растворов SiC-AlN.

Результаты измерений подтверждают тот факт, что максимального значения диэлектрическая проницаемость достигает у составов, содержащих (30-50)% вес. AlN, особенно заметная в области низких частот (рис. 2-4). Значительный рост диэлектрической проницаемости  $\epsilon$  в указанной концентрационной области AlN для гетерогенных составов SiC-AlN может быть следствием нескольких факторов. Наиболее вероятным представляется образование p-n переходов на границах зерен и изменение их концентрации при варьирование процентного содержания AlN. Действительно, алюминий, диффундируя в зерна SiC и действуя как акцептор, может компенсировать доноры – атомы азота и тем самым уменьшать концентрацию основных носителей заряда. Косвенно это подтверждается результатами элементного (Si, Al, N, C) анализа



зерна SiC керамики SiC-AlN. Следовательно, по границам зерен высока вероятность образования барьерных слоев AlN-SiC с емкостью р-п переходов и высоким удельным сопротивлением, тогда как объем зерна остается низкоомным с n-типа проводимостью. В результате при определенных концентрациях AlN емкость и сопротивление граничного слоя оказывается много больше, чем в объеме зерна, приводя к целостному увеличению диэлектрической проницаемости образца.

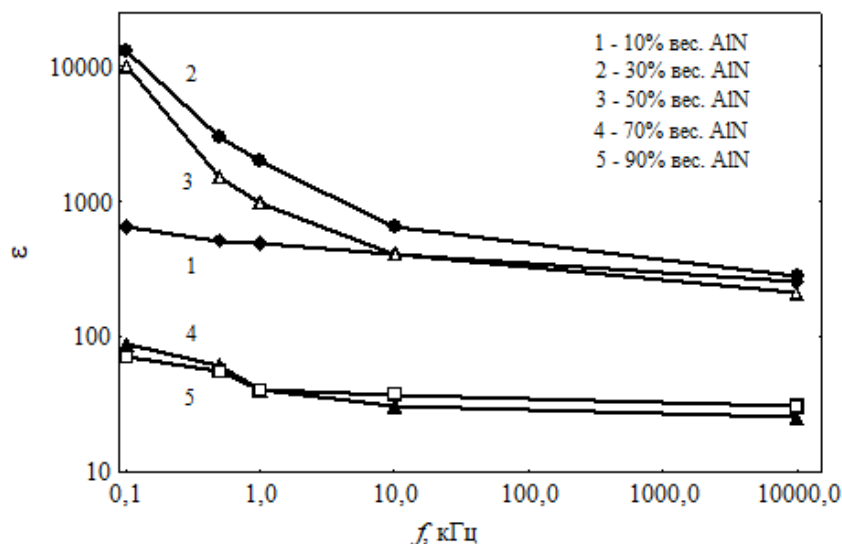


Рис. 2. Частотная зависимость диэлектрической проницаемости керамических материалов SiC-AlN.

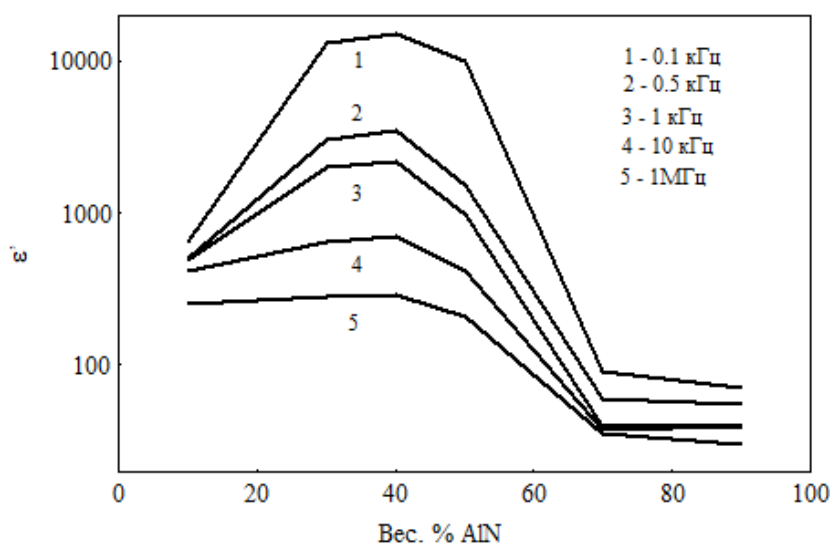


Рис. 3. Концентрационная зависимость действительной части диэлектрической проницаемости поликристаллических твердых растворов SiC-AlN

Дальнейшее увеличение процентного содержания AlN приводит к уменьшению количества р-п переходов за счет уменьшения содержания SiC, а, следовательно, и к уменьшению диэлектрической проницаемости образца.

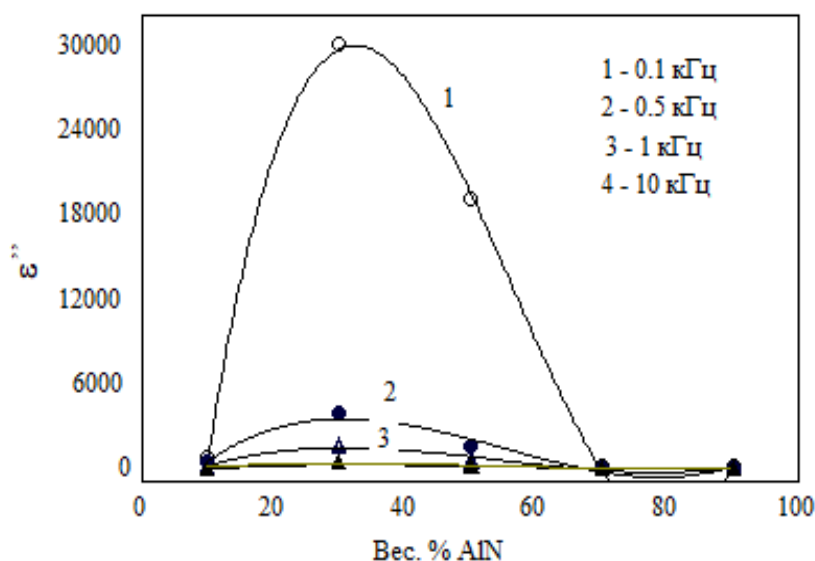


Рис. 4. Концентрационная зависимость мнимой части диэлектрической проницаемости поликристаллических твёрдых растворов SiC-AlN

В аномально высокие значения диэлектрической проницаемости керамики SiC-AlN может внести существенный вклад переориентация различных заряженных дефектов. Объемно-зарядовая поляризация характерна керамическим материалам, особенно в области низких частот.

Природа роста диэлектрической проницаемости в керамических материалах SiC-AlN такая же, что и в сложных композитах с последовательно соединенными слоями. На границах зерен с высокоомными слоями малой толщины происходит эффективное накопление свободного электрического заряда.

Именно релаксация объемных зарядов (заряженных дефектов) в области низких частот приводит к существенному росту комплексной диэлектрической проницаемости  $\epsilon^*$  исследованных образцов (см. рис 2-4). На рис. 5 представлена концентрационная зависимость тангенса диэлектрических потерь. Видно, что максимальные потери наблюдаются при концентрациях (30-50)% вес. AlN и на низких частотах. С ростом частоты потери уменьшаются.

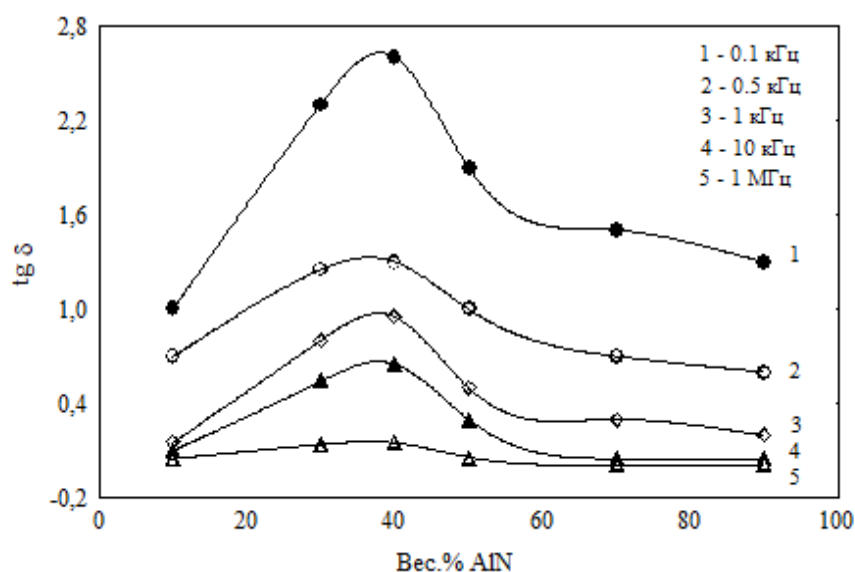


Рис. 5. Концентрационная зависимость тангенса угла диэлектрических потерь  $\text{tg } \delta$  в поликристаллических твёрдых растворах SiC-AlN

Результаты измерений влияния постоянного смещающего поля на диэлектрические характеристики керамики свидетельствуют в пользу механизма миграционной поляризации в частотных зависимостях диэлектрических свойств образцов.

С увеличением смещающего поля происходит пиннинг объемных зарядов на дефектах структуры, снижается их подвижность, что приводит к уменьшению диэлектрической проницаемости и росту диэлектрических потерь. Возможно, сказывается и рост омических потерь за счет сквозной проводимости.

Таким образом, в горячепрессованной керамике SiC-AlN обнаружено резкое увеличение  $\epsilon_{эф}$  и  $\text{tg } \sigma$  при содержании (30-50)% вес. AlN на низких частотах. Этот эффект объясняется действием граничных слоев (барьеров) между зёрнами SiC и AlN, а также миграционной поляризацией.

#### Список литературы

1. Г.К.Сафаралиев. В кн.: Широкозонные полупроводники, Махачкала (1988). 56 с.
2. Zangvil A., Ruh R., Phase Relationships in the Silicon Carbide-Aluminum Nitride System // J. Amer. Cer. Soc., 71(10), 1988, P. 884-890.
3. Казаков В.К., Мельникова В.А., Дуб С.М., Мальнев В.И. Структура и свойства материалов на основе карбида кремния и нитрида алюминия // X Всесоюз. конф. "Конструкция и технология получения изделий из неметаллических материалов. Обнинск. 1996. С.34.
4. Rafaniello W., Cho K., Virkar A. Fabrication and Characterisation of SiC - AlN alloys.// J. of materials science. 1981. 16. P.3479-3488.

УДК 534.211

## АКУСТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПЬЕЗОПРЕОБРАЗОВАТЕЛЕЙ НА ОСНОВЕ ПЛЕНОК ОКСИДА ЦИНКА

*Темиров А.Т., Темиров Т.М., Кудиев А.А., Шанавазов А.М.-М.*

*Дагестанский государственный технический университет  
Махачкала, Россия  
alibulat.temirov@bk.ru*

*В работе рассматриваются акустические свойства преобразователей на основе оксида цинка. Приводится метод решения этой проблемы, а также рассматриваются новые подходы возможные свойства пьезополупроводниковых преобразователей на объёмных и поверхностных акустических волнах.*

**Ключевые слова:** *электропроводность, тонкопленочный преобразователь, полупроводник, пьезопреобразователь, акустические волны.*

*The paper considers the acoustic properties of transducers based on zinc oxide. A method for solving this problem is given, as well as new approaches are considered, the possible properties of piezoelectric transducers on bulk and surface acoustic waves.*

**Keywords:** *electrical conductivity, thin-film transducer, semiconductor, piezoelectric transducer, acoustic waves.*

Принцип действия преобразователей, служащих для возбуждения и приема акустических волн, основан на использовании физических явлений таких как: пьезоэф-

фekt, магнитострикция, электрострикция и др. Они связаны с заметным возникновением деформаций при воздействии на тело электрических, магнитных и других воздействий.

Широко распространенный и эффективный способ возбуждения и приема объемных волн лежит в использовании пьезоэлектрических слоев тонких пленок с электродами, которые находятся в акустической связи со звукопроводом. Он основан на использовании прямого и обратного пьезоэффекта.

В первом случае деформация пластины происходит под воздействием электрического поля, которое прикладывается к электродам. Во втором – возникновение электрического заряда на электродах деформированной пьезоэлектрической пластины.

Возбуждение акустических волн на гиперзвуковых частотах можно осуществить такими способами как: спиральная замедляющая система, СВЧ – резонатор, а также двухпроводная линия состоящая из ленточных проводников.

К основным акустическим параметрам пленочных пьезопреобразователей можно отнести: ширину полосы пропускаемых частот и эффективность преобразования. Она находится в прямой зависимости от добротности СВЧ – системы, т.е., чем выше добротность, тем больше эффективность. Максимальную добротность можно получить при использовании коаксиальных резонаторов на частотах в диапазоне от 100 – 1000 МГц. В тоже время они обладают относительно узкой полосой пропускания частот.

Оксид цинка по сравнению с известными не сегнетоэлектрическими материалами обладает максимальным коэффициентом электромеханической связи и более стабильными свойствами соединений в этом классе, чем и вызывает постоянный интерес для изготовления преобразовательных устройств, для преобразования электромагнитной энергии высоких и сверхвысоких частот в акустическую волну.

Для изготовления таких устройств можно использовать ZnO в виде текстурированных и монокристаллических пленок с удельным сопротивлением не менее  $10^3$  Ом·м. Такие пленки можно получать методом катодного реактивного распыления цинка или его оксида в виде керамики [1,2]. Получение пленок ZnO указанным методом для использования на практике в качестве преобразователей электромагнитной энергии в энергию акустическую, находится в большой зависимости не столько от метода его получения, сколько от навыков и умения самого исполнителя.

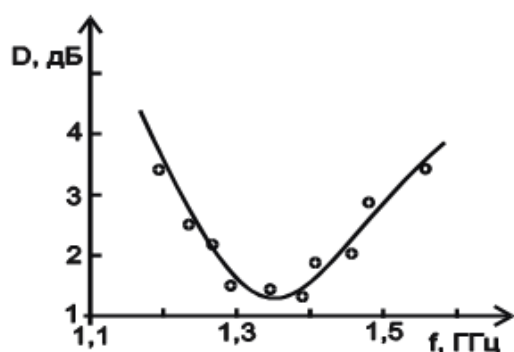


Рис. 1. Частотная зависимость потерь на двойное преобразование пленочного ZnO-преобразователя продольных волн.

Потери на двойное преобразование пленочных ZnO-преобразователей изготовленных магнетронным распылением, гораздо ниже потерь слоистых ZnO-преобразователей, изготовленных методом химтранспорта (рис.1).

Минимальная величина потерь преобразования равна 1,3 дБ, частота минимума  $f = 1,35$  ГГц, ширина полосы пропускания  $\Delta f = 0,42$  Гц.

Таким образом, высокоориентированные высокоомные пленки оксида цинка, полученные методом магнетронного распыления, можно использовать для изготовления эффективных преобразователей высокочастотной электромагнитной энергии в энергию гиперзвуковых колебаний, и они перспективны для применения в акусто- и оптоэлектронике.

#### Список литературы

1. Креймер А.А., Романов С.И., Юмашев В.Н., Яковкин И.Б. Переориентация полярной оси пленок ZnO при магнетронном распылении. // Кристаллография. 1988. Т.23. Вып. 26. С. 1548.
2. Шермергор Т.Д., Стрельцова Н.Н. Пленочные преобразователи. // М.: Радио и связь. 1986. 136 с.

УДК 541.123.2:666.3

## ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ ОСОБЕННОСТЕЙ КАРБИДКРЕМНИЕВОЙ КЕРАМИКИ РАЗЛИЧНОГО СОСТАВА

*Кардашова Г.Д., Асретов Д.Н., Абдуллаев Н.М., Исмаилов А.М.*

*Дагестанский государственный технический университет,  
Махачкала, Россия  
gulya-ka11@yandex.ru*

*Проведен качественный химический и структурный анализ образцов керамики SiC-AIN, состава SiC10-AIN90, SiC30-AIN70, SiC50-AIN50, SiC70-AIN30, SiC90-AIN10 полученные методом горячего прессования. Результаты могут быть использованы при прогнозировании, разработке и создании новых материалов (твердых растворов) в системе SiC-AIN.*

**Ключевые слова:** карбид кремния, нитрид алюминия, керамика, горячее прессование, структура, зондовая микроскопия.

*Qualitative chemical and structural analysis of ceramic samples SiC-AIN, composition SiC10-AIN90, SiC30-AIN70, SiC50-AIN50, SiC70-AIN30, SiC90-AIN10 obtained by hot pressing. The results can be used in predicting, developing and creating new materials (solid solutions) in the SiC-AIN system.*

**Keywords:** silicon carbide, aluminum nitride, ceramics, hot pressing, structure, probe microscopy.

Изучение природы физических процессов в неупорядоченных полупроводниковых соединениях, таких как твердые растворы на основе карбида кремния, в силу специфики структуры и особенностей их физических свойств является актуальной задачей, непосредственно связанной с технологией создания высокоэффективных керамических материалов для твердотельной электроники [1-2]. Интерес к многокомпонентным твердым растворам на основе карбида кремния обусловлен высокими значениями теплопроводности, механической прочности, радиационной и химической стойкости [3].

Объектом исследования являлись образцы керамики SiC-AIN, состава SiC<sub>10</sub>-

$\text{AlN}_{90}$ ,  $\text{SiC}_{30}\text{-AlN}_{70}$ ,  $\text{SiC}_{50}\text{-AlN}_{50}$ ,  $\text{SiC}_{70}\text{-AlN}_{30}$ ,  $\text{SiC}_{90}\text{-AlN}_{10}$  полученные методом горячего прессования.

Макроструктура поверхности карбидокремниевой керамики исследовалась после предварительной шлифовки алмазными пастами (1-64мкм) и полировки. Сканирование поверхности проводилось на атомно-силовом микроскопе. Использовался полуконтактный метод, сканирование проводилось зондовым датчиком для полуконтактных методик. Предварительно устанавливалась рабочая частота резонанса зондового датчика (установка рабочей частоты пьезодрайвера). Сканирование проводилось образцом, а не зондом. Устанавливается начальный уровень сигнала Mag(20-25ед), устанавливается рабочий уровень коэффициент усиления цепи обратной связи.

Участок сканирования составлял в среднем  $35 \times 35$  мкм при скорости сканирования 0,5Гц (строка за 2 секунды).

Результаты сканирования показали что размер зерна в керамике на основе карбида кремния с добавкой 10% вес. AlN составляет 10-20 мкм. С увеличением содержания AlN размер зерен уменьшается, что обусловлено тем, что нитрид алюминия препятствует рекристаллизации карбида кремния.

Также был проведен для сравнения растровой электронной микроскопией качественный химический и структурный анализ образцов до и после травления в плавиковой 47,7% кислоте в течение 13 часов при комнатной температуре (рис. 1-4).

После травления рельеф стал более ярко выраженным, прорисовались зерна. Спектр химического состава показал, что содержание кислорода уменьшилось, что позволяет предположить удаление оксидной пленки вследствие травления.

Рельефная поверхность образцов свидетельствует о наличии различных соединений, это подтверждается полученным спектром: в ямках присутствуют соединения алюминия и азота, а на возвышенностях – кремния и углерода. На изображении, полученном от упруго отраженных электронов, этот контраст не заметен, что дает возможность предположить существование соединений нитрида алюминия и карбида кремния (приблизительно одинаковых по массе).

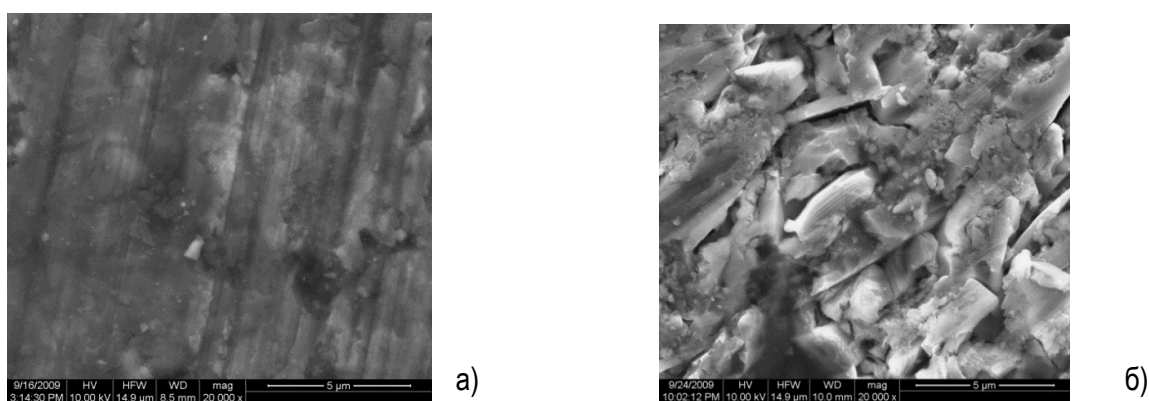


Рис. 1. Морфология поверхности  $\text{SiC}_{0,7}\text{-AlN}_{0,3}$ : а) до травления, б) после травления

Определена максимальная высота неровностей поверхности образцов различного состава. Установлено, что с увеличением содержания нитрида алюминия в образце высота неровностей уменьшается. Результаты сканирования показали, что с увеличением содержания AlN размер зерен уменьшается.

Изменение морфологии с увеличением содержания AlN подтверждается данными РЭМ. На основе анализа атомной структуры поверхности излома керамики различного состава методами сканирующей зондовой микроскопии выявлено отсутствие посторонних примесей, но для определения количественного содержания SiC и AlN требуются дальнейшие исследования.

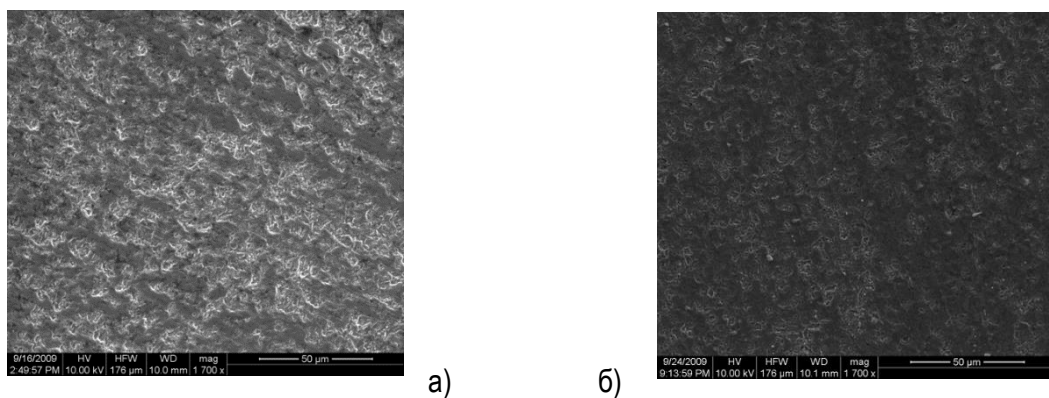


Рис.2. Морфология поверхности  $\text{SiC}_{0,5}\text{-AlN}_{0,5}$ : а) до травления, б) после травления

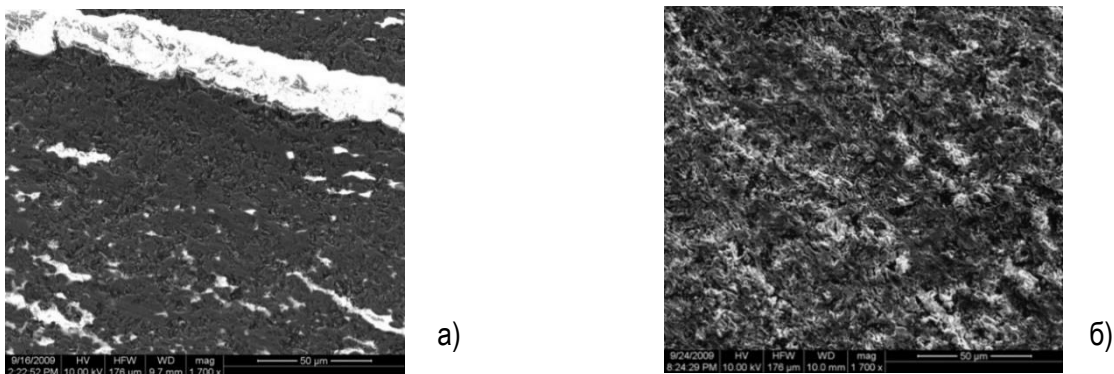


Рис.3. Морфология поверхности  $\text{SiC}_{0,3}\text{-AlN}_{0,7}$ : а) до травления, б) после травления

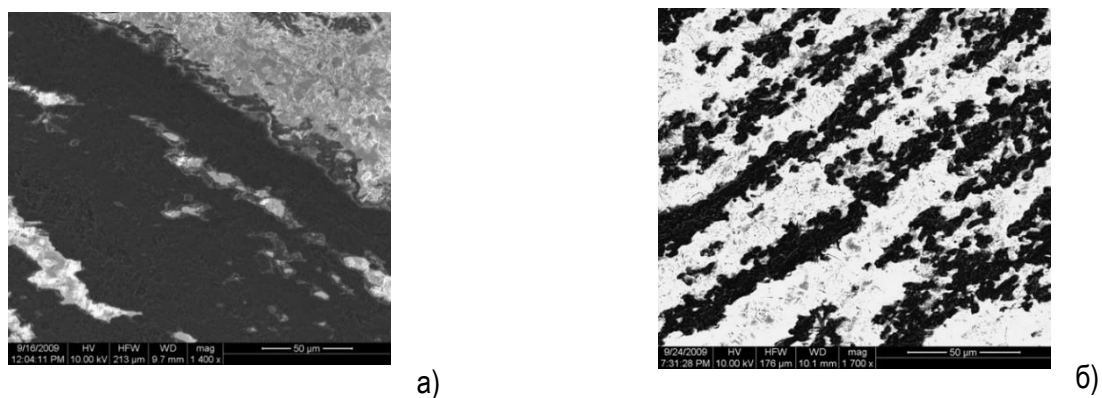


Рис.4. Морфология поверхности  $\text{SiC}_{0,1}\text{-AlN}_{0,9}$ : а) до травления, б) после травления

Методом фазового контраста изучена неоднородность поверхности по физико-химическим свойствам, что говорит о наличии соединений различного химического состава на поверхности (рис.5).

Полученные результаты исследований способствуют более глубокому пониманию физических процессов в исследуемых материалах и дальнейшему развитию теории твердого тела, фазовых переходов и физики наноструктурированных полупроводниковых материалов.

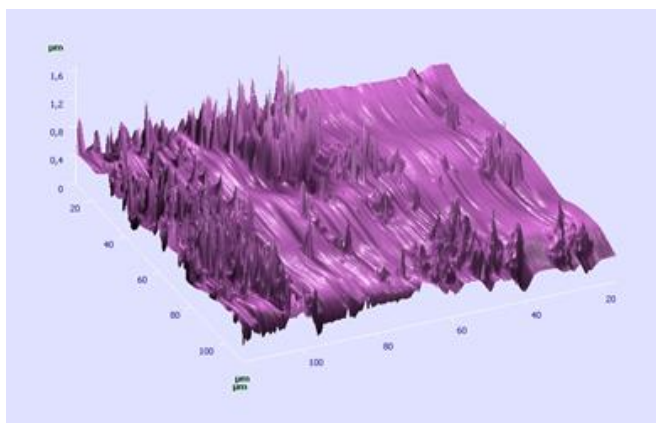


Рис.5. Фазовый контраст образца состава  $\text{SiC}_{50}\text{-AlN}_{50}$

Они позволяют составить представление о задачах, стоящих перед исследователями, работающими в области получения новых материалов, закладывают представления о фундаментальной взаимосвязи состава, строения и свойств веществ, что является основой для направленного поиска новых объектов с заданными полезными характеристиками.

#### Список литературы

1. Кардашова, Г. Д. Процессы спекания и электрофизические свойства керамики на основе карбида кремния с активирующими добавками: специальность 01.04.07 "Физика конденсированного состояния": автореферат диссертации на соискание ученой степени кандидата физико-математических наук / Кардашова Гюльнара Дарвиновна. Ставрополь, 2004. 16 с.
2. High-density ceramic materials on the basis of silicon carbide / D. S. Dallaeva, P. Tománek, G. D. Kardashova, G. K. Safaraliev // Key Engineering Materials. 2014. Vol. 592-593. P. 397-400.
3. Кардашова Г.Д., Шабанов Ш.Ш., Микаилов М.М., Дибиргаджиев Д.Ш. Исследование структурных особенностей поверхности излома керамики на основе  $\text{SiC-AlN}$  и ее свойств // Научные исследования: итоги и перспективы. 2022. Т. 3, № 3. С. 28 - 35.

УДК 541.123.2:666.3

## МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КЕРАМИКИ $\text{SiC-AlN-Y}_2\text{O}_3$ ДЛЯ ЭКСТРЕМАЛЬНОЙ ЭЛЕКТРОНИКИ

*Кардашова Г.Д., Дибиргаджиев Д.Ш., Гаджибеков М.М., Исмаилов А.М.*

*Дагестанский государственный технический университет  
Махачкала, Россия  
gulya-ka11@yandex.ru*

Рассмотрены механические свойства керамики на основе твердых растворов в зависимости от температуры и содержания добавки. Оценен комплекс механических свойств керамики  $\text{SiC-AlN-Y}_2\text{O}_3$ .

**Ключевые слова:** керамика, карбид кремния, спекание, горячее прессование, активирующие добавки, микротвердость.

The mechanical properties of ceramics based on solid solutions are considered depending on temperature and additive content. The complex of mechanical properties of  $\text{SiC-AlN-Y}_2\text{O}_3$  ceramics is estimated.

**Keywords:** ceramics, silicon carbide, sintering, hot pressing, activating additives, microhardness.



Структурные, электронные и оптические свойства широкозонных полупроводниковых материалов ( $\text{AlN}$ ,  $\text{SiC}$ , твердые растворы  $(\text{SiC})_x(\text{AlN})_{1-x}$ ), характеристики и электронная природа их свойств являются объектами интенсивных исследований. Эти материалы перспективны для широкого применения при создании электронных приборов (полевые транзисторы, приборы для силовой и СВЧ электроники). Прикладной потенциал керамики на основе твердых растворов  $\text{SiC}$  обусловлен сочетанием в ней высокой теплопроводности, электросопротивления и низкого значения КТР, благодаря чему она может найти применение в качестве подложек для гибридных интегральных микросхем. Керамика на основе карбидов, таких как  $\text{SiC}$ , в связи с их огнеупорной природой и их низким поглощением нейтронов, перспективна для изготовления будущего поколения ядерных реакторов и кроме того,  $\text{SiC}$  представляет собой потенциальный материал, который используется для производства стенок ядерных реакторов. Тем не менее,  $\text{SiC}$  имеет ограничение в хрупкости его структурных приложений. Для предотвращения этого явления, прибегают к уменьшению размера зерен (менее 100 нм), что приводит к улучшению механических свойств керамики. Кроме того, уменьшение размера зерна может повысить устойчивость к облучению. Присутствие добавок позволяет улучшить механические свойства, керамических материалов. Добавки на основе иттрия и алюминия, обычно применяют для спекания карбида кремния, как правило, в целях достижения высокой плотности и тонких размеров зерна.

Добавление оксида иттрия в систему  $\text{SiC-AlN}$  незначительно повысило прочностные характеристики по сравнению с системой  $\text{SiC-AlN}$  [1,2]. Образцы прессовали методом горячего прессования при температуре 1850 °С в течение 1 ч при механической нагрузке до 30 МПа в атмосфере  $\text{Ar} + \text{N}_2$ , далее отжигали при (1900 °С- 2000 °С) в течение 6 ч в той же атмосфере. Данные исследования показали, что обжиг после горячего улучшает механические свойства материала.

Микротвердость керамики  $\text{SiC-AlN-Y}_2\text{O}_3$  составляет  $26 \pm 2$  ГПа по Виккерсу.

Установлено, что твердость падает с повышением содержания добавки  $\text{Y}_2\text{O}_3$  (рис.) в связи с тем, что большое количество спекающих добавок может привести к относительно высокой объемной доле межзеренных фаз, которые имеют более низкую твердость, чем зерна  $\text{SiC}$ .

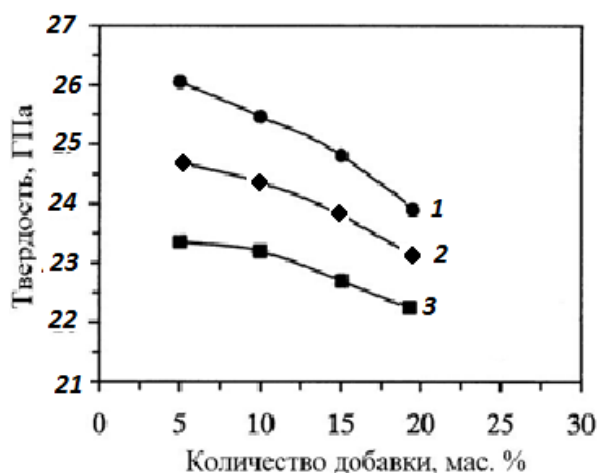


Рис. Изменение твердости карбидкремневой керамики ( $\text{SiC-AlN-Y}_2\text{O}_3$ ) с ростом содержания добавки  $\text{Y}_2\text{O}_3$  при 1900 °С (1), 1950 °С (2) и 2000 °С (3).

При температуре спекания 1950 °С достигнута прочность 350 МПа при введении 5 мас.%  $\text{Y}_2\text{O}_3$ . Это может быть связано с равномерно распределенной, равноосной и

мелкозернистой микроструктурой керамики.

Добавки, используемые для интенсификации процесса спекания, неизменно становятся вторичными фазами в конечном керамическом материале и обычно понижают его механические свойства при высоких температурах. Из этого неблагоприятного эффекта следует сделать вывод о том, что желательнее вводить как можно меньшее количество добавок. Кроме того, эффективность модификаторов в значительной степени зависит от однородности их распределения.

Увеличение количества спекающих добавок может способствовать как испарению жидкой фазы, так и к реакции между SiC и модификаторами, что приводит к неполному уплотнению.

Известно, что разница в химической структуре границ зерен между оксидными и бескислородными составляющими приводит к различиям в термоупругих свойствах на границах фаз и силах химической связи между зернами SiC и фазовыми границами, что приводит к разнице межфазных сил. Отчетливая граница препятствует возникновению поверхностного сцепления, которое является основной предпосылкой для преодоления трещинообразования в материале.

При использовании редкоземельных элементов вместе с нитридом алюминия для получения карбидкремниевой керамики, эти добавки образуют жидкую фазу при температурах 1850–1900 °С, что позволяет снижать температуру спекания. При охлаждении жидкая фаза кристаллизуется до оксинитридов (в случае AlN). Добавки сильно изменяют механические свойства материала.

Таким образом, можно с уверенностью сказать, что спекание керамики из карбида кремния с участием эвтектических добавок является перспективным для получения защитной керамики для экстремальной электроники с высокими физико-механическими свойствами при значительно более низких энерго-, ресурсо- и материальных затратах.

#### Список литературы

1. Исследование механических свойств карбидкремниевой керамики с различными активирующими добавками. / Г. К. Сафаралиев, Г. Д. Кардашова, Б. А. Билалов [и др.] // Фундаментальные проблемы радиоэлектронного приборостроения. – 2013. – Т. 13. – № 2. – С. 126-129.
2. Сафаралиев Г.К., Стриханов М.Н., Каргин Н.И., Билалов Б.А., Шабанов Ш.Ш., Кардашова Г.Д. Керамические материалы на основе SiC. // Монография - М: НИЯУ МИФИ, 2011. 200 с.
3. Кардашова Г.Д., Шабанов Ш.Ш., Микаилов М.М., Дибиргаджиев Д.Ш. Исследование структурных особенностей поверхности излома керамики на основе SiC-AlN и ее свойств // Научные исследования: итоги и перспективы. 2022. Т. 3, № 3. С. 28 - 35.

## РАЗРАБОТКА МЕДНОГО КОМПОЗИТА ДЛЯ РАБОТЫ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКИХ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ТОКОВ

*Лебедев В.Е., Башлыков С.С., Тенишев А.В.*

*Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»,  
Москва, Россия  
lebedevladimir95@mail.ru*

Проведено получение медного композитного материала методами порошковой металлургии, а именно метод высоковольтного электроимпульсного компактирования. Установлено, что главным фактором, влияющим на электропроводность композита, является его плотность, а снижение электропроводности от добавки незначительно.

**Ключевые слова:** медь, оксид алюминия, электроимпульсное компактирование, электропроводность.

The copper composite material was obtained by powder metallurgy methods, namely, the method of high-voltage electric pulse compaction. It is established that the main factor affecting the electrical conductivity of the composite is its density, and the decrease in electrical conductivity from the additive is insignificant.

**Keywords:** copper, aluminum oxide, electric pulse compaction, electrical conductivity.

Композитные материалы на основе меди рассматриваются как возможная замена материала для разрывных контактов вместо используемого в настоящее время серебра. Главным преимуществом таких материалов будет низкая по сравнению с серебром стоимость и смягчение требований к организациям, проводящим техобслуживание. Для использования композита на основе меди в разрывных контактах необходимо решить проблемы связанные с образованием стойкого оксида при эксплуатации. Чтобы преодолеть данную проблему необходимо упрочнить материала основы и снизить адгезии оксида с медью. Этого можно достигнуть за счет добавления в материал основы упрочняющих дисперсных частиц. В качестве метода для упрочнения меди был выбран один из методов порошковой металлургии, а именно метод высоковольтного электроимпульсного компактирования, в качестве материала для упрочнения меди был выбран оксид алюминия. К материалу композита предъявляются следующие требования: электропроводность композита должна быть выше 80% электропроводности чистой меди, а твердость композита должна находиться в диапазоне 110-130 НВ.

В данной работе было проведено получение такого композитного материала методами порошковой металлургии. Микрометрический порошок меди и нанопорошок оксида алюминия были перемешаны в шаровой мельнице. Из полученной смеси порошков был изготовлен композит медь-оксид алюминия методом высоковольтного электроимпульсного компактирования. Для образцов композита, полученных при разных условиях компактирования были измерены плотность гидростатическим и пикнометрическим способом, твердость по методу бринеля и удельная электропроводность. Установлено, что главным фактором влияющим на электропроводность компо-

зита является его плотность, а снижение электропроводности от добавки незначительно. Отмечен рост твердости композита с увеличением прикладываемого давления при компактировании. Выяснено, что для порошков, перемешивание которых происходило в спирте оптимальным режимом спекания оказалось напряжение 5,9 кВ на установке и давление 2 атм, что эквивалентно нагрузке равной 14 кН, а для порошков перемешанный в тетрахлорэтилене оптимальными оказались режимы от 4,5 до 5 кВ при давлении 1,5 и 2 атм, что эквивалентно нагрузкам в 10,5 и 14 кН.

УДК 621.315.592

## **ФОРМИРОВАНИЕ ВЫСОКОПЛОТНОЙ КАРБИДНОЙ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ В<sub>4</sub>С МЕТОДАМИ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЙ КОНСОЛИДАЦИИ**

*Казакова В.Н., Тенишев А.В., Шорников Д.П.*

*Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»,  
Москва, Россия  
kazackovavictorija@yandex.ru*

В работе проводились эксперименты по высоковольтному электроимпульсному компактированию порошка карбида бора. Установлено, что спекание материалом на основе карбида бора ВЭИК методом позволяет получать высокоплотные образцы при равных температурах, по сравнению с традиционными методами спекания.

**Ключевые слова:** электроимпульсное спекание, карбид бора, плотность, керамические материалы.

Experiments on high-voltage electric pulse compaction of boron carbide powder were carried out in the work. It is established that sintering with a boron carbide-based material by the FEK method makes it possible to obtain high-density samples at equal temperatures, compared with traditional sintering methods.

**Keywords:** electric pulse sintering, boron carbide, density, ceramic materials.

В настоящее время наблюдается чрезвычайно активное развитие таких отраслей науки и промышленности, как космос, авиастроение, оружейная техника, двиглестроение, ядерная техника и т.п. Повышение эксплуатационных свойств изделий, как правило, связано с повышением температуры эксплуатации (выше 2000°С), а также сохранением физико-механических свойств при указанных температурах. Все это приводит к возрастанию требований к конструкционным и функциональным материалам. Единственным типом материалов, позволяющим обеспечить выполнение жестких, а иногда и противоречивых требований, являются керамические материалы и композиты на их основе.

Интерес к карбиду бора обусловлен тем, что он обладает рядом полезных физико-химических свойств. Он имеет относительно низкую плотность, высокую твердость, высокую температуру плавления, обладает высокой химической стойкостью в различных агрессивных средах, имеет высокое сечение захвата нейтронов, является полу-

проводником. Основными областями применения карбида бора являются производство абразивного и режущего материала, ядерная энергетика (регулирующие стержни реакторов) и производство легкой брони. Также карбид бора применяется в качестве термо- и электроизоляционного материала, и материала для устройств в микроэлектронике [1, 2].

Тем не менее, применение этого материала ограничено, поскольку получение объемных высокоплотных изделий с регулируемой структурой из карбида бора до беспористого состояния и низкой вязкостью разрушения сопряжено с определенными сложностями.

Керамика на основе карбида бора может быть получена различными методами. Одним из методов, который может быть применен для компактирования  $B_4C$ , может являться высоковольтная электроимпульсная консолидация (ВЭИК). Принцип ВЭИК – это прохождение высоковольтного разряда (до 30 кВ) с высокой плотностью тока ( $100 \text{ кА}\cdot\text{см}^{-2}$ ), малой длительностью импульса (менее чем 600 мкс), получаемого с помощью батареи конденсаторов, через порошковую засыпку при приложении внешнего давления. Однако до сих пор систематических исследований режимов для получения  $B_4C$  методом ВЭИК не проводилось.

В работе проводились эксперименты по высоковольтному электроимпульсному компактированию порошка карбида бора. Установлено, что спекание материалом на основе карбида бора ВЭИК методом позволяет получать высокоплотные образцы при равных температурах, по сравнению с традиционными методами спекания. Показана возможность компактирования  $B_4C$  методом ВЭИК за счет пропуска разряда через смесь В и С, а также через смесь порошков карбида бора и SiC.

---

# ФИЗИКА И ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛОВ

---

УДК 544.6.018.4

## МИКРОВОЛНОВЫЙ СИНТЕЗ ФОТОЛЮМИНЕСЦЕНТНЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ СОЕДИНЕНИЙ КАДМИЯ

Муратова Ю.А., Гоглидзе Т.И., Дементьев И.В., Суринов В.Г.

Приднестровский государственный университет им. Т.Г. Шевченко  
Тирасполь, Россия  
lizzard97@mail.ru

*Представлены результаты исследования синтеза композита «карбонат кадмия: гидроксид кадмия». Исследования показали, что с увеличением мощности микроволновой обработки максимум фотолюминесценции исследуемых материалов смещается в длинноволновую область. Полученные материалы могут выступать в качестве прекурсоров для дальнейшего синтеза с применением, например, селено- и серосодержащих лигандов.*

**Ключевые слова:** микроволновое излучение, ацетат кадмия, гидроксид натрия, полиэтиленгликоль, люминесцентные свойства.

*The results of the study of the synthesis of the composite "cadmium carbonate: cadmium hydroxide" are presented. Studies have shown that with an increase in the power of microwave treatment, the maximum photoluminescence of the studied materials shifts to the long-wavelength region. The resulting materials can act as precursors for further synthesis using, for example, selenium- and sulfur-containing ligands.*

**Keywords:** microwave radiation, cadmium acetate, sodium hydroxide, polyethylene glycol, luminescent properties.

Одним из перспективных методов формирования полупроводниковых наночастиц с высокими функциональными свойствами является гидрохимическое осаждение [1,2]. Достаточно простой по технике выполнения, этот метод обладает широкими технологическими возможностями, позволяющими за счет лежащих в его основе коллоидно-химических преобразований создавать полупроводниковые наночастицы с контролируемыми размерами.

Следует отметить, что гидрохимическое осаждение в замкнутом объеме с применением микроволнового излучения (МВИ) позволяет значительно уменьшить время синтеза, снизить его температуру и исключить потери летучих веществ [3]. При воздействии МВИ частотой 2,45 ГГц на водные растворы происходит переориентация диполей растворителя (воды) и перемещение в нем ионов растворенного вещества, а также нагрев раствора по всему объёму. Эффективное поглощение МВИ происходит в слое воды порядка 1,5 см [4].

Проведенные нами исследования показали перспективность применения микроволновой печи марки Gogenje в модернизированном гидротермально-микроволновом

методе синтеза для ускоренного (в течение 2 минут) получения порошков ZnO с наноразмерными частицами и улучшенными излучательными свойствами [5].

Химический синтез ультрадисперсных порошков композита на основе соединений кадмия осуществлялся микроволновым методом. В процессе синтеза исследовалось влияние мощности микроволнового излучения на люминесцентные свойства синтезируемого композита.

Исходный раствор для синтеза композита содержал следующие основные компоненты: ацетат кадмия, служивший источником кадмия; гидроксид натрия, использовавшийся в качестве осадителя; полиэтиленгликоль, выполнявший роль стабилизатора.

Исходные компоненты вводились в рабочий раствор в следующей последовательности. В 20-ти мл водно-этанольной смеси (при соотношении компонентов 8:1) растворялись 0.3 г гидроксида натрия NaOH, а затем 0.378 г ацетата кадмия Cd(CH<sub>3</sub>COO)<sub>2</sub>. Далее к полученному раствору приливались 20 мл 0.15%-ного водного раствора полиэтиленгликоля. Для повышения эффективности синтеза в рабочий раствор вводилось незначительное количество окислителя – гидразин-гидрата. Подготовленный таким образом рабочий раствор заливался в химический стакан, который размещался на вращающемся столике микроволновой печи, где подвергался воздействию микроволнового излучения определённой мощности в течение 2-2.5 минут. В процессе синтеза использовались мощности 300, 240, 150 и 90 Вт.

После завершения синтеза в стакане наблюдался выпавший в осадок порошок, окрашенный, в зависимости от мощности излучения, от красного до бледного розового цвета. Полученные порошки многократно промывались в дистиллированной воде, фильтровались и высушивались при комнатной температуре до пыления.

Исследование дифракции рентгеновских лучей было проведено в конфигурации  $\theta \div 2\theta$  при использовании дифрактометра Panalytical Empyrean с рентгеновской трубкой, имеющей медный анод ( $\lambda_{K\alpha 1}=1,54060 \text{ \AA}$ ,  $\lambda_{K\alpha 2}=1,54439 \text{ \AA}$ ). Анализ дифракционной картины позволил сделать количественный анализ нанопорошков и определить размеры кристаллитов (таблица).

Таблица. Анализ нанопорошков.

Мощность излучения, Вт	Длительность синтеза, мин.	Длина волны в макс., нм	Содержание в композите Cd(OH) <sub>2</sub> , %	Размер крист., нм	Содержание в композите CdCO <sub>3</sub> , %	Размер крист., нм
90	2,5	580	36,3	8,7	63,2	9,9
150	2,5	590	78,1	10,1	21,9	8,7
240	2,5	610	85,5	12,0	14,5	7,76
300	2,5	650	87,5	14,8	12,5	7,36

Как видно из таблицы, с увеличением мощности микроволновой обработки реакционной смеси меняется количественный состав компонентов в конечном продукте. При больших мощностях МВИ преобладает процесс образования гидроксида кадмия Cd(OH)<sub>2</sub>, а процесс образования карбоната кадмия CdCO<sub>3</sub> существенно замедляется, что приводит к заметному уменьшению количества CdCO<sub>3</sub> в композите, а также к

уменьшению размеров кристаллитов карбоната кадмия. Размеры кристаллитов гидроксида кадмия с увеличением мощности обработки возрастают, предположительно за счёт слияния наночастиц [6].

Исследование люминесцентных свойств полученных материалов проводилось на установке, собранной на базе призматического монохроматора марки SPM-2. Оптическое возбуждение образцов осуществлялось полупроводниковым лазером с длиной волны 405 нм и мощностью 500 мВт. Регистрация оптического сигнала осуществлялась с помощью фотоэлектронного умножителя ФЭУ100, который подключался к измерительному прибору (В7-26) для регистрации амплитуды сигнала. На входе монохроматора устанавливался стеклянный фильтр марки ЖЗС 9, ограничивающий возможность попадания коротковолновой части сигнала лазера, искажающей реальную картину люминесценции образца.

Измерения проводились при комнатной температуре в диапазоне длин волн от 400 до 800 нм. Напряжение на ФЭУ составляло 1,6 кВ.

На рис., в качестве примера, приведен спектр ФЛ при 300К одного из образцов композита, полученного при максимальной мощности микроволнового излучения.

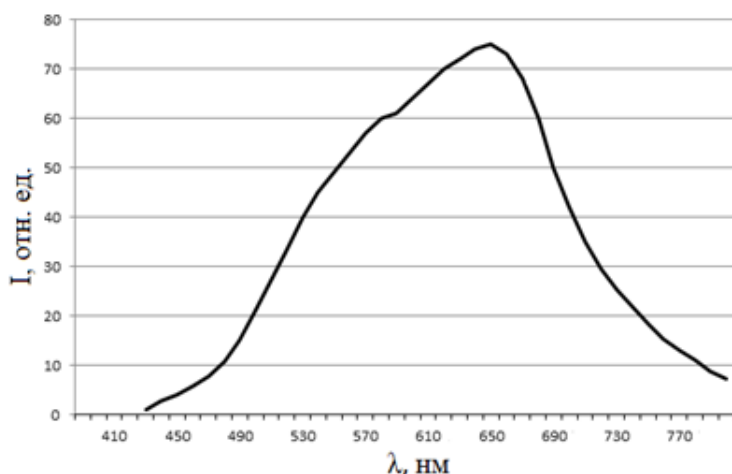


Рис. Спектральное распределение фотолюминесценции композита после обработки МВИ мощностью 300Вт.

Исследования показали, что с увеличением мощности микроволновой обработки максимум фотолюминесценции исследуемых материалов смещается в длинноволновую область (таблица). Можно предположить, что наблюдаемый сдвиг очевидно связан с увеличением размеров кристаллитов при больших мощностях обработки преобладающего в композите компонента.

Проведенные исследования показали перспективность применения МВИ для быстрого синтеза ультрадисперсных материалов, содержащих соединения кадмия. Полученные материалы могут выступать в качестве прекурсоров для дальнейшего синтеза с применением, например, селено- и серосодержащих лигандов.

#### Список литературы

1. Михайлов. М.Д. Химические методы получения наночастиц и наноматериалов [Текст]: учебное пособие // М. Д. Михайлов. СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2012. 259 с.
2. Гидрохимическое осаждение тонких пленок халькогенидов металлов: практикум / Маскаева Л.Н., Марков В.Ф., Туленин С.С. и др. под общ. ред. В.Ф. Маркова; М-во образования и науки Рос. Федерации, Урал. федер. ун-т. – Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2017. 284 с



3. Шавшукова. С.Ю. Исторические этапы развития микроволновой техники для научных исследований и промышленных процессов // История науки и техники. Специальность 07.00.10. Автореферат диссертации на соискание ученой степени доктора технических наук Уфа – 2008.

4. Кубракова И.В., Мясоедова Г.В., Еремин С.А., и др. Подготовка проб в условиях микроволнового нагрева // Институт геохимии и аналитической химии им. В.И. Вернадского РАН// Методы и объекты химического анализа, 2006, т. 1, № 1, С. 27-34.

5. Гоглидзе Т.И., Дементьев И.В., Суринов В.Г. и др. Влияние условий синтеза порошкообразного оксида цинка на его фотолюминесцентные свойства. // Прикладная физика, 2020, № 4. С.57-62.

6. С.И. Садовников, А.И. Гусев, А.А. Ремпель. Полупроводниковые наноструктуры сульфидов свинца, кадмия и серебра // М.: ФИЗМАТЛИТ, 2018. 428 с.

УДК 621.383.51

## СИНТЕЗ И ИССЛЕДОВАНИЕ ГЕТЕРОСТРУКТУР НА ОСНОВЕ МЕТАЛЛОКСИДНЫХ ПОЛУПРОВОДНИКОВ

*Свистова Т.В., Рембеза Е.С., Кошелева Н.Н., Пермяков Д.С.*

*Воронежский государственный технический университет  
Воронеж, Россия  
svistamara@yandex.ru*

*Работа посвящена синтезу и исследованию гетероструктур на основе металлооксидных полупроводников. Определены основные параметры слоев гетероструктур. Проведены измерения характеристик гетероструктур, таких как: вольт-амперная характеристика, вольт-амперная характеристика в фотогальваническом режиме, вольт-фарадная характеристика.*

**Ключевые слова:** *гетероструктура, диоксид олова, оксид цинка, оксид меди, солнечная энергетика, прозрачная электроника*

*The work is devoted to the synthesis and study of heterostructures based on metal oxide semiconductors. The main parameters of the heterostructure layers are determined. Measurements of the characteristics of heterostructures, such as: current-voltage characteristic, current-voltage characteristic in the photovoltaic mode, capacitance-voltage characteristic, have been carried out.*

**Keywords:** *heterostructure, tin dioxide, zinc oxide, copper oxide, solar energy, transparent electronics*

Разнообразие видов металлооксидных материалов с разными электрофизическими свойствами и значениями ширины запрещенной зоны, охватывающими весь диапазон солнечного спектра, позволяет изготовить многослойные пленочные гетероструктуры для эффективного использования излучения солнца [1].

Целью работы является синтез и исследование гетероструктур на основе металлооксидных пленок р-Cu<sub>2</sub>O/n-ZnO/n-SnO<sub>2</sub>, как перспективных элементов для солнечной энергетике и других изделий прозрачной электроники

Исследуемые гетероструктуры были синтезированы методом спрей-пиролиза на стеклянных подложках при помощи аэрографа OPHIR AC004A и методом электролиза из раствора. Слой n-SnO<sub>2</sub> : Sb (1,5 %) наносился методом спрей-пиролиза на разогре-

тую подложку из концентрированного водного раствора хлорида олова с добавлением хлорида сурьмы. Буферный слой n-ZnO был создан методом спрей-пиролиза из водного раствора ацетата цинка. Экспериментальным путем были выбраны оптимальные температуры подложек для SnO<sub>2</sub> и ZnO – 420 °С. Слой Cu<sub>2</sub>O наносился методом электролиза из раствора, содержащего сульфат меди, молочную кислоту, гидроксид лития, дистиллированную воду. Режимы осаждения: плотность тока 2 - 4 мА/см<sup>2</sup>, температура раствора 40 °С, время нанесения 5 - 20 мин. Контакты к узкозонной части гетероструктуры в виде тонкой пленки меди созданы методом термического испарения, электрическим контактом к широкозонной части гетероструктуры служила пленка SnO<sub>2</sub> [2]. Толщина пленок измерялась на интерференционном микроскопе МИИ-4 и составила для ZnO – 0,3 мкм, SnO<sub>2</sub> – 1 мкм, Cu<sub>2</sub>O – 0,6 мкм.

Электросопротивление, концентрация и подвижность носителей заряда пленок измеряли с помощью эффекта Холла по методу Ван дер Пау в магнитном поле 0,63 Тл. Пленки ZnO обладают удельным сопротивлением  $\rho = 1,2 \text{ Ом}\cdot\text{см}$ , подвижностью носителей заряда  $\mu = 3,5 \text{ см}^2/\text{В}\cdot\text{с}$  и концентрацией  $n = 2 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ . Для пленок SnO<sub>2</sub>  $\rho = 0,007 \text{ Ом}\cdot\text{см}$ ,  $\mu = 6,9 \text{ см}^2/\text{В}\cdot\text{с}$ ,  $n = 6,5 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$ , у пленок Cu<sub>2</sub>O  $\rho = 59,6 \text{ Ом}\cdot\text{см}$ ,  $\mu = 5 \text{ см}^2/\text{В}\cdot\text{с}$ ,  $n = 3,2 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$ . Оценена ширина запрещенной зоны пленок: для ZnO 3,2 эВ, для SnO<sub>2</sub> 3,3 эВ, для Cu<sub>2</sub>O 2,1 эВ. Тип проводимости пленок определен с помощью термозонда и эффекта Холла. Установлено, что пленки ZnO и SnO<sub>2</sub> имеют n-тип проводимости, а пленки Cu<sub>2</sub>O - p-тип.

Пленки n-типа проводимости, изготовленные спрей-пиролизом, пригодны для производства низкоомных прозрачных покрытий, а пленка оксида меди, благодаря р-типу проводимости и небольшой ширине запрещенной зоны, - в качестве нижнего светопоглощающего слоя солнечного элемента.

Измерение вольт-амперных характеристик (ВАХ) проводилось при комнатной температуре стандартным методом по точкам с использованием зондовой установки.

Измерения вольт-фарадных характеристик (ВФХ) проводились с использованием лабораторного измерителя ВФХ в интервале от - 14 до 14 В с шагом 1 В. ВАХ и ВФХ измерялись на установке, в которой имеется возможность имитировать солнечный свет.

На рис. 1 приведены ВАХ структуры p-Cu<sub>2</sub>O/n-ZnO/n-SnO<sub>2</sub>, измеренные в интервале напряжений от - 10 до + 10 В без воздействия света ( $E = 0 \text{ лк}$ ) и при разной освещенности ( $E = 100 - 1600 \text{ лк}$ ).

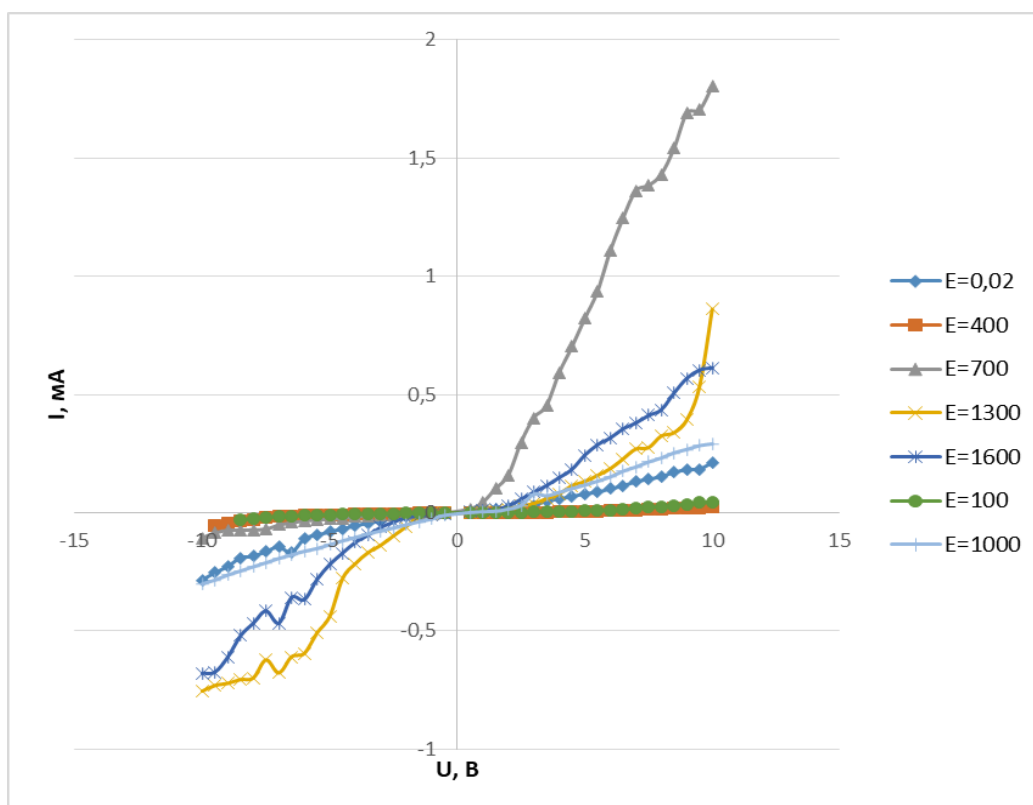


Рис. 1. ВАХ гетероструктуры при различной освещенности

По виду некоторых ВАХ можно сделать вывод, что гетероструктуры обладают выпрямительными свойствами, а некоторые имеют ВАХ близкие к линейным, хотя слои  $\text{CuO}$  и  $\text{ZnO}$ ,  $\text{SnO}_2$  характеризуются p- и n- типом проводимости. Этот эффект может быть обусловлен как формированием переходного слоя, так и нанометровыми зернами контактирующих слоев. Влияние наноструктуры на электрический транспорт в полупроводниках очень сильно. Анализ ВАХ показал, что энергетический барьер для носителей, возникающий между узкозонным  $\text{CuO}$  с дырочной проводимостью и широкозонными  $\text{ZnO}$  и  $\text{SnO}_2$  с электронной проводимостью, не может быть адекватно описан моделью Шоттки. Это скорее всего обусловлено высокой концентрацией поверхностных состояний.

На рис. 2 представлены ВАХ гетероструктур  $\text{p-Cu}_2\text{O/n-ZnO/n-SnO}_2$  в фотогальваническом режиме. Исследуемая гетероструктура обладает током короткого замыкания  $0,32 - 1,13 \text{ мкА}$  и напряжением холостого хода  $18,8 - 33,2 \text{ мВ}$  при освещенности в интервале  $4000 - 20000 \text{ лк}$ .

На рис. 3 приведены ВФХ гетероструктур при различной освещенности. С увеличением освещенности емкость гетероструктуры увеличивается как при отрицательных, так и при положительных напряжениях. Вид характеристик напоминает вид зависимости дифференциальной емкости области пространственного заряда (ОПЗ) полупроводника в МДП-структуре.

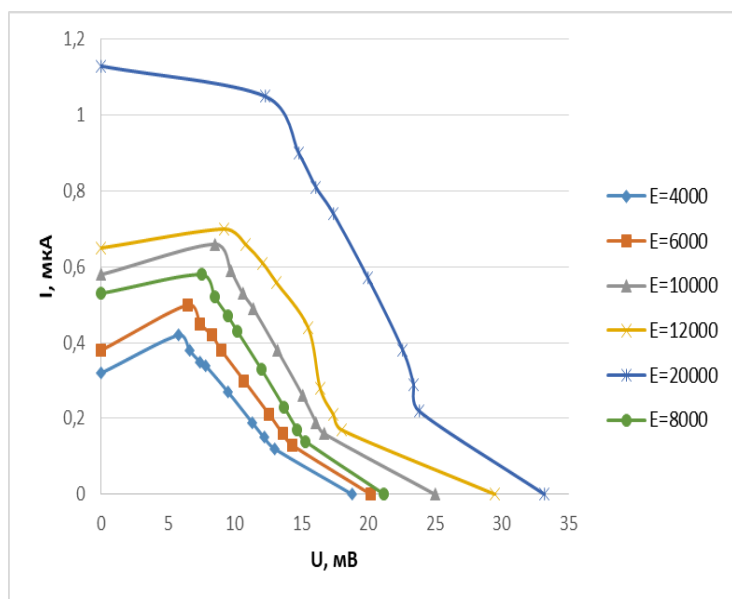


Рис. 2. ВАХ гетероструктуры в фотогальваническом режиме

Для областей обогащения (отрицательное напряжение), обеднения (положительное напряжение до величины порядка 5 В) и инверсии (положительное напряжение выше 5 В) имеет место увеличение емкости. В то же время емкость в области обеднения минимальна и может быть уподоблена геометрической емкости плоского конденсатора, заполненного диэлектриком толщиной, равной ширине ОПЗ.

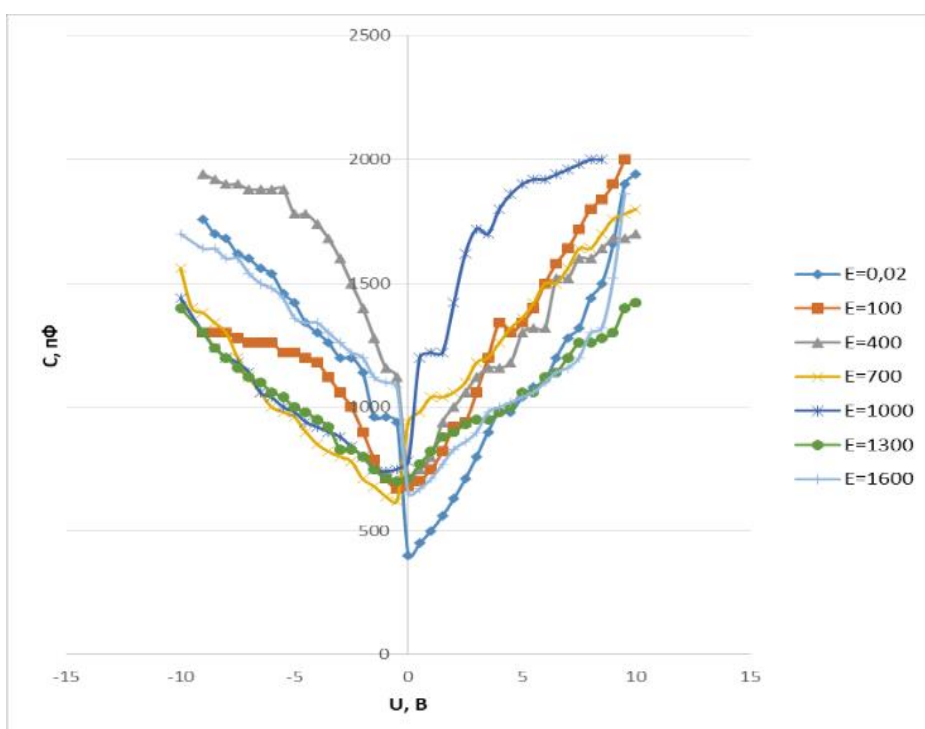


Рис. 3. ВФХ гетероструктур при различной освещенности

Таким образом, гетероструктуры  $p\text{-Cu}_2\text{O} / n\text{-ZnO} / n\text{-SnO}_2$  можно использовать в солнечной энергетике и оптоэлектронике в качестве фотоприемников. Использование данных гетероструктур в качестве конкурентоспособных солнечных элементов будет возможно после улучшения качества границ разделов гетероструктуры и повышения эффективности преобразования солнечной энергии.

### Список литературы

1. Шелованова Г.Н. Эффективное фотопреобразование в гетероструктуре на основе оксида меди (I) и оксида кадмия-олова / Г.Н. Шелованова, Т.Н. Патрушева // Физика твердого тела. – 2017. – Т. 59. – Вып. 2. – С. 240 – 244.
2. Полковников В.Е. Использование пиролитических металлооксидных пленок для изготовления фотоэлектрических преобразователей энергии / В.Е. Полковников, Д.С. Пермяков, М.А. Белых, Ш.Х. Юлчиев, С.И. Рембеза // Вестник ВГТУ. – 2019. – Т. 15. – № 5. – С. 72 - 77.

УДК 536.2

## УСТРОЙСТВО ДЛЯ ИЗМЕРЕНИЯ ТЕПЛОПРОВОДНОСТИ, СОДЕРЖАЩЕЕ ОХРАННУЮ СТЕНКУ И ИЗГОТОВЛЕННОЕ ИЗ МАТЕРИАЛОВ С ВЫСОКИМ ТЕРМО-ЭДС

Гусейнов Г.Г.

Институт физики им. Х.И. Амирханова ДФИЦ РАН  
Дагестанский государственный технический университет  
Махачкала, Россия  
guseinovgg@mail.ru

*Разработан прибор для определения теплопроводности веществ абсолютным стационарным методом плоского горизонтального слоя высокой точности. В этом приборе контроль за тепловыми потерями от внутреннего нагревательного блока осуществляется при помощи охранного стакана, изготовленного из пористого материала, насыщенного термоэлектриком и имеющего низкую теплопроводность. Введение термоэлектрика в пористые матрицы приводит к увеличению удельной чувствительности и коэффициента термоэлектрической добротности. Устройство содержит измерительный прибор и ячейку, снабженную сильфоном.*

**Ключевые слова:** теплопроводность, образец, термоэлектрик, флюид, температура

*Abstract: A device has been developed for determining the thermal conductivity of substances by an absolute stationary method of a flat horizontal layer of high accuracy. In this device, the control of heat losses from the internal heating unit is carried out using a protective cup made of a porous material, saturated with thermoelectric, and has low thermal conductivity. The introduction of a thermoelectric into porous matrices leads to an increase in the specific sensitivity and the coefficient of thermoelectric Q-factor. The device contains a measuring device and a cell equipped with a bellows.*

**Keywords:** thermal conductivity, sample, thermoelectric, fluid, temperature

Развитие науки и техники требует данные по теплофизическим свойствам – теплопроводности веществ, различного класса в широком интервале температур, давлений и концентраций.

Требуются данные по теплопроводности, определенные и измеренные на установках, обладающих высокой точностью. Нами изучены различные устройства для измерения теплопроводности, имеющиеся в литературе.

С этой целью нами разработано устройство для измерения теплопроводности по абсолютному, стационарному методу плоского слоя, позволяющего определять теплопроводность с высокой точностью.

Метод плоского слоя, считается одним из лучших методов для измерения теплопроводности. Абсолютный метод позволяет по результатам измерений вычислить величину коэффициента теплопроводности.

Предлагаемое устройство для измерения теплопроводности содержит измерительный прибор рис.1. и измерительную ячейку.

Предлагается устройство для измерения теплопроводности - рис.1.

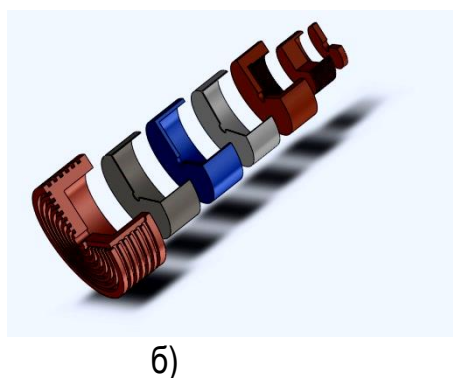
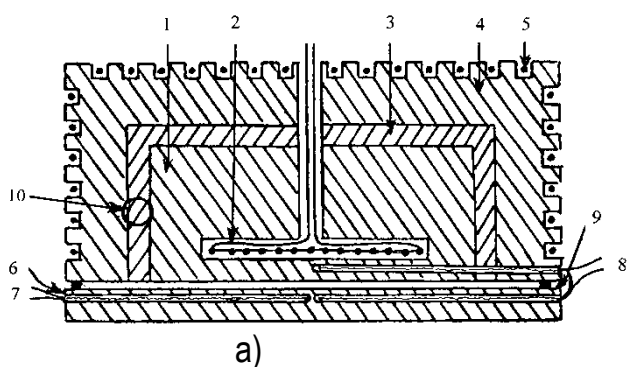


Рис.1. Прибор для измерения теплопроводности:

а) -1,4 - внутренний и наружный медные блоки; 2,5 - внутренний и наружный нагреватели; 3 - керамический охранный стакан, сообщающие поры, которой, насыщены металлом, полупроводником или окислом; 6 - "холодильник"; 7,8 - абсолютная (Т) и дифференциальная (ΔТ) термопары; 9 - фиксированный зазор; 10 – разрез керамического стакана; б)–составные части прибора для измерения теплопроводности (разобранный вид)

В предлагаемом устройстве для создания однородного теплового потока внутренняя часть прибора 1 (рис.1) окружена охранным стаканом 3, изготовленная из термоэлектрического материала рис.2.

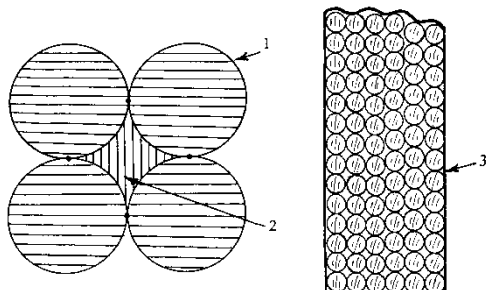


Рис.2. Пористый керамический охранный стакан, насыщенный веществом:

1 - "зерно"; 2 - межзеренное пространство; 3 - керамический охранный стакан, сообщающиеся поры, которой насыщены металлом, полупроводником или окислом

Охранный стакан 3 представляет собой пористую матрицу, толщиной около 1 мм, которая насыщается жидкими растворами никеля или меди, с последующим восстановлением их до ионов непосредственно в порах матрицы-носителя (см. рис.2).

Никель и медь в порах матрицы окислялись, соответственно до закиси никеля (NiO) и закиси меди (Cu<sub>2</sub>O). Выбор этих материалов обусловлен тем, что они имеют высокую термоэдс, соответственно +240 и +1000мкВ/град. [1], и в тоже время низкую теплопроводность [2].

Охранный стакан представляет собой композиционный материал, содержащий термоэлектрик. Матрицей являются пористые керамические материалы, а также пористый кремнезем, с размерами пор 5-100мкм.

Пористая матрица-стакан, насыщенная металлом, полупроводником или оксидом – термоэлектриком, имеет низкую теплопроводность [3], как гетерогенный материал [4,5], но обладает в паре с медью высокой термоэдс [1].

Как известно, основным критерием эффективности термоэлектрика является коэффициент термоэлектрической добротности [6]:

$$Z = (\alpha^2 \sigma) \lambda^{-1} \quad (1),$$

где  $\alpha$  - коэффициент термоэдс,  $\sigma$  - электропроводность,  $\lambda$  - коэффициент теплопроводности.

Термоэлектрические материалы характеризуются и удельной чувствительностью ( $\delta$ ), которая определяется соотношением:

$$\delta = \alpha / \lambda \quad (2).$$

Таким образом, в работе из-за введения термоэлектрика в пористые матрицы произошло увеличение ( $\delta$ ) и ( $Z$ ), за счет того, что коэффициент теплопроводности композита меньше, чем у полупроводника или у металла [2,3,4], и тем самым повышена эффективность применяемого термоэлектрика.

Устройство работает следующим образом: при включении нагревателя 2, выделяемое им тепло, достигает охранного стакана 3, создает разность температур в термопаре 1-3-4, что соответствует возникновению разности термоэдс на его поверхностях. Термоэдс, снятая с термопары 1-3-4, поступает на гальванометр потенциометра Р348, и подается на ВРТ-3 (высокоточный регулятор температуры). ВРТ-3 автоматически подбирает мощность нагревателя 5 в блоке 4, и добиваемся, отсутствия градиента температуры на 3 и компенсации потерь тепла от блока 1 через стакан 3.

Таким образом, тепло, выделяемое нагревателем 2 (см. Рис.1), последовательно проходит сверху вниз, через слой исследуемого вещества, расположенного между нижним торцом прибора и „холодильником“, в сторону „холодильника“ 8. В результате этого, на слое исследуемого вещества возникает градиент температуры  $\Delta T$ , который оценивали при помощи дифференциальной термопары (см. рис.1). Зная толщину образца ( $L$ ), эффективную рабочую поверхность измерительного прибора ( $S$ ), мощность внутреннего нагревателя, прошедшую через образец ( $P$ ), перепад температуры в слое исследуемого вещества ( $\Delta T$ ), коэффициент теплопроводности ( $\lambda$ ) оценивали при помощи закона Фурье по формуле для стационарного метода плоского горизонтального слоя:

$$\lambda = P \cdot L \cdot S^{-1} \cdot \Delta T^{-1} \quad (3),$$

При помощи описанного выше прибора можно измерять теплопроводность твердых тел и газов.

Погрешность измерения теплопроводности на этом устройстве, при исследовании теплопроводности газов и твердых тел не превышает  $\pm 1.2\%$ .

Для измерения теплопроводности агрессивных, растворов, и пористых материалов, насыщенных флюидами была изготовлена специальная ячейка.

Ячейка ставится под измерительный прибор, и насыщается веществом.

#### Список литературы

1. Геращенко О.А., Федоров В.Г. Тепловые и температурные измерения Справочное руководство. – Киев: Наукова Думка, 1965. - 304с.
2. Амирханов Х.И. Изв. АН АзССР, 1946, т.12, № 4, с.3-22.
3. Чиркин В.С. Теплопроводность промышленных материалов. - М.: Государственное научно-техническое издательство машиностроительной литературы, 1962. - 247с.
4. Дульнев Г.Н., Заричняк Ю.П. Теплопроводность смесей и композиционных материалов. - Л.: Энергия, 1974. - 264с.
5. Дульнев Г.Н., Новиков В.В. Процессы переноса в неоднородных средах. - Л.: Энергоатомиздат, 1991. - 247с.
6. Иоффе А.Ф. Полупроводниковые термоэлементы. - М.-Л.: Изд. АН СССР, 1960. -188с.

УДК 621.315.592

## ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$ С УНИКАЛЬНЫМИ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ

Гусейнов М.К., Гусейнов А.М.

*Дагестанский государственный технический университет  
Махачкала, Россия  
m\_guseynov@mail.ru*

*Разработана технология получения высококачественных тонких пленок  $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$  на подложках карбида кремния SiC. Проведены исследования структуры и состава наноразмерных пленок. Определены оптимальные технологические параметры и условия формирования монокристаллов  $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$  на подложках SiC.*

**Ключевые слова:** *карбид кремния, твердые растворы карбида кремния с нитридом алюминия, технология получения твердых растворов на основе карбида кремния.*

*A technology for obtaining high-quality thin films  $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$  on silicon carbide SiC substrates has been developed. The structure and composition of nanoscale films have been studied. The optimal technological parameters and conditions for the formation  $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$  single crystals on SiC substrates have been determined.*

**Keywords:** *Silicon carbide, solid solutions of silicon carbide with aluminum nitride, technology for obtaining solid solutions based on silicon carbide.*

Неограниченные твердые растворы  $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$  в зависимости от состава имеют ширину запрещенной зоны от 2,8 до 6 эВ, причем в диапазоне составов  $0,6 < x < 1$  они образуют широкозонные полупроводниковые материалы с прямозонной энергетической структурой [1].



Для получения тонких пленок и наноразмерных многослойных структур широко используются ионно-плазменные методы, особенно методы магнетронного распыления (МР). Методы МР отличаются хорошей управляемостью процессом формирования пленок и сравнительно низкой температурой осаждения пленок, чем при сублимационном методе.

Для получения пленок  $(SiC)_{1-x}(AlN)_x$  создана новая технология выращивания, позволяющая формировать высококачественные монокристаллические и поликристаллические пленки  $(SiC)_{1-x}(AlN)_x$  с контролируемым составом. Для оптимизации режимов получения пленок, нами проведены количественные оценки параметров, таких как высота зоны термализации- $R_T$ , расстояние от мишени до условного анода -  $X_0$ , скорость роста пленок- $V$  и др.

Экспериментальные данные зависимости скорости роста - $V$  пленок от температуры подложки при токах 80 и 100 мА приведены на рисунке 1. Как и следовало ожидать,  $V$  пленок уменьшается с увеличением температуры подложки, в диапазоне от 800 до 1300 К уменьшение составляет 8-10 раз.

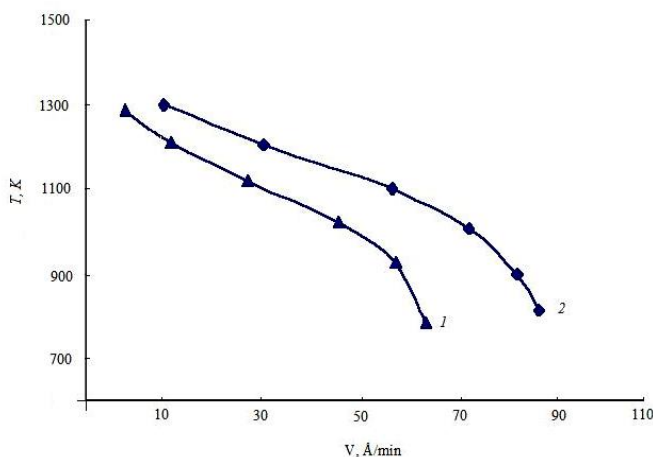


Рис.1. Скорость роста пленки  $(SiC)_{0,7}(AlN)_{0,3}$ : 1)  $I = 80$  мА; 2)  $I = 100$  мА.

Исследования структуры пленок показали, что температура подложки сильно влияет на их кристаллическую структуру. При невысоких температурах подложки, примерно 700-750К, пленки не имеют кристаллической структуры. При температурах близких к 950-1000К в пленках образуются микрокристаллы с размерами 0,1-0,2 мкм. При дальнейшем повышении температуры до 1250-1350К формируются качественные монокристаллические пленки.

На рисунке 2 приведены две рентгеновские дифрактограммы пленки и подложки. На дифрактограмме, кроме максимума подложки, наблюдается еще максимум, связанный с твердым раствором. Они отличаются незначительно из-за того, что постоянные их решеток имеют близкие значения.

Анализ состава пленок показал, что он в пределах двух процентов имеет такое же содержание нитрида алюминия, как и мишень  $SiC-AlN$ , а распределение компонентов однородное.

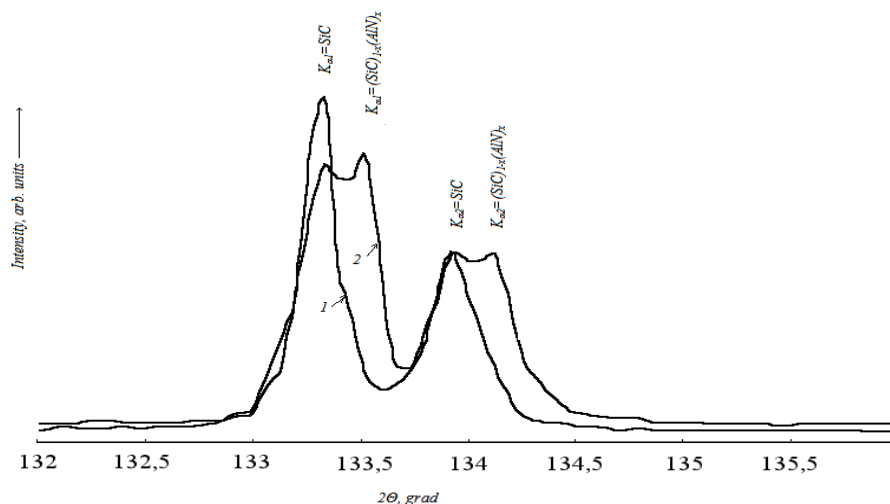


Рис. 2. Рентгеновские дифрактограммы: 1) SiC-6H; 2) Твердый раствор  $(\text{SiC})_{0,7}(\text{AlN})_{0,3}$

Таким образом, показано, что методом магнетронного распыления можно выращивать качественные наноразмерные пленки твердого раствора карбида кремния с нитридом алюминия заданного состава с различной структурой от аморфной фазы до монокристаллической.

#### Список литературы

1. Сафаралиев Г.К., Таиров Ю.М., Офицерова Н.В., Морозенко Я.В., Абилова Н.А. // Физика и техника полупроводников. 1996. Т. 30. В.3. С. 493-496.
2. Г.К. Сафаралиев, М.К. Курбанов, Н.В. Офицерова, Ю.М. Таиров. Изв. РАН. Неорг. матер. № 6. (1995). С.37.
3. В.Л. Ласка, А.П. Митрофанов, С.Ф. Карманенко. Электронная техника. Сер. Электрорадиодетали и газоразрядные приборы. 1985. В.1 (106). С.101
4. Я.И. Таруи. Основы технологии СБИС. М., Радио и связь, 1985. С.479.
5. А.И. Ефимов, Л.П. Белорукова, И.В. Василькова, В.П. Чечев. Свойства неорганических соединений. Справочник. (Л., Химия, 1983) С. 392.

УДК 537.862

## ТЕХНИКА ПОЛУЧЕНИЯ ПЛЕНОК ZnO МЕТОДОМ МАГНЕТРОННОГО РАСПЫЛЕНИЯ

*Темиров А.Т., Темиров Т.М., Кудиев А.А., Шанавазов А.М.-М.*

*Дагестанский государственный технический университет*

*Махачкала, Россия*

*alibulat.temirov@bk.ru*

В работе рассматривается техника получения пленок ZnO методом магнетронного распыления. Приводится метод решения этой проблемы, а также рассматриваются новые подходы и возможные свойства пленок ZnO полученных магнетронным методом.

**Ключевые слова:** магнетронное распыление, магнитное поле, электроны, скорость распыления, скорость осаждения пленок.

The paper considers the technique for obtaining ZnO films by magnetron sputtering. A method for solving this problem is presented, as well as new approaches and possible properties of ZnO films obtained by the magnetron method are considered.

**Keywords:** magnetron sputtering, magnetic field, electrons, sputtering rate, film deposition rate.

Для повышения эффективности ионизации рабочего газа и создания над поверхностью катода-мишени области плотной плазмы, используется метод магнетронного распыления, который основан на использовании скрещенного магнитного и электрического полей. Механизм магнетронного распыления характеризуется сложным движением электронов в зоне разряда, который, в общем случае, можно разделить на четыре компоненты [1]:

- гелиообразное движение электронов вдоль линий магнитного поля, которое является результатом их вращения вокруг вектора  $\vec{B}$  и одновременного перемещения вдоль поля;

- отражение от катода ("зеркальный эффект"), вследствие наличия на нем отрицательного потенциала и градиента магнитного поля. В результате этого эффекта электроны отражаются в одну и другую стороны между точками, где линии поля проходят через поверхность катода;

- дрейф электронов, обусловленный действием на них силы Лоренца в прикатодном пространстве, которое заставляет электроны двигаться параллельно катоду в направлении, перпендикулярном обоим полям;

- анодный дрейф, представляющий перемещение электронов по направлению к аноду, который, в конечном счете, является коллектором низкоэнергетических электронов.

В магнетронной распылительной системе (МРС) неоднородными являются как электрическое, так и магнитное поля, поэтому в плазме разряда существуют все перечисленные компоненты движений электронов.

Выбытие из катода ионной бомбардировкой электроны ускоряются в области темного катодного пространства и с большими энергиями входят в область плазмы, где перемещаясь по сложным траекториям в области магнитной ловушки, совершают многократные столкновения с атомами рабочего газа. В магнитной ловушке электроны циклируют до тех пор, пока не произойдет несколько ионизирующих столкновений, в результате которых электрон теряет полученную от электрического поля энергию.

Таким образом, большая часть энергии электрона расходуется на ионизацию и возбуждение, что значительно увеличивает эффективность процесса ионизации и приводит к возрастанию концентрации положительных ионов у поверхности мишени. Это в свою очередь обуславливает увеличение интенсивности ионной бомбардировки мишени и значительный рост скорости распыления, а следовательно, и скорости осаждения пленок.

Помимо увеличения скорости распыления МРС обладает рядом специфических свойств, основными из которых являются снижение рабочего давления и бомбардировка подложки высокоэнергетическими электронами.

В МРС магнитное поле увеличивает траекторию электронов, а следовательно, возрастает и число столкновений с атомами рабочего газа, что эквивалентно увеличению давления газа.

#### Список литературы

1. В.А. Лабунов, Н.И. Данилович, А.С. Уксусов, В.Е. Минайчев. Современные магнетронные распылительные устройства //Зарубежная электронная техника. – 1982. – Вып.10. – С.3-62.
2. Рабаданов Р.А., Темиров А.Т., Исмаилов А.М., Рабаданов М.Р. Температурная зависимость совершенства структуры пленок ZnO на аморфной поверхности // Тезисы докладов Международной конференции "Фазовые переходы и критические явления в конденсированных средах". – Махачкала: 1998. – С. 75-76.

УДК 537.226

### ТЕПЛОЕМКОСТЬ КОМПОЗИТА $0.3\text{CoFe}_2\text{O}_4 - 0.7\text{PbTiO}_3$

Митаров Р.Г.<sup>1</sup>, Каллаев С.Н.<sup>2</sup>, Омаров З.М.<sup>2</sup>, Абдулвахидов К.Г.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Дагестанский государственный технический университет

<sup>2</sup>Институт физики им. Х.И. Амирханова ДФИЦ РАН

Махачкала, Россия

r.mitarov@yandex.ru

*Исследована температурная зависимость теплоемкости мультиферроидного композита  $0,3\text{CoFe}_2\text{O}_4 - 0,7\text{PbTiO}_3$  в интервале температур 150-820К. Установлено, что дополнительную компоненту теплоемкости в  $0,3\text{CoFe}_2\text{O}_4 - 0,7\text{PbTiO}_3$  можно интерпретировать как аномалию Шоттки для трехуровневых состояний.*

**Ключевые слова:** теплоемкость, мультиферроидный композит, эффект Шоттки

*The temperature dependence of the heat capacity of the multiferroic composite  $0.3\text{CoFe}_2\text{O}_4 - 0.7\text{PbTiO}_3$  has been studied in the temperature range 150-820K. It has been found that the additional heat capacity component in  $0.3\text{CoFe}_2\text{O}_4 - 0.7\text{PbTiO}_3$  can be interpreted as the Schottky anomaly for three-level states.*

**Keywords:** heat capacity, multiferroic composite, Schottky effect

Разработка композитов мотивирована потребностью современной электроники в новых соединениях со свойствами, которые недоступны в однофазных материалах, а также в получении материалов с улучшенными характеристиками [1]. Композитные материалы образованы комбинациями двух или более однофазных соединений. Их физические свойства определяются свойствами и количествами составляющих их фаз, а также их взаимодействие. Композиты должны сохранять свойства исходной фазы и приобретать новые функциональные возможности. Нами исследована теплоемкость композита  $0,3\text{CoFe}_2\text{O}_4 - 0,7\text{PbTiO}_3$ . Феррит кобальта  $\text{CoFe}_2\text{O}_4$  хорошо известен высоким значением коэффициента магнитострикции, умеренным значением намагниченности насыщения, химической стойкостью и высокой механической твердостью. Титанат свинца  $\text{PbTiO}_3$  считается одним из наиболее важных сегнетоэлектриков из семейства перовскитов с высокой температурой Кюри ( $T_c \sim 490$  С), низкой диэлектрической проницаемостью и высокой спонтанной поляризацией. Этот материал

находит широкое применение в электронике. (конденсаторы, ультразвуковые преобразователи, термисторы) и в оптоэлектронике. Для более полного понимания физических процессов происходящих в композитах  $x\text{CoFe}_2\text{O}_4-(1-x)\text{PbTiO}_3$  необходимо проводить изучение их физических свойств в том числе и калориметрические исследования, которые насколько нам известно ранее не проводились.

Исследуемые в данной работе образцы CFO были получены твердофазным методом. Для получения CFO оксиды CoO и  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  (CoO  $\geq 99,9\%$ ,  $\text{Fe}_2\text{O}_3 \geq 99,9\%$ , Sigma-Aldrich) смешивали в стехиометрических пропорциях. Далее полученную смесь растирали в агатовой ступке в присутствии этанола в течение 2 ч, после чего состав помещали в закрытый платиновый тигель. Синтез проводили в высокотемпературной печи с термостабилизацией при  $1000^\circ\text{C}$  в течение 4 ч в атмосфере воздуха. Затем печь выключали и охлаждали по инерции до комнатной температуры.

Измерение теплоемкости проводилось на дифференциальном сканирующем калориметре DSC 204 F1 Phoenix® фирмы NETZSCH. Образец для измерения теплоемкости представлял собой пластину диаметром 4 и толщиной 1 мм соответственно. Погрешность измерения теплоемкости меньше трех процентов.

В большинстве случаев для количественного анализа температурной зависимости теплоемкости и разделения фононного и аномального вкладов используется простая модель, описывающая фононную теплоемкость функций Дебая  $C_p^0 \sim D(\Theta_D/T)$ , где  $\Theta_D$  - температура Дебая. Результаты анализа наших данных по теплоемкости  $0,3\text{CoFe}_2\text{O}_4-0,7\text{PbTiO}_3$  дают величину  $\Theta_D \approx 542\text{K}$ . В интервале температур 250–650K наблюдается отклонение экспериментальных точек от рассчитанной фононной теплоемкости, которое свидетельствует о наличии избыточной теплоемкости. Аномальная составляющая теплоемкости определялась как разность между измеренной и рассчитанной фононной теплоемкостью  $\Delta C = C_p - C_p^0$ . При анализе экспериментальных данных по теплоемкости в широком интервале температур необходимо учитывать ангармонический вклад в фононную теплоемкость, который может приводить к заметному различию  $C_p$  и  $C_v$  в области высоких температур. Эту компоненту теплоемкости можно вычислить по экспериментальным данным сжимаемости ( $K_T$ ) и коэффициента теплового расширения ( $\alpha$ ):  $C_p - C_v = V\alpha^2 T / K_T$  [1][2], где  $V$  – молярный объем. Данные по тепловому расширению и сжимаемости мультиферроидного композита  $0,3\text{CoFe}_2\text{O}_4 - 0,7\text{PbTiO}_3$  в литературе отсутствуют, поэтому для их вычисления нами использованы известные формулы Эйнштейна и Линдемана-Грюнайзена [3]. На основании полученных данных рассчитан ангармонический вклад в фононную теплоемкость, который при 700K составил менее двух процентов от общей теплоемкости. Поэтому при дальнейшем анализе температурной зависимости фононной теплоемкости различием  $C_p$  и  $C_v$  можно пренебречь ( $C_p \approx C_v$ ).

Анализ температурной зависимости избыточной теплоемкости  $\Delta C$  позволяет интерпретировать ее как аномалию Шоттки для трехуровневых состояний, переходы между уровнями которых приводит к появлению данной компоненты теплоемкости. Для трехуровневой системы формула для теплоемкости Шоттки принимает вид [4]:

$$C_{\text{ШТ}} = R \cdot [D_1 \cdot (\Delta E_1/kT)^2 \cdot \exp(-\Delta E_1/kT) + D_2 \cdot (\Delta E_2/kT)^2 \cdot \exp(-\Delta E_2/kT)] / [1 + D_1 \cdot \exp(-\Delta E_1/kT) + D_2 \cdot \exp(-\Delta E_2/kT)]^2, \quad (2)$$

где  $D_1$  и  $D_2$  - отношение кратностей вырождения уровней.

Путем сравнения теплоемкости, рассчитанной по формуле (2) и экспериментально выделенной избыточной теплоемкости  $\Delta C$ , получены модельные параметры композита  $0,3\text{CoFe}_2\text{O}_4-0,7\text{PbTiO}_3$ :  $D_1=15,369$ ,  $D_2=0.715$ ,  $\Delta E_1=1,678\text{eV}$  и  $\Delta E_2=0.0618\text{eV}$ . Согласие экспериментально выделенной аномальной теплоемкости  $\Delta C$  с вычисленной по формулу (2)  $C_{\text{шт}}$  достаточно хорошее.

Таким образом, на основании экспериментального исследования теплоемкости мультиферроидного композита  $0,3\text{CoFe}_2\text{O}_4-0,7\text{PbTiO}_3$  в интервале температур 150-820К установлено, что дополнительную компоненту теплоемкости в  $0,3\text{CoFe}_2\text{O}_4-0,7\text{PbTiO}_3$  можно интерпретировать как аномалию Шоттки для трехуровневых состояний.

#### Список литературы

1. M. Fiebig, T. Lottermoser, D. Meier, M. Trassin. The evolution of multiferroics. Nat. Rev. Mater. 1 (2016) 1e14.
2. В.П.Жузе. Физические свойства халькогенидов редкоземельных элементов. Наука, Л. 1973. 304 с.
3. А.С.Охотин, А.С.Пушкарский, В.В.Горбачев. Теплофизические свойства полупроводников. М., Атомиздат, 1972, 199 с.
4. С.Н. Каллаев, Р.Г. Митаров, З.М. Омаров. Теплоемкость мультиферроиков на основе  $\text{BiFeO}_3$ . // ЖЭТФ 145, 2, 320 (2014).

УДК 537.32

## ТЕРМО-ЭДС ПЛЕНОК ТЕЛЛУРА, ПОЛУЧЕННЫХ В КВАЗИЗАМКНУТОМ ОБЪЕМЕ ПРИ КОМНАТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ

*Келбиханов Р.К.<sup>1,2</sup>, Джалалов Р.К.<sup>2</sup>*

<sup>1</sup> Дагестанский государственный технический университет

<sup>2</sup> Дагестанский государственный университет народного хозяйства

Махачкала, Россия

kelrus@mail.ru

*Пленки теллура выращены вакуумно-термическим методом в квазизамкнутом объеме на подложках слюды. Обнаружено различие значений термо-эдс пленок теллура исследованных в температурном интервале 288-425 К, полученных при различных температурах источника.*

**Ключевые слова:** пленки теллура, термо-эдс пленок, температура источника, температура подложки, вакуумно-термический метод.

*Tellurium films were grown by vacuum-thermal method in a quasi-closed volume on mica substrates. The difference in the values of the thermo-emf of tellurium films studied in the temperature range of 280-425 K, obtained at different source temperatures, was found.*

**Keywords:** tellurium films, thermo-emf films, source temperature, substrate temperature, vacuum-thermal method.

Для управления свойствами получаемых образцов весьма важным является понимание природы термо-эдс и ее исследование. Для чего нами исследованы термо-эдс пленок теллура (Te) в температурном интервале 288÷425 К. Данные образцы Te

выращены при комнатной температуре на подложках слюды вакуумно-термическим методом в интервале температур источника  $650 \pm 671$  К.

В данной работе приводим исследования по двум образцам, полученным при температуре источника 650 К и 662 К в вакууме  $6,66 \cdot 10^{-3}$  Па. Для которых обнаружено различие значений термо-эдс пленок Те в исследованном температурном интервале. В таблице 1 приведены некоторые характеристики этих образцов, в частности минимальные и максимальные значения термо-эдс.

Таблица 1. Характеристики образцов

№ образцов	Температура источника, К	Толщина, мкм	Термо-эдс, мкВ/К (при 288 К)	Термо-эдс, мкВ/К (при 373 К)
1	650	0,17	150	305
2	662	0,24	125	270

Само значение термо-эдс согласуется с литературными данными для образцов, полученных при комнатной температуре [1-3].

В общем, наблюдается небольшое изменение термо-эдс в зависимости от толщины образцов, обусловленное влиянием температуры источника. Различие величин термо-эдс связано, скорее, с изменением концентрации электрически активных дефектов в структуре пленок. Наличие дефектов часто приводит к локализации зарядов в области дефекта.

Увеличение термо-эдс пленок, имеющих р-тип проводимости, свидетельствует о том, что поверхностные состояния являются акцепторами.

Согласно [4], глубина области приповерхностного пространственного заряда составляет 20 нм. Отсюда следует, что значительная зависимость свойств пленок теллура от толщины будет наблюдаться, когда их толщина приближается к 20 нм. В пленках теллура, обладающих значительной толщиной ( $d \gg 20$  нм), влияние поверхностных свойств становится менее заметным, что подтверждают экспериментальные результаты [5].

#### Список литературы

1. Grubin H.L., Shaw M.P., Solomon P.R. On the form and stability of electric field profiles within a negative differential mobility// IEEE Trans. – 1973. -V.20, №1. – P.63-78.
2. Бондарчук Н.Ф., Вигдорович В.Н., Ухлинов Г.А. Эффект поля в конденсированных пленках теллура// Известия АН Молдавской ССР. Серия физико-технических и математических наук. – 1988. -№3. – С.21-25.
3. Silbermann R., Landwehr G., Köhler H. Field effect in tellurium// Solid state communications. – 1971. -V.9, №13. – P.949-951.
4. Szaro L., Struzik M., Klincewicz J. Influence of atmosphere composition on electrical surface properties of tellurium thin films// Acta Universitatis Wratislaviensis. – 1977. -№380. – P.115-120.
5. Келбиханов Р.К., Абдурагимов Г.А. Термо-эдс пленок теллура, выращенных в электрических полях на подложках слюды. Известия Дагестанского государственного педагогического университета. Естественные и точные науки. 2016. Т.10. № 4. С. 5-11.

## УДЕЛЬНОЕ СОПРОТИВЛЕНИЕ ПЛЕНОК ТЕЛЛУРА, ПОЛУЧЕННЫХ В ЭЛЕКТРИЧЕСКОМ ПОЛЕ

Келбиханов Р.К.<sup>1,2</sup>, Джалалов Р.К.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Дагестанский государственный технический университет

<sup>2</sup> Дагестанский государственный университет народного хозяйства

Махачкала, Россия

kelrus@mail.ru

*Пленки теллура получены вакуумно-термическим методом в постоянном электрическом поле напряженностью 0,5 кВ/см на подложках слюды. Обнаружено существенное различие значений удельного сопротивления пленок теллура исследованных в температурном интервале 77,4-300 К, полученных в постоянном электрическом поле и без электрического поля в условиях единого технологического режима.*

**Ключевые слова:** пленки теллура, постоянное электрическое поле, напряженность электрического поля, удельное сопротивление, температура источника, температура подложки, вакуумно-термический метод.

*Tellurium films were obtained by vacuum-thermal method in a constant electric field with a strength of 0.5 kV/cm on mica substrates. A significant difference in the values of the resistivity of tellurium films studied in the temperature range of 77.4-300 K, obtained in a constant electric field and without an electric field under conditions of a single technological regime, was found.*

**Keywords:** tellurium films, constant electric field, electric field strength, resistivity, source temperature, substrate temperature, vacuum-thermal method.

Тонкие пленки, наносимые в вакууме, широко применяются в производстве интегральных микросхем. Получение высококачественных и воспроизводимых по электрофизическим параметрам тонкопленочных слоев является одним из важнейших технологических процессов формирования структур, которые могут быть использованы для получения высокоэффективных компонентов электронной техники.

В температурном интервале 77,4-300 К проведены эксперименты по исследованию удельного сопротивления пленок теллура, выращенных на слюде вакуумно-термическим методом при комнатной температуре. Образцы были получены с приложением постоянного электрического поля (ПЭП) напряженностью 0,5 кВ/см при температуре источника (ТИ) ТИ = 720 -732 К, в вакууме  $6,66 \cdot 10^{-3}$  Па. Обнаружено существенное различие значений удельного сопротивления ( $\rho$ ) в данном температурном интервале для образцов, полученных в поле напряженностью 0,5 кВ/см и без электрического поля в условиях единого технологического режима. В данной работе приводим результаты исследований образцов, выращенных при ТИ = 720 и 732 К.

Для исследования электрофизических свойств в частности удельного сопротивления образцов нами применялся метод, предложенный Ван-дер-Пау [1-3].

Среднее значение  $\rho$  первого образца, полученного в ПЭП при ТИ = 720 К в температурном интервале 77,4-300 К меняется от 17 Ом·см до 4 Ом·см, а для образца, полученного без приложения поля от 26 Ом·см до 8 Ом·см.



Аналогично, среднее значение удельного сопротивления второго образца, полученного в ПЭП при  $T_I = 732$  К меняется от 4,2 Ом·см до 1,5 Ом·см, а для образца, полученного без приложения ПЭП от 9,6 Ом·см до 6 Ом·см.

Одним из возможных механизмов влияния электрического поля на удельное сопротивление в случае выращивания в поле, по-видимому, связано с поляризацией атомов Те [4], а в конечном итоге – с повышением структурного совершенства пленок [5,6]. Поляризация атомов приводит к выстраиванию цепочек атомов Те в определенный ряд в соответствии с полярностью атомов. Следующий слой по данному механизму должен начинаться после завершения первого слоя и т.д.

#### Список литературы

1. Батавин В.В. Контроль параметров полупроводниковых материалов и эпитаксиальных слоев. М.: Сов. Радио, 1976. 93с.
2. Павлов Л.П. Метод Ван-дер-Пау и двухкомбинационный четырехзондовый метод./ Методы измерения параметров полупроводниковых материалов. М.: Высшая школа, 1987. С.37-42.
3. Ван-дер-Пау Л.И. Метод измерения удельного сопротивления и коэффициента Холла образцов произвольной формы.//Философия науки и техники. 1958-1959. V.20, №8. P.220-224.
4. Зюбрик А.И. Процессы конденсации тонких пленок теллура в магнитных и электрических полях.// Журнал технической физики. 1980. Т.50, №12. С.2607-2610.
5. Kelbikhanov R.K., Kachabekov M.M., Ivanov G.A. Effect of electric field on growth and electro-physical properties of tellurium films.// Physics and chemistry of processing of materials. 2000. №6. P. 54-56.
6. Кибову А., Ланда М. Транспортные свойства тонких пленок теллура.// Физика твердого тела (а). 1976. В.35, №2. С.471.

УДК 681.5.015

## МОДЕЛЬ И РАСЧЕТ ВЫСОТЫ БАРЬЕРА ШОТТКИ КАК ФУНКЦИЯ СОСТАВА (x) ДЛЯ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ КАРБИДА КРЕМНИЯ

*Алтухов В.И., Санкин А.В.*

*Северо-Кавказский федеральный университет,  
Пятигорск, Россия  
zam-id@pfncfu.ru*

*В статье рассмотрены характеристики монокристаллов карбида кремния и полупроводниковых приборов с барьером Шоттки на его основе. Такие приборы разрабатываются для работы в экстремальных условиях эксплуатации: высокие температуры, давления, радиационная и химическая стойкость. При этом силовые электронные ключи не должны терять заявленных свойств до 400–500 °С. Приведены вольт-амперные характеристики диодов с барьером Шоттки на основе SiC.*

**Ключевые слова:** *монокристаллы SiC, твердые растворы, барьер Шоттки, вольт-амперная характеристика.*

*The article deals with the characteristics of single crystals of silicon carbide and semiconductor devices with a Schottky barrier based on it. Such devices are designed to work*

*in extreme operating conditions: high temperatures, pressures, radiation and chemical resistance. At the same time, power electronic keys should not lose their declared properties up to 400-500 C°. The volt-ampere characteristics of diodes with Schottky barrier based on SiC are given.*

**Keywords.** *SiC single crystals, solid solutions, Schottky barrier, volt-ampere characteristic.*

Современные полупроводниковые широкозонные материалы играют большую роль в развитии экстремальной силовой электроники. Такие полупроводники необходимы для космической и авиационной техники, автомобильной промышленности, медицинских приборов и оборонной промышленности. По результатам исследований можно утверждать, что в настоящее время основным перспективным материалом силовой электроники является именно карбид кремния [1].

Как известно, в области контакта металл – полупроводник возникает барьер Шоттки, а в гетеропереходах потенциальный барьер с высотой [1-3]. При этом однако, остается вопрос построения обобщенной модели токопереноса через гетеропереход (ГП) типа n-SiC/p-(SiC<sub>1-x</sub>(AlN)<sub>x</sub>) или через диод с барьером Шоттки (БШ) Me/SiC<sub>1-x</sub>(AlN)<sub>x</sub>. В диодах с барьером Шоттки, а также в гетеропереходах имеется ряд механизмов токопереноса, которые могут действовать одновременно при разных приложенных напряжениях [4,5]. Помимо этого, вольт-амперные характеристики диодов и гетеропереходов сильно зависят от технологии их получения и от наличия поверхностных состояний на границе перехода. Известные модели [6] не объясняют до конца поведение ВАХ и не дают полной интерпретации экспериментальных данных.

Это дает о себе знать также в гетероструктурах на основе недостаточно изученных полупроводниковых материалов, какими являются твердые растворы кремния с нитридом алюминия SiC- AlN. В этих структурах при напряжениях  $U < 0.5$  В преобладает механизм термоэлектронной эмиссии. В области более высоких напряжений на кривых ВАХ наблюдается действие еще 2-х механизмов токопереноса. Ниже показано, что при  $0.5 < U < 2.5$  В это полевая термоэмиссия и при  $2.5 < U < 5.2$  В [6] термополевая эмиссия. Такая ситуация в гетеропереходах на основе SiC возникает, если в области контакта имеется избыточный заряд и высокая локальная плотность электронных состояний. Это эффект имеет объяснение как за счет поверхностных состояний, так и за счет дефектов, например Al или N. Известно, что Al в газовой фазе в основном находится в связанном состоянии в виде комплексов Al-N и Al-C [3]. Это приводит к возникновению в области гетероперехода локального квазиуровня Ферми. Тогда значение  $F_g$  будет порядка  $F_B$ , высоту которого можно вычислить по модели высоты барьера Шоттки. Такая ситуация подтверждается известным качественным сходством ВАХ для диодов Шоттки и обычных p-n переходов [7]. Низкое падение напряжения в прямом направлении диодов Шоттки позволяет создавать высокоэкономичные сильноточные выпрямители и быстродействующие устройства микроэлектроники.

Диоды, светодиоды (гетеропереходы) на основе SiC и их ВАХ.

В статье приведен расчет высоты потенциального барьера в области гетероперехода и ВАХ с эффективным локальным квазиуровнем Ферми  $E_F$ ; с единых позиций в рамках составной модели объясняются особенности и сходство поведения ВАХ гетероструктур – диодов типа Me/SiC<sub>1-x</sub>(AlN)<sub>x</sub> и n-SiC/p-(SiC)<sub>1-x</sub>(AlN)<sub>x</sub>.

Проведены расчеты высоты барьера Шоттки по формулам, соответственно полученным ранее в следующем виде: для разных составов  $x$  при значениях  $E_g^x$ . На рис. 1. представлены значения  $\Phi_B^x(c)$  при 2-х значениях концентрации  $c=4$  и  $c=6$ . Кривая 2.

Тогда для высоты потенциального барьера Шоттки  $\Phi_B^x$  и чисел заполнения  $n_x(c)$  по получаем [8]:

$$\Phi_B^x(c) = p + k\eta c 2n_x(c), \quad (1)$$

$$\Gamma \delta_x(c) = p - (1 - \xi_i) E_g^x + k\eta c(1 - cv), \quad (2)$$

$$n_x(c) = (1/\pi) \cdot \operatorname{arccot} \delta_x(c) \quad (3)$$

здесь  $k=0.272$  эВ,  $p=\Phi_m - \chi$ ; энергия поверхностных состояний  $E_i = E_g \xi_i$ ,  $\xi_i = 0.3$  (0.5; 0.7); ширина барьера  $\lambda=3\eta\text{\AA}$ ,  $\eta=0.5-2.0$ ; в приближении  $c^2$  при  $2n_{x0} \approx 1 - cv$ , где  $v$  – коэффициент разложения, принимающий значения от 0 до 1/30.

Результаты расчётов по (2), (3) высоты барьера Шоттки как функции параметров нелинейной модели (БШН)  $\xi_i$ ,  $x$  и  $c$  [8] представлены на рисунке 1.

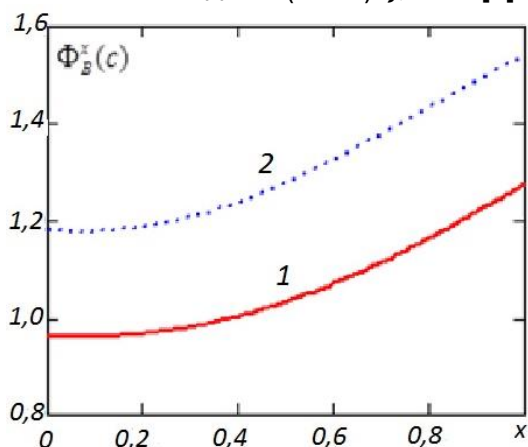


Рис. 1. Расчет высоты барьера Шоттки как функция состава  $x$  для модельной системы  $n\text{-Al}/p\text{-}(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$  при  $c=4$ ;  $E_1=0.3E_g$  (кривая 1) и  $E_2=0.5E_g$  (кривая 2). Расчет [8,9]

В гетеропереходах типа  $n\text{-SiC}/p\text{-}(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$  на границе перехода в области с высокой плотностью состояний носителей заряда, фактически появляется локальный квазиуровень  $E_F$ . Тогда носители тока проникают в  $p\text{-SiC}$  через барьер интенсивно, как в металл и токопрохождение через  $\Phi_s^x$  будет подобно, как и в на контакте в диодах с БШ:  $\Phi_B^x$  порядка  $\Phi_s^x$ . Токперенос будет иметь характер термоэлектронной ( $te$ ), полевой ( $p$ ) или термополевой ( $tp$ ) эмиссии в зависимости от напряжения  $U$ . Такое поведение, как отмечалось, объясняет качественное сходство вольт-амперных характеристик обычных  $p\text{-}n$  переходов и диодов с барьером Шоттки и [5].

В итоге для описания ВАХ гетеропереходов и диодов на основе карбида кремния в широком диапазоне напряжений:  $0 < U < 5 \div 15$  В можно предложить составную (аддитивную) модель токопереноса в следующем виде. При низких напряжениях в интервале:  $0 < U < 0.5$  В токовая составляющая обусловлена термоэлектронной эмиссией. Вклад составляющей полевой эмиссии, начинает проявляться в диапазоне напряжений при:  $0.5 < U < 2.5$  В. Наблюдение термополевой эмиссии проявляется в интервале напряжений:  $2.5 < U < 5$  В [5].

Результаты расчетов по формуле (3) представлены на рис. 2, где приведены и значения соответствующих параметров.

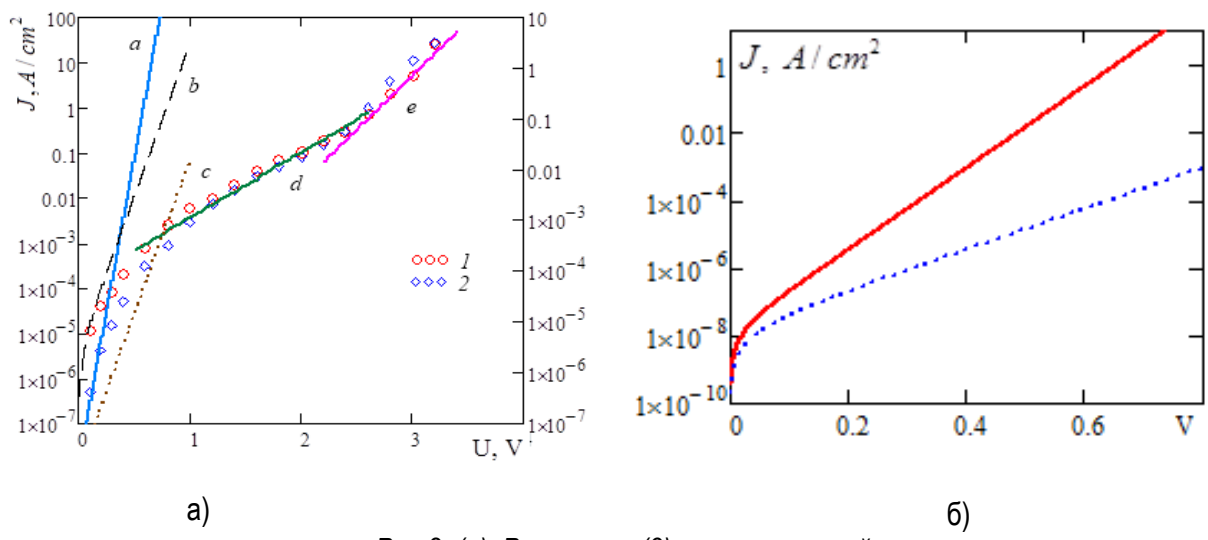


Рис 2. (а). Расчет по (3) прямых ветвей:  
 а)  $n$ -ВАХ ГП  $n$ -SiC/ $p$ -(SiC) $_{1-x}$ (AlN) $_x$ , б) ГП SiC/ $p$ -(SiC) $_{1-x}$ (AlN) $_x$  в полулог, масштаб [8,9]

На рисунке 2(а,б) показано: а) прямые ветви ВАХ структур Al/ $n$ -(SiC) $_{1-x}$ (AlN) $_x$  при  $T = 293$  К: по формуле (7) при  $x=0.10$  ( $n=1$  для кривой а и  $n=2$  для б) при  $x=0.15$  ( $n=2$  для с); прямая  $d$  при  $J_{ip}^x = 1.3 \cdot 10^{-4} \text{ A/cm}^2$ ,  $n_2=5$ ,  $m_2=3$ ; прямая  $e$  при  $J_p^x = 3 \cdot 10^{-7} \text{ A/cm}^2$ ,  $n=3$ ,  $m=3$ ; точки 1 и 2 – экспериментальные данные [6-8]; б) ВАХ в интервале напряжений от 0 до 0,8 В: сплошная -  $n_1=1$ , точки -  $n_1=2$ .

ВАХ обратного тока. На рис. 3 результаты расчетов обратных ВАХ ГП на рисунке 3б существенно отличаются от данных опытов для этих систем на рис. 3а. Это может быть вызвано различными значениями пробойного напряжения в обратном направлении. А также неоднородным распределением высоты барьера по площади контакта; туннелированием, тепловой генерацией носителей в ОПЗ зависимостью высоты барьера от напряжения [10]. На рис. 3 показаны экспериментальные (а) и рассчитанные (б) обратные ветви ВАХ при различных составах  $x$ .

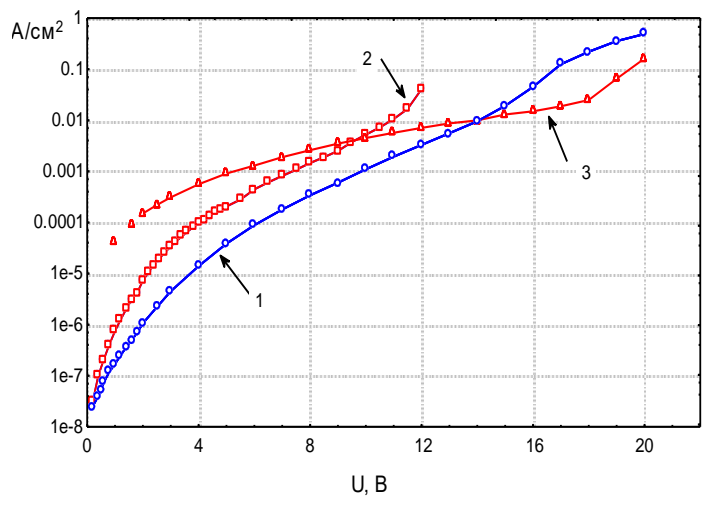


Рис. 3(а). Обратные ветви ВАХ ГП  $n$ -SiC/ $p$ -(SiC) $_{1-x}$ (AlN) $_x$  при  $T=300$ К. 1 -  $x=0.15$ ; 2 -  $x=0.24$ ; 3 -  $x=0.73$  [9].

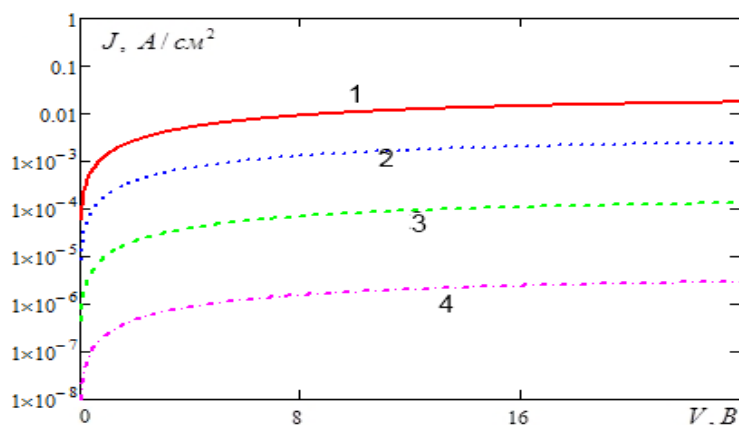


Рис.3 (б). Рассчитанные обратные ветви ВАХ ГП  $n\text{-SiC}/p\text{-(SiC)}_{1-x}\text{(AlN)}_x$  [8,9] при  $T=418\text{ K}$ ; 1 -  $x=0.15$ ; 2 -  $x=0.5$ ; 3 -  $x=0.75$ ; 4 -  $x=1$  для  $I_{ss}^x = 21.4; 3.1; 0.16; 0.04$  ( $10^{-3}\text{ A/cm}^2$ )

В результате исследований, полученные в ходе расчетов значения напряжений перехода от полевой к термополевой эмиссии  $U_{\text{теор}}=2.10; 2.35; 2.60; 2.78$  согласуются с данными опытов [10,11]  $U_{\text{эсп}}=2.1; 2.4; 2.6; 2.8$  соответственно для температур  $T_i=77; 273; 361; 418\text{ K}$ , что следует также из рисунка 3. По данным этого рисунка определен температурный предэкспоненциальный множитель  $T_i^2$ . Большие значения факторов идеальности  $n_1=3$  для случая полевой эмиссии и  $n_2=5$  для термополевой эмиссии, тем не менее, не превосходят значения  $n=6$ , например, для GaN/GaN-диодов [8]. Основное предположение настоящей работы состоит в том, что в зоне контакта возможно формирование локального квазиуровня Ферми и, как следствие, в диодах на основе карбида кремния и его твердых растворов  $\Phi_g \approx \Phi_B$ . Это предположение требует дополнительного подтверждения. Однако ясно, что высота потенциального барьера влияет только на значения токов насыщения  $I_{ss}, I_p, I_{tp}$ . Характер же поведения  $I = I(U, x)$  (ВАХ) существенно зависит от факторов идеальности  $n, n_1, n_2$  и характеристических энергий  $E_{00}$  и  $E_0$ . В итоге показано, что вольт-амперные характеристики прямых токов диодов на основе SiC, рассчитанные в составной модели, хорошо согласуются с данными экспериментов.

Предложена модифицированная нелинейная по концентрации поверхностных состояний модель барьера Шоттки, содержащая локальный квазиуровень Ферми на границе раздела, обусловленного избыточным поверхностным зарядом. Такой подход позволяет объяснить наблюдающееся подобие ВАХ диодов с барьером Шоттки (БШ)  $\text{Me}/(\text{SiC})_{1-x}\text{(AlN)}_x$  и гетеропереходов на основе SiC и его твердых растворов с учетом  $\Phi_g \approx \Phi_B$ . Результаты расчетов высоты барьеров Шоттки согласуются с данными опытов, полученными по фототоку для металлов (Me): Al, Ti, Cr, Ni. ВАХ в составной – аддитивной модели токопереноса согласуются с данными экспериментов для систем  $n\text{-Me}/p\text{-(SiC)}_{1-x}\text{(AlN)}_x$  и  $n\text{-6H-SiC}/p\text{-(SiC)}_{0.85}\text{(AlN)}_{0.15}$ .

#### Список литературы

1. В.И. Алтухов, А.В.Санкин, Р.Х. Дадашев, Г.Д. Кардашова и др. «Технологии получения широкозонных материалов, гетероструктур, диодов на основе карбида кремния и расчет их характеристик»: монография – Грозный, Изд. Академии наук Чеченской Республики, 2019. – 104 с.
2. С.Ю.Давыдов, А.А.Лебедев, С.К.Тихонов. ФТП, 31, 597 (1997).
3. С.Ю.Давыдов, А. А.Лебедев, О. В.Посредник, Ю.М.Таиров. ФТП, 35, 1437 (2001).

4. В.И.Алтухов, А.В.Санкин, О.А.Митюгова. Обзорение прикладной и промышленной математики 17, С.246 (2010).

5. Н.П.Исмаилова, Н.В. Офицерова, Г.К Сафаралиев. Моделирование электрофизических свойств гетероструктур n-SiC/p-(SiC)1-X(AIN)X.// Мониторинг. Наука и Технологии. // №1, 2009. – С.117-124.

6. Н.П. Исмаилова, Н.В. Офицерова, Г.К Сафаралиев. Моделирование электрофизических свойств гетероструктур n-SiC/p-(SiC)1-X(AIN)X.// Мониторинг. Наука и Технологии. // №1, 2009. – С.117-124.

7. А.И.Лебедев. Физика полупроводниковых приборов (М., Физматлит, 2008).

8. Алтухов В.И., Касьяненко И.С. Санкин А.В.и др. Расчет барьера Шоттки и вольт-амперных характеристик структур металл-твердые растворы на основе карбида кремния. Журнал «Физика и техника полупроводников». -2016, т.50, вып. 9. – С.1190-1194.

9. В.И. Алтухов, А.В. Санкин, Б.А. Казаров. Расчет новых свойств широкозонных полупроводниковых материалов LambertAcademicPublishing . Dusseldorf /Saarbrucken 2017, Gtrman: монография – СКФУ 62017.149 с.

10.Сафаралиев Г.К. Твердые растворы на основе карбида кремния . М.2011.296 с.

11.В.И. Алтухов, А.В. Санкин, М.Н. Дядюк, К.С. Касьяненко, О.А. Митюгова, С.В. Филипова. Расчет высоты барьера Шоттки на контакте металл–твердый раствор карбида кремния в структурах типа Al/n-SiC:AlN // Обзорение прикладной и промышленной математики 2012. Т. 19. Вып. 3.

УДК 538.971/ 538.975

## ПОЛУЧЕНИЕ ТОНКИХ ПЛЕНОК МЕТОДОМ ВЧ-РЕАКТИВНОГО МАГНЕТРОННОГО РАСПЫЛЕНИЯ

*Ризаханова С.У., Кардашова Г.Д., Гитикчиев М.А., Алиев С.Р., Джелилов Г.К., Исмаилов А.М., Ибрагимов А.И.*

*Дагестанский государственный технический университет  
Махачкала, Россия  
beverlyair@mail.ru*

*В результате проведенных экспериментов на подложках сапфира сформированы тонкие слои нитрида алюминия со следующими ориентационными соотношениями (0001) AlN / (0001) Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, (11 $\bar{2}$ 0) AlN / ( $\bar{1}$ 012)Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Температурный отжиг в среде азотсодержащего компонента, однако, не позволяет формировать достаточно толстый, свыше 0,1 мкм, слой нитрида алюминия. Для азотирования сапфировой подложки также был использован источник ионов ИИ-14, вмонтированный в рабочую камеру установки УВН-30М, оснащенный двумя магнетронами планарного типа. Источник ионов ИИ-14 применяли также для очистки подложки посредством распыления поверхностного слоя направленным расфокусированным пучком ионов аргона. Напряжение и ток разряда в источнике составляли 3кВ и 150мА соответственно. Азотирование поверхности подложки проводили посредством бомбардировки ионами азота.  
**Ключевые слова:** сапфир, нитрид алюминия, магнетронное распыление, тонкие пленки.*

*As a result of the experiments carried out on sapphire substrates, thin layers of aluminum nitride with the following orientational relations (0001) AlN / (0001) Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, (11 $\bar{2}$ 0) AlN / ( $\bar{1}$ 012)Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> were formed thick, over 0.1 microns, layer of aluminum nitride. For nitriding of the sapphire substrate, an II-14 ion source was also used, mounted in the working chamber of the UVN-*

*30M facility, equipped with two planar-type magnetrons. An Il-14 ion source was also used to clean the substrate by sputtering the surface layer with a directed defocused beam of argon ions. The discharge voltage and current in the source were 3 kV and 150 mA, respectively. Nitriding of the substrate surface was carried out by bombardment with nitrogen ions.*

**Keywords:** *sapphire, aluminum nitride, magnetron sputtering, fine film.*

Интерес к исследованиям по выращиванию пленок AlN магнетронным распылением связан в первую очередь с простотой и надежностью таких систем, а также широкой возможностью управления процессом формирования пленок путем изменения плотности ионного и электронного токов и энергии осаждающихся частиц. При этом можно получать пленки при низкой температуре, большой площади и с высокой степенью равномерности толщины.

При изготовлении твердотельных приборов широкое распространение получили гетерозепитаксиальные технологии, когда осаждение одного материала осуществляют на подложки другого материала. В качестве подложечного материала широко используется сапфир ( $Al_2O_3$ ). Это связано с тем, что технология получения пластин сапфира >100мм хорошо отработана. По электрофизическим, механическим и тепловым свойствам этот материал соответствует требованиям, предъявляемым к материалам применяемым при изготовлении электронных приборов используемых в экстремальных условиях эксплуатации.

Производство приборов оптоэлектроники на основе нитридов, например, нитрида галлия, связано с задачей формирования буферного слоя из AlN на сапфировой подложке [1]. Для формирования наноразмерных слоев нитрида алюминия на сапфировых подложках были применены методики, применяемые в технологии нанесения высокотвердых износостойких покрытий из оксидов, нитридов, карбидов и других соединений ионно-плазменным методом с использованием магнетронной распылительной системы (рис. 1).

В основу процесса положено распыление мишени в реакционном газе. При протекании реакций происходит образование соединений на поверхности мишени, на подложке или в пространстве “мишень-подложка” [2]. Вероятность протекания последнего процесса ничтожно мала.

Основные процессы при формировании тонкого буферного AlN слоя:

1. Азотирование поверхности сапфировой подложки высокотемпературным отжигом в плазме аммиака и (или) в смеси азота с аргоном с последующим высокотемпературной обработкой в вакууме при температуре 2050К и давлении  $1,3 \div 1,4 \cdot 10^{-4}$  Па в течении 2 часов.

2. Формирование тонкого слоя алюминия (до 0,5 мкм.) магнетронным распылением мишени из алюминия в плазме смеси аргона и аммиака (Ar 30%,  $NH_3$  70%), на азотированную сапфировую подложку ориентации (0001), (0112). Сапфировые подложки подвергаются в последующем термическому отжигу при 1700-1900 К.

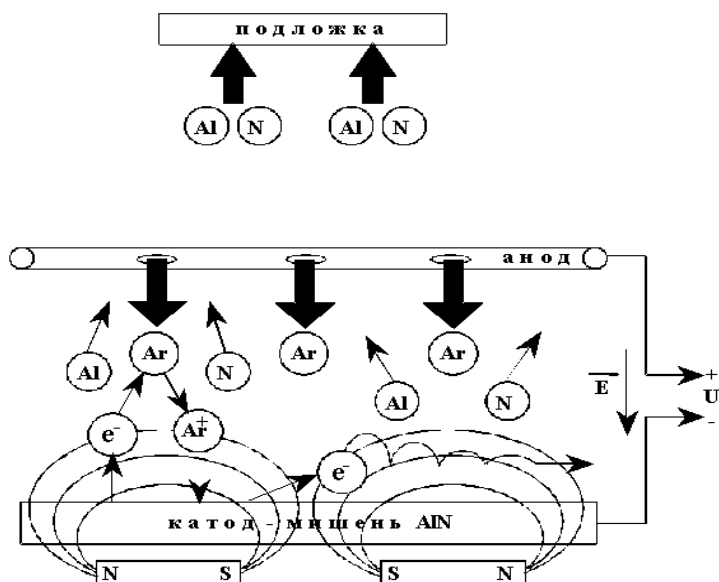


Рис.1. Модель магнетронного распыления нитрида алюминия.

3. Осаждение тонкого слоя нитрида алюминия на азотированной подложке сапфира с помощью электроннолучевого испарения с последующей ее обработкой в плазме смеси аргона и азота (Ar 30%, N<sub>2</sub> 70%) при температуре 2050 К.

4. Внедрение (имплантация) ионов азота N<sub>2</sub> в сапфир с последующим высокотемпературным отжигом при 1400-1600 в атмосфере аммиака. Энергия имплантирующихся ионов азота составляли 85-90кЭв доза 6500-7000 мкКл/см.

Получение пленок AlN осуществлялось двумя способами. В первом случае на монокристаллическую подложку сапфира (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) наносился слой Al толщиной 40-100нм, в который имплантировался азот. Во втором случае слой AlN образовывался ионным распылением поликристаллической мишени.

В ходе реализации проводились исследование роста слоев нитрида алюминия на нитридизованных при высокотемпературном отжиге в среде аммиака, а также имплантированных ионами азота подложках сапфира. Использовались подложки сапфира ориентации (0001), ( $\bar{1}012$ ). Предварительно подложки подвергались высокотемпературной обработке в вакууме при температуре 2050К и давлении 1,33 · 10<sup>-4</sup>Па в течение 2-х часов. Затем подложки отжигались при атмосферном давлении в смеси аргона и аммиака или при давлении аммиака 0,5Па и температуре 1300 – 1620К. Исследования процесса нитридации при высокотемпературном отжиге в среде аммиака подложки сапфира показали, что толщина, морфология, однородность, профиль распределения элементов, зависят от температуры, времени отжига, парциального давления компонентов в смеси. Сплошной слой, имеющий кристаллическую решетку нитрида алюминия, формируется уже через 5 – 7 минут после обработки сапфира аммиаком, что подтверждается данными послойного Оже-анализа и результатами анализа структуры приповерхностной области подложек методами электронографии и рентгеновской дифрактометрии. Зависимость распределения элементов по глубине переходного слоя от парциального давления аммиака при одинаковой температуре отжига имела более плавный характер при использовании более низких концентраций NH<sub>3</sub> в парогазовой смеси.



Плавность перехода от сапфира к нитриду алюминия предполагает меньшие напряжения структуры в целом. В этом случае наиболее оптимальным для отжига является содержание  $\text{NH}_3$  в смеси 10 - 50%. Структурное совершенство пленок нитрида алюминия, полученных при отжиге в этом интервале концентраций, наиболее хорошее.

Таблица 1. Время формирования сплошного слоя  $\text{AlN}$  (мин)

Парциальное давление аммиака, Па	Температура отжига, К					
	1270	1320	1370	1420	1470	1520
10	-	60	15	8	4	3
60	-	40	10	7	3	2
150	60	30	7	5-6	2-3	2
$6 \cdot 10^{-4}$	-	8	4	3	2	1-2

Нитридизация сапфира в вакууме оказалось эффективнее. Влияние ориентации подложки на распределение элементов не обнаружено.

В результате проведенных экспериментов на подложках сапфира сформированы тонкие слои нитрида алюминия со следующими ориентационными соотношениями  $(0001) \text{AlN} / (0001) \text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $(11\bar{2}0) \text{AlN} / (\bar{1}012) \text{Al}_2\text{O}_3$ .

Температурный отжиг в среде азотсодержащего компонента, однако, не позволяет формировать достаточно толстый, свыше 0,1 мкм, слой нитрида алюминия.

Для азотирования сапфировой подложки также был использован источник ионов ИИ-14, вмонтированный в рабочую камеру установки УВН-30М, оснащенный двумя магнетронами планарного типа. Источник ионов ИИ-14 применяли также для очистки подложки посредством распыления поверхностного слоя направленным расфокусированным пучком ионов аргона. Напряжение и ток разряда в источнике составляли 3кВ и 150мА соответственно. Азотирование поверхности подложки проводили посредством бомбардировки ионами азота. На рис. 2 приведена схема исследования поверхности сапфировой подложки, обработанной ионами аргона (ионная очистка) и азота (азотирование поверхности).

Таким образом, была разработана технология формирования согласованного переходного слоя нитрида алюминия на сапфире, посредством азотирования его поверхности по плоскости  $(0001, \bar{1}012)$  и на глубину до 30-50 нм., высокотемпературным отжигом в плазме аммиака и (или) в смеси азота с аргоном с последующим высокотемпературной обработкой в вакууме при температуре 2050 К и давлении  $1,3 \div 1,4 \cdot 10^{-4}$  Па в течении 2 часов.

Разработана технология формирования тонкого слоя нитрида алюминия (до 0,5 мкм.) магнетронным распылением мишени из высокочистого алюминия в плазме смеси аргона и аммиака ( $\text{Ar} 30\% - \text{NH}_3 70\%$ ), на азотированную сапфировую подложку ориентации  $(0001), (0112)$  с последующим термическим отжигом при 1700-1900 К.

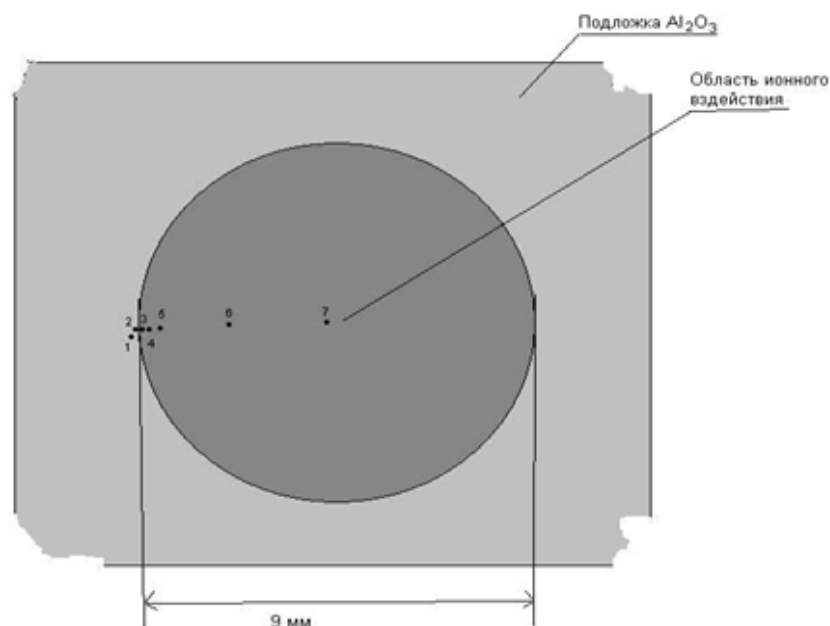


Схема расположения точек на поверхности сапфировой подложки в которых проведено исследования морфологии поверхности методами АСМ (полуконтактным метод).

Расстояние между точками:	
1-2	— 0,07 мм
2-3	— 0,07 мм
3-4	— 0,08 мм
4-5	— 0,4 мм
5-6	— 1,5 мм
6-7	— 2 мм

Рис. 2. Схема распределения исследуемых участков на поверхности образца.

### Список литературы

1. А.А. Донсков, Л.И. Дьяконов, Ю.П. Козлова, С.С. Малахов, А.В. Марков, М.В. Меженный, В.Ф. Павлов, Т.Г. Югова. Нитриды галлия, индия и алюминия – структуры и приборы // Особенности морфологии поверхности слоев GaN, выращенных на подложках сапфира различной ориентации: тезисы докладов 7-й всерос. конф., 1–3 февраля 2010 г. – Москва: МГУ, 2010. С. 183-184.
2. Технология тонких пленок: справочник / под ред. Л. Майссела, Р. Глэнга. - М.: Советское радио, 1977.

УДК 538.971/ 538.975

## МОРФОЛОГИЯ СЛОЕВ ТОНКИХ ПЛЕНОК НИТРИДА АЛЮМИНИЯ, ВЫРАЩЕННЫХ НА САПФИРЕ

Ризаханова С.У., Алиев С.Р., Джелилов Г.К., Исмаилов А.М., Ибрагимов А.И.

Дагестанский государственный технический университет  
Махачкала, Россия  
beverlyair@mail.ru

Высококачественные тонкие переходные слои AlN на сапфировых подложках были получены в температурном диапазоне 900 ÷ 1000 °С и при составе газовой смеси (N<sub>2</sub>-Ar) равной 60%. Подложки сапфира с нитридованным переходным слоем были использованы для получения ориентированных по оси <с> слоев AlN. Нанесение алю-

миния в атмосфере содержащей 60% N<sub>2</sub> проводили в течение 1,5 ч при мощности разряда от 300 до 650 Вт при 500 и 1000 °С. При этих условиях проведения процесса распыления были получены слои AlN толщиной до 1 мкм. Слои AlN полученные при мощности разряда 400 Вт и при температуре 1000 °С обладали высоким структурным совершенством, почти одинаковым со структурным качеством азотированный сапфировой подложки.

**Ключевые слова:** сапфир, нитрид алюминия, магнетронное распыление, тонкие пленки.

*Annotation. High-quality thin AlN transition layers on sapphire substrates were obtained in a temperature range of 900 ÷ 1000 °C and with a gas mixture composition (N<sub>2</sub>-Ar) equal to 60%. Sapphire substrates with a nitridized transition layer were used to obtain AlN oriented along the <c> axis. Atmospheric deposition of 60% N<sub>2</sub> is carried out for 1.5 h at a discharge power of 300 to 650 W at 500 and 1000 °C. Under the conditions of sputtering processes, AlN layers up to 1 μm thick were found. AlN layers were obtained at a discharge power of 400 W and at a temperature of 1000 °C, having high structural perfection, almost high quality with the structural quality of a nitrided sapphire substrate.*

**Keywords:** sapphire, aluminum nitride, magnetron sputtering, thin films.

Объектами исследований были пленки нитрида алюминия на сапфировой подложке, полученных высокочастотным (RF) реактивным распылением мишени из алюминия чистоты 99,999% в плазме N<sub>2</sub>-Ar газовой смеси. Морфологию слоев изучали с применением атомно-силового микроскопа с использованием NTEGRA PRIMA.

На сапфире предварительно был сформирован буферный слой AlN посредством азотирования сапфира обработкой в плазме N<sub>2</sub>-Ar газовой смеси. Температура подложки изменялась в диапазоне 400÷1100 °С. Для определения влияния состава плазмы на структурные изменения в приповерхностной области сапфира, в составе газовой смеси содержание азота изменялась в диапазоне 20÷ 60%, при неизменном сохранении давления в камере роста равной  $(5\div 6,5)\cdot 10^{-2}$  Па. Для определения степени влияния температуры и состава газовой смеси на формирование переходного слоя были использованы подложки сапфира диаметром 2 дюйма с полированными поверхностями в плоскости (0001). Параметры проведения процесса нитридизация сапфира (температуры, при которых проводился процесс получения переходного слоя на сапфире при различных составах N<sub>2</sub>-Ar газовой смеси), приведены в таблице 1.

Таблица 1. Параметры процесса нитридизация сапфира

Содержание азота в смеси N <sub>2</sub> -Ar, %, T = 500 °С	20	30	40	50	60
Содержание азота в смеси N <sub>2</sub> -Ar, %, T = 600 °С	20	30	40	50	60
Содержание азота в смеси N <sub>2</sub> -Ar, %, T = 700 °С	20	30	40	50	60
Содержание азота в смеси N <sub>2</sub> -Ar, %, T = 800 °С	20	30	40	50	60
Содержание азота в смеси N <sub>2</sub> -Ar, %, T = 900 °С	20	30	40	50	60
Содержание азота в смеси N <sub>2</sub> -Ar, %, T = 1000 °С	20	30	40	50	60
Содержание азота в смеси N <sub>2</sub> -Ar, %, T = 1100 °С	20	30	40	50	60

Высококачественные тонкие переходные слои AlN на сапфировых подложках были получены в температурном диапазоне 900 ÷ 1000 °С и при составе газовой смеси (N<sub>2</sub>-Ar) равной 60% .

Подложки сапфира с нитридизованным переходным слоем были использованы для получения ориентированных по оси <с> слоев AlN. Напыление алюминия в атмосфере содержащей 60% N<sub>2</sub> проводили в течение 1,5 ч при мощности разряда от 300 до 650 Вт при 500 и 1000 °С

При этих условиях проведения процесса распыления были получены слои AlN толщиной до 1 мкм. Слои AlN полученные при мощности разряда 400 Вт и при температуре 1000 °С обладали высоким структурным совершенством, почти одинаковым со структурным качеством азотированной сапфировой подложки.

Высокие температуры роста на подложках сапфира с переходным слоем нитрида способствуют росту слоев нитрида алюминия с малыми значениями плотности прорастающих структурных дефектов, ответственных за снижение плотности прорастающих в формирующийся слой дислокаций [1, 2]. Их величина соответствует  $1 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$ , по сравнению с плотностью  $2 \div 5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ , наблюдаемых в пленках, выращенных на сапфировых подложках без буферного слоя нитрида алюминия. На рисунках 1 (а, б, в, г) приведены микрофотографии поверхности пленки AlN на сапфире (а), скола сапфира с пленкой AlN (б, в, г) при различном увеличении, полученных при атмосфере содержащей 60% азота, и общем давлении распыления 0,3 Па, расстояние мишень-подложка  $d = 4 \text{ см}$ .

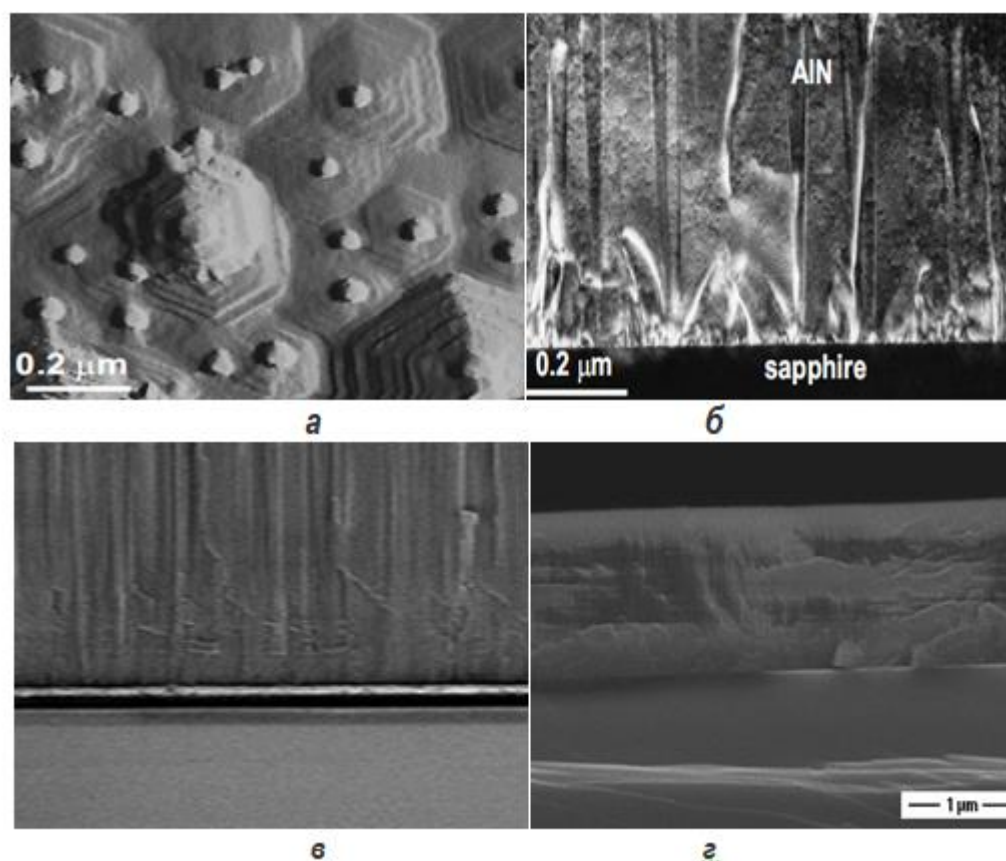


Рис. 1. Микрофотографии поверхности пленки AlN на сапфире (а), скола сапфира с пленкой AlN (б, в, г) с различным увеличением, полученных при атмосфере (N<sub>2</sub>-Ar) содержащей 60% азота, и общем давлении распыления  $0,3 \cdot 10^{-2} \text{ Па}$ , расстояние мишень-подложка  $d = 4 \text{ см}$ .

Анализ микрофотографий показывает, что рост пленки происходит по нормали к поверхности подложки в виде нитевидных кристаллов. По мере увеличения толщины

пленки происходит увеличение диаметра нитевидных кристаллов. Шероховатость неровностей на поверхности пленки не превышало 5 нм.

При фиксированном значении расстояния подложка – мишень, интенсивность формирования, скорость роста пленки нитрида алюминия пропорциональна величине мощности разряда и обратно пропорциональна давлению в камере роста.

Результаты демонстрируют уникальную особенность плазменной нитридации поверхности с-сапфира, приводящей к образованию поверхностного слоя с содержанием азотных атомов, способствующий росту бездефектного активного слоя.

#### **Список литературы**

1. Муслимов А.Э. Управляемая перестройка поверхности кристаллических подложек для формирования эпитаксиальных наноструктур: – Москва, 2018.

2. Гусев А.С., Каргин Н.И., Рындя С.М., Тимофеев А.А., Сиглова Н.В., Антоненко С.В. Исследование тонких пленок AlN, формируемых методом импульсного лазерного осаждения // Научные исследования: итоги и перспективы. 2022. Т. 3, № 1. С. 33 - 38.

---

# МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ, ДИАГНОСТИКИ И ПРИМЕНЕНИЕ НАНОСТРУКТУР

---

УДК 537.52

## ВЫСОКОВОЛЬТНАЯ ПРОВОДИМОСТЬ БИНАРНОЙ СИСТЕМЫ ГИДРОСУЛЬФАТА И ДИГИДРОФОСФАТА КАЛИЯ

Гаджиев С.М.<sup>1,2</sup>, Гаджиев А.С.<sup>2</sup>, Эфендиева Г.С.<sup>1</sup>.

<sup>1</sup>Дагестанский государственный университет»

<sup>2</sup>Дагестанский государственный университет народного хозяйства

Махачкала, Россия

sindbad43@mail.ru

*Исследована зависимость проводимости бинарной системы гидросульфата и дигидрофосфата калия различных составов от напряженности электрического поля (НЭП) при температурах 400 и 500 К. С ростом НЭП проводимость как твердого протонного электролита  $KHSO_4 - KH_2PO_4$ , так и его расплава возрастает, и стремится к предельным значениям ("насыщению"). Наибольшее относительное увеличение проводимости наблюдается при мольной доле 85 %  $KHSO_4$  в расплаве и составляет 310 %.*

**Ключевые слова:** высоковольтный разряд; предельная проводимость; пробой; твердый электролит; расплав.

*The dependence of the conductivity of a binary system of potassium hydrosulfate and dihydrogen phosphate of various compositions on the electric field strength (EFI) at temperatures of 400 and 500 K was studied. With an increase in EEF, the conductivity of both the solid proton electrolyte  $KHSO_4 - KH_2PO_4$  and its melt increases and tends to the limiting values ("saturation"). The largest relative increase in conductivity is observed at a mole fraction of 85%  $KHSO_4$  in the melt and is 310%.*

**Keywords:** high-voltage discharge; ultimate conductivity; breakdown; solid electrolyte; melt.

Протонные твердые электролиты (ПТЭ) гидросульфатов и дигидрофосфатов щелочных металлов являются относительно низкотемпературными (температура перехода в высокопроводящую фазу начинается примерно с 400 К), а дигидрофосфаты калия, рубидия и цезия при комнатных температурах являются хорошими оптически-ми материалами для генерации второй гармоники и в качестве оптических затворов как ячейка Керра.

Актуальным является дальнейшие исследования высоковольтного поведения расплавленных и твердых электролитов. Настоящая работа посвящена высоковольтной электропроводности бинарной системы  $KHSO_4 - KH_2PO_4$  различных составов при температурах 400 К (твердая фаза) и 500 К (расплав). Эксперименты проводились по методике, описанной в работах [1-3].

В работах [1,2] исследовано влияние сильных импульсных электрических полей на проводимость индивидуальных протонных твердых электролитов  $KHSO_4$  и  $KH_2PO_4$ .

В гидросульфате калия проводимость возрастает на 500 и более %, а в дигидрофосфате калия на 180 %. Бинарные системы этих электролитов обладают некоторыми преимуществами. Во-первых, бинарные системы обладают большей низковольтной ионной проводимостью, чем индивидуальные электролиты. С другой стороны в них снижается температура перехода в высокопроводящую твердую фазу.

Электрический разряд во всех электролитах в жидкой фазе происходил без пробойных явлений с экспоненциальным стеканием заряда при приложенных напряжениях до 6 кВ ( $E = 3,0$  МВ/м), а в твердой фазе при напряжениях более 5 кВ наблюдается пробой с резким возрастанием тока и падением напряжения. По осциллограммам тока и напряжения, полученным с помощью осциллографа АКТАКОМ АСК-3016, измерена проводимость электролитов в момент времени, когда ток достигал значения, соответствующего минимальному сопротивлению электролита в процессе разряда.

В экспериментах нами были использованы соли  $\text{KH}_2\text{PO}_4$ ,  $\text{KHSO}_4$  марки ХЧ. От остатков воды освобождались медленным нагреванием в вакууме до  $100^\circ\text{C}$ . Сухие порошки солей взвешивались на аналитических весах. Размельченные сухие порошки солей соответствующих составов тщательно перемешивались и хранились в сушильном шкафу.

Эксперименты показывают, что с ростом напряженности электрического поля (НЭП) проводимость как твердого протонного электролита  $\text{KHSO}_4 - \text{KH}_2\text{PO}_4$ , так и его расплава возрастает, и стремится к предельным значениям ("насыщению"). Эти результаты для составов 85 % и 15 %  $\text{KHSO}_4$  приведены на рис. 1. Видно, что относительное увеличение проводимости расплава (кривая 2) достигает 310 % при напряженности поля  $E = 1,7$  МВ/м ( $U = 3,4$  кВ), а твердого электролита – 205 % (кривая 1) при  $E = 1,6$  МВ/м ( $U = 3,2$  кВ) для состава 85 %  $\text{KHSO}_4$  и соответственно 249 % (кривая 4) при напряженности поля  $E = 1,55$  МВ/м ( $U = 3,1$  кВ) и 184 % (кривая 3) при напряженности поля  $E = 1,57$  МВ/м ( $U = 3,14$  кВ) для состава 15 %  $\text{KHSO}_4$ . Для составов 30, 50 и 70 %  $\text{KHSO}_4$  эти зависимости приведены на рис.2. Рисунки показывают, что во всех составах бинарной смеси предельная проводимость расплавах больше, чем в твердых электролитах. Относительное увеличение предельной проводимости расплавов почти в 1,5 раза больше, чем в твердых электролитах.

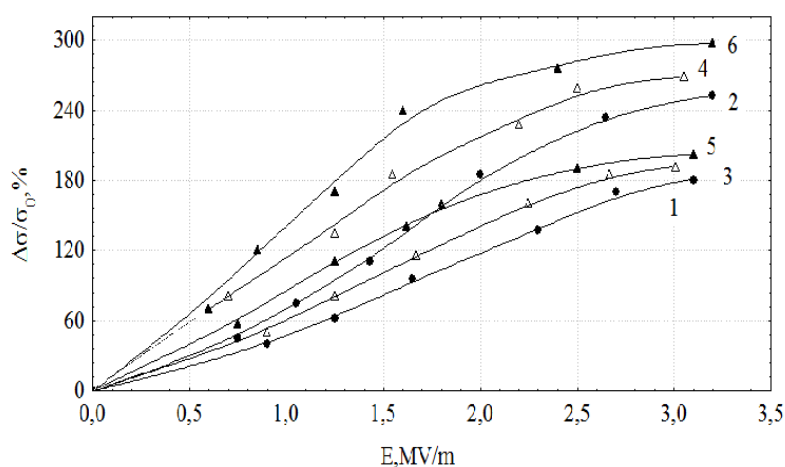


Рис.1. Зависимость относительного изменения проводимости бинарной системы  $\text{KHSO}_4 - \text{KH}_2\text{PO}_4$  от напряженности электрического поля: 1, 2 - 85 %  $\text{KHSO}_4$ ; 3, 4 - 15 %  $\text{KHSO}_4$  при температурах 400 (2, 4 кривые) и 500 К (кривые 1, 3)

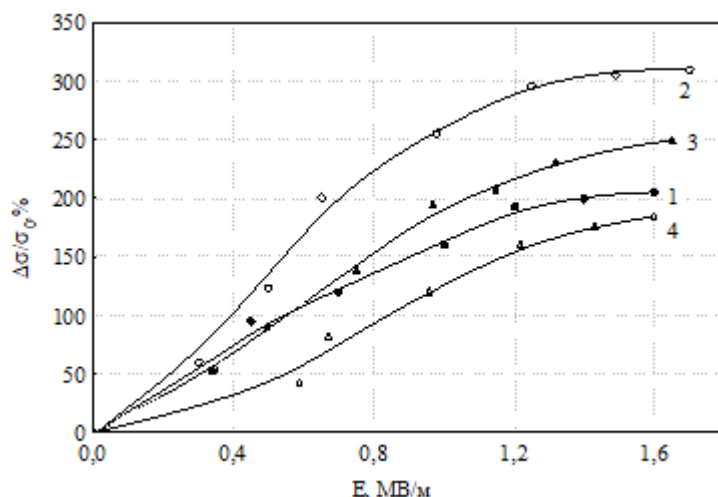


Рис.2. Зависимость относительного изменения проводимости бинарной системы  $KHSO_4 - KH_2PO_4$  от напряженности электрического поля: 1,2 – 30%  $KHSO_4$ ; 3,4 – 50%  $KHSO_4$ ; 5,6 – 70 %  $KHSO_4$  (1,3,5 – ТЭ при 400К; 2,4,6 – расплав при 500 К).

Полученные результаты предельных электропроводностей, их относительные увеличения в зависимости от состава и температуры приведены в таблице 1. Значения  $\sigma_E$  ПТЭ приведены до пробойных явлений. Данные таблицы показывают, что с увеличением мольной доли гидросульфата калия высоковольтная электропроводность увеличиваются, причем в жидкой фазе значительно быстрее. Относительное увеличение проводимости при мольной доле 85 %  $KHSO_4$  в жидкой фазе составляет 310 %. Оно значительно меньше, чем в индивидуальном гидросульфате калия, в котором увеличение составляет более 500 % [1].

Таблица 1. Предельная электропроводность бинарной системы твердого электролита  $KHSO_4 - KH_2PO_4$  и его расплава

Состав	T, K	$\sigma_0$ , ms	$\sigma_E$ , ms	$\frac{\Delta\sigma}{\sigma_0}$ , %	примечание
$KHSO_4 - KH_2PO_4$ (15 моль% $KHSO_4$ )	400 (ТЭ)	0,45	1,27	182,2	пробой
	500 (P)	0,68	2,37	249,2	
$KHSO_4 - KH_2PO_4$ (30 моль% $KHSO_4$ )	400 (ТЭ)	0,53	1,56	194,6	пробой
	500 (P)	0,87	3,12	258,8	
$KHSO_4 - KH_2PO_4$ (50 моль% $KHSO_4$ )	400(ТЭ)	0,67	1,99	197,1	пробой
	500 (P)	1,04	3,69	275,5	
$KHSO_4 - KH_2PO_4$ (70 моль% $KHSO_4$ )	400(ТЭ)	0,85	2,56	201,5	пробой
	500 (P)	1,57	6,21	296,4	
$KHSO_4 - KH_2PO_4$ (85 моль% $KHSO_4$ )	400(ТЭ)	1,02	3,12	205,4	пробой
	500 (P)	2,15	8,81	310,1	

\* P – расплав; ТЭ – твердый электролит

При пробое электропроводность электролита возрастает на 2 и более порядков, что указывает на появления значительной доли, скорее всего, катионной составляющей ионов калия в проводимость, так как при появлении электронной составляющей проводимость должна была увеличиваться значительно больше, по крайней мере, в  $10^5$ - $10^6$  раз. В экспериментах нами учитывался рост проводимости твердого электролита с увеличением НЭП лишь до пробойных явлений. Ионная природа проводимости только в этом случае сохраняется [3].



### Список литературы

1. Гаджиев С.М., Гусейнов Р.М., Гебекова З.Г., Гаджиев А.С. Влияние высоковольтных импульсных разрядов на проводимость протонного твердого электролита  $\text{KHSO}_4$  и его расплава. // Электрохимия. -1998. -Т.34, № 1. -С.106-110.
2. Гаджиев С.М., Шабанов О.М., Гаджиев А.С., Алиева С.С., Эфендиева Г.С. Предельная электропроводность твердого электролита  $\text{KH}_2\text{PO}_4$ . // Вестник Дагестанского государственного университета. 2014. Вып.1. С.14-21.
3. Shabanov O.M., Gadzhiev S.M. Intensification of Ion transport electrolytes by stimulated dissociation of complex ions. Monographs. India. Uniteg Kingdom. B P International. 2021. 84 p.

УДК 620.22

## ДИАГНОСТИКА СВОЙСТВ НАНОРАЗМЕРНЫХ УГЛЕРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Попова А.А., Коробов Н.Н., Шубин И.Н.

*Тамбовский государственный технический университет*

*Тамбов, Россия*

*alyona.popova.93@list.ru*

*Проведены исследования термогравиметрическим методом по определению термостабильности, состава и структуры высокопористого наноразмерного углеродного материала, полученного в результате высокотемпературной химической активации исходного карбонизата со щелочью в инертной среде. Установлено, что активированный углеродный материал обладает более упорядоченной структурой и содержит меньшее количество аморфа и примесей в виде различных соединений углерода по сравнению с исходным карбонизатом.*

**Ключевые слова.** *Наноструктурный высокопористый углеродный материал, активация, диагностика, термогравиметрический анализ.*

*Thermogravimetric studies were carried out to determine the thermal stability, composition and structure of a highly porous nanosized carbon material obtained as a result of high-temperature chemical activation of the initial carbonizate with alkali in an inert medium. It has been established that the activated carbon material has a more ordered structure and contains a smaller amount of amorph and impurities in the form of various carbon compounds compared to the original carbonizate.*

**Keywords.** *Nanostructured highly porous carbon material, activation, diagnostics, thermogravimetric analysis.*

Углеродные наноструктуры, к которым можно отнести углеродные нанотрубки или высокопористый углеродный материал, поры которого находятся (преимущественно) в наноразмерном диапазоне, являются перспективными и востребованными материалами для применения в качестве сорбентов, топливных ячеек, носителей катализаторов, удобрений, лекарственных средств и т.д. [1].

Для нужд многих отраслей промышленности эти материалы активно производятся, но еще в большем объеме продолжают их исследования. Причем, проводятся, как фундаментальные исследования, так и прикладные. Их целью является определение закономерностей, зависимостей, свойств и особенностей взаимодействия с

другими материалами при реальном производстве и применении. Наиболее широкую область применения нашли высокопористые наноразмерные углеродные материалы, имеющие большую удельную поверхность (более 2000 м<sup>2</sup>/г) и значительную пористость (более 1 см<sup>3</sup>/г) с размерами пор, преимущественно, приходящимися на микро- и мезометровый диапазон (<50 нм) [2,3]. Однако, данные материалы, имеют целый ряд особенностей, так как на их характеристики (удельная поверхность, объем и размер пор), оказывают большое влияние исходное сырье, из которого получают карбонизат и технологические режимы производства, заключающиеся в высокотемпературной обработке карбонизата с активатором, в роли которого могут выступать различные кислоты, щелочи или водяной пар [4-7].

Для характеристики свойств высокопористых углеродных материалов используют различные комплексы современных средств диагностики: рентгенофлуоресцентную спектроскопию, термогравиметрический анализ, рентгенофазовый анализ, анализ параметров удельной поверхности и пористости, определение характера распределения частиц по размерам методом динамического рассеяния света, определение концентрации загрязнителей фотометрическим методом и др.

В данной работе представлены результаты экспериментальных исследований, проведенных термогравиметрическим методом с помощью дериватографа «STA 449 F3 Jupiter» («NETZSCH Feinmahltechnik» GmbH, Selb, Германия) с целью оценки термостабильности, состава и (косвенно) структуры активированного высокопористого углеродного материала и, для сравнения, исходного карбонизата (рис. 1, 2).

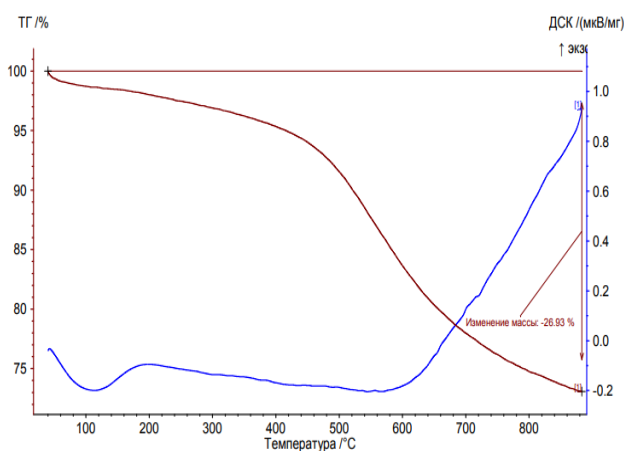


Рис 1. Результат термогравиметрического анализа карбонизата.

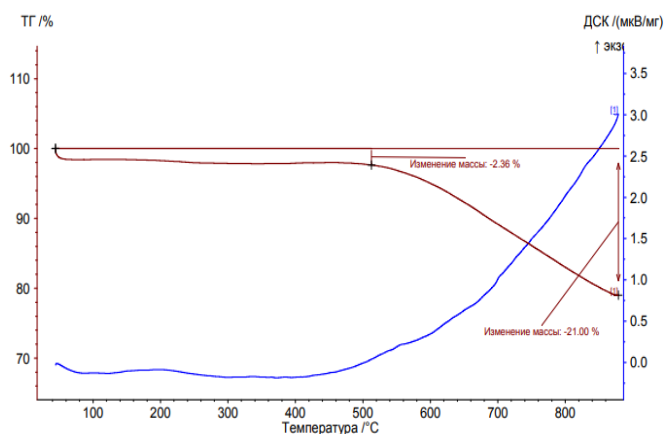


Рис 2. Результат термогравиметрического анализа активированного высокопористого углеродного материала

Полученные результаты позволяют сделать выводы о термостабильности исследуемых углеродных материалов (в нашем случае в среде аргона), а также, анализируя потерю массы исследуемых образцов, заключить, что в карбонизате присутствует большее количество аморфа (сажи) и примесей (различные углеродные соединения)  $\approx 27\%$ , тогда как в активированном материале -  $21\%$ . Это дает возможность заключить, что структура активированного материала является более упорядоченной и стабильной.

Однако представленные выводы не могут считаться окончательными, так как отчасти основаны на косвенном анализе и ранее проведенных исследованиях, с другой стороны они могут послужить точкой отсчета для сравнения результатов и проведения дополнительной диагностики наноразмерного высокопористого углеродного материала другими аналитическими методами.

#### Список литературы

1. Мищенко, С.В. Углеродные наноматериалы: производство свойство применение / С.В. Мищенко, А.Г. Ткачев // М.: Машиностроение, 2008. – 320 с.
2. Фенелонов, В.Б. Пористый углерод / В.Б. Фенелонов // Новосибирск: Институт катализа СО РАН, 1995. – 518 с.
3. Features of Nanoporous Carbon Material Synthesis / Popova A. A., Aliev R. E., Shubin I. N. // *Advanced Materials and Technologies*. – 2020, № 3 (19). – С. 28-32. DOI: 10.17277/amt.2020.03.pp.028-032.
4. Попова, А.А. Особенности получения высокопористого углеродного материала / Попова А. А., Шубин И. Н., Гусейнов М. К. // *Вестник ДГУ. Серия 1. Естественные науки*, 2021. Т. 36, № 4. – С. 7 – 12. DOI: 10.21779/2542-0321-2021-36-4-7-12.
5. Дьячкова, Т.П., Методы функционализации и модифицирования углеродных нанотрубок / Т.П. Дьячкова, А.Г. Ткачев // М.: Издательский дом «Спектр», 2013. – 152 с.
6. Попова, А.А. Исследование влияния технологических параметров на аппаратурное оформление процесса производства активированного углеродного материала / Попова А. А., Шубин И. Н. // *Известия высших учебных заведений. Машиностроение*, 2022, № 1. – С. 20–30, doi: 10.18698/0536-1044-2022-1-20-30.
7. Попова, А.А. Аппаратурно-технологическое оформление производства активированного углеродного материала / Попова А. А. // *Вестник ТГТУ*, 2021. Т.27, №2. – С.318 – 327. DOI: 10.17277/vestnik.2021.02.pp.318-327.

## СИНТЕЗ ВЫСОКОЧИСТОГО МОНОДИСПЕРСНОГО ПОРОШКА КАРБИДА КРЕМНИЯ ДЛЯ ВЫРАЩИВАНИЯ СЛИТКОВ МЕТОДОМ ЛЭТИ

Авров Д.Д.<sup>1</sup>, Быков Ю.О.<sup>1</sup>, Лебедев А.О.<sup>1,2</sup>, Лучинин В.В.<sup>1</sup>, Шаренкова Н.В.<sup>2</sup>,  
Висицкий Д.В.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Санкт-Петербургский государственный электротехнический университет  
«ЛЭТИ» им. В.И.Ульянова (Ленина)

<sup>2</sup> Физико-технический институт им.А.Ф.Иоффе РАН  
siclab-tairov@yandex.ru

*В работе рассмотрены особенности процесса карботермического восстановления диоксида кремния из высокочистых прекурсоров – кварца. Реализован двухстадийный процесс получения порошка высокотемпературной α-модификации. Представлены исследования примесного, фазового и гранулометрического состава синтезированного порошка.*

*Ключевые слова:* карбид кремния, кварц, фазовый состав, порошки, гранулометрический состав.

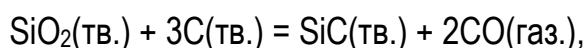
*The paper considers the features of the process of carbothermal reduction of silicon dioxide from high-purity precursors - quartz. A two-stage process for obtaining a high-temperature α-modification powder has been implemented. Investigations of the impurity, phase and granulometric composition of the synthesized powder are presented.*

**Keywords:** silicon carbide, quartz, phase composition, powders, granulometric composition.

Карбид кремния (SiC) является одним из наиболее перспективных материалов для высокотемпературной, радиационно-стойкой, силовой и быстродействующей электроники, так как обладает уникальными физическими и электронными свойствами [1, 2]. Монокристаллические слитки карбида кремния обычно выращивают методом сублимации на собственных затравках (метод ЛЭТИ или модифицированный метод Лели) в вакууме или аргоне при температуре порядка 2000 °С [3].

Так как промышленность РФ не выпускает высокочистые порошки карбида кремния квалификации ОСЧ, для стабильного роста слитков высокого структурного совершенства принципиальным является вопрос обеспечения процесса высокочистым источником со стабильными свойствами – порошком карбида кремния заданного гранулометрического и фазового состава, с воспроизводимой насыпной плотностью.

В работе рассмотрены особенности процесса карботермического восстановления диоксида кремния из высокочистых прекурсоров – кварца (ОСЧ 12-4 ТУ 6-09-3379-79) и порошкового графита (ОСЧ 8-4 ГОСТ 23463-79 с изм.1,2.). Показано, что в широком диапазоне параметров суммарная реакция процесса синтеза соответствует химической реакции:



альтернативный маршрут процесса с выделением углекислого газа затруднен. Реализован двухстадийный процесс получения порошка высокотемпературной α-

модификации, состоящий из процессов синтеза кубического  $\beta$ -SiC и его перекристаллизации в  $\alpha$ -SiC порошок с последующим укрупнением зерен до товарных значений ( $>100$  мкм).

Представлены исследования примесного, фазового и гранулометрического состава синтезированного порошка. Порошок SiC содержит в своем составе смесь гексагональных политипов с преобладанием политипа 6H ( $>85\%$ ), а также 4H, 15R и т.д. Медиана гранулометрического состава соответствует значениям 100–500 мкм, в зависимости от параметров стадии укрупнения. Насыпная плотность составляет 1,25–1,5 г/см<sup>3</sup>. Порошок соответствует квалификации ОСЧ.

#### Список литературы

1. Tairov Yu., Lebedev A., Avrov D. The main defects of silicon carbide ingots and epitaxial layers. Saarbrücken: Lambert Academic Publishing, 2016. 76 p.
2. Хасанов А.И., Мустафаев А.Г., Черкесова Н.В. Определение диффузии примеси в кремнии в процессе импульсной имплантации с последующим термическим отжигом // Научные исследования: итоги и перспективы. 2021. Т. 2, № 4. С. 23 - 30.
3. Tairov Yu.M. Growth of bulk SiC// Mater.Sci.Eng.B. 1995.Vol.29.N1-3.P.83-89.

УДК 548.55:661.665.1

## РАЗРАБОТКА АВТОНОМНОГО НАУЧНО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ЦЕНТРА ПО ПРОИЗВОДСТВУ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПЛАСТИН КАРБИДА КРЕМНИЯ БОЛЬШОГО ДИАМЕТРА

Авров Д.Д.<sup>1</sup>, Быков Ю.О.<sup>1</sup>, Демин Ю.А.<sup>1</sup>, Лебедев А.О.<sup>1,2</sup>, Лучинин В.В.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Санкт-Петербургский государственный электротехнический университет  
“ЛЭТИ” им. В.И.Ульянова (Ленина)

<sup>2</sup> Физико-Технический институт им. А.Ф.Иоффе РАН  
siclab-tairov@yandex.ru

*Рассмотрены перспективы создания автономного научно-технологического центра по производству пластин SiC большого диаметра (до 150 мм и выше), который бы позволил минимизировать пробелы, существующие на сегодня, и осуществить промышленный выпуск пластин высокой степени структурного совершенства.*

**Ключевые слова:** карбид кремния, пластины, структура.

*The prospects for creating an autonomous scientific and technological center for the production of large-diameter silicon carbide wafers (up to 150 mm and above) are considered, which would make it possible to minimize the gaps that exist today and to carry out the industrial production of wafers of a high degree of structural perfection.*

**Key words:** silicon carbide, plates, structure.

Карбид кремния (SiC) существенно превосходит кремний по основным характеристикам (ширина запрещенной зоны, критическое поле лавинного пробоя, насыщенная скорость дрейфа электронов), обладает прекрасной термической, радиационной и

химической стабильностью и является идеальным материалом для создания приборов силовой, высокочастотной и высокотемпературной электроники.

Технология выращивания слитков карбида кремния, практикуемая в мире, была создана в 60-70-х годах в СССР. Тем не менее в настоящее время отечественная промышленная технология роста слитков отсутствует. Смежные области производства также испытывают сложности (в частности, не выпускается высокочистый порошок SiC, используемые марки плотного конструкционного графита, как правило, иностранного производства).

Рассмотрены перспективы создания автономного научно-технологического центра по производству пластин карбида кремния большого диаметра (до 150 мм и выше), который бы позволил минимизировать пробелы, существующие на сегодня, и осуществить промышленный выпуск пластин высокой степени структурного совершенства. Центр включает в себя следующие технологические циклы:

- цикл работы с затравочными монокристаллами (сухое и мокрое травление, пассивация);
- цикл работы с графитовой арматурой (изготовление, отжиг, пассивация поверхности);
- цикл подготовки источника (синтез ОСЧ порошка SiC, его укрупнение и легирование);
- цикл подготовки теплоизоляционных изделий (конструирование, изготовление и отжиг);
- цикл роста слитков карбида кремния;
- цикл обработки слитков карбида кремния (отжиг, калибровка, резка);
- цикл обработки пластин (шлифовка, полировка, ері-ready подготовка);
- аналитический контроль процессов роста и обработки.

Работа центра оптимизирована, исходя из возможностей отечественных поставщиков комплектующих, оборудования и прекурсоров.

УДК 544.6.018.4

## **ПРИКЛАДНЫЕ ОСОБЕННОСТИ ФОТОЧУВСТВИТЕЛЬНЫХ СЕНСОРОВ НА ОСНОВЕ КОНТАКТА ПОЛУПРОВОДНИК-ЭЛЕКТРОЛИТ**

*Демиденко И.В., Ишимов В.М., Суринов В.Г.*

*Приднестровский государственный университет им. Т.Г. Шевченко  
demidenko.vanya@list.ru*

*Рассмотрены особенности отклонения потенциала обесточенной цепи на контакте полупроводник – электролит, где в качестве полупроводникового материала применяются сульфиды кадмия и цинка. Предложены модели эквивалентных электрических цепей, объясняющие наблюдаемые явления. Приведены примеры устройств, реализованных на базе результатов проведенных исследований.*

**Ключевые слова:** *Фоточувствительный сенсор, потенциал обесточенной цепи, контакт полупроводник – электролит, CdS, ZnS, Cd<sub>0.95</sub>Zn<sub>0.05</sub>S.*

*Peculiarities of the deviation of the potential of a de-energized circuit at the semiconductor-electrolyte contact, where cadmium and zinc sulfides are used as a semiconductor material, are considered. Models of equivalent electrical circuits are proposed to explain the observed phenomena. Examples of devices implemented on the basis of the results of the research are given.*

**Keywords:** *Photosensitive sensor, dead circuit potential, semiconductor-electrolyte contact, CdS, ZnS, Cd<sub>0.95</sub>Zn<sub>0.05</sub>S.*

Применение полупроводниковых материалов в качестве электродов в электрохимических системах предоставляет исследователю возможность влиять на потенциал электрода посредством облучения его поверхности светом. Основным интерес к данной области обусловлен исследованиями в области энергетики [1,2]. Однако в последние годы помимо разработок, направленных на преобразование солнечной энергии, исследователи стали уделять внимание структурам на контакте полупроводник – электролит, призванных исполнять роль сенсоров [3]. Данное направление перспективно как с точки зрения расширения функционала полностью твердотельных сенсоров, так и с точки зрения упрощения процесса их изготовления.

В настоящей работе рассмотрены особенности изменения потенциала разомкнутой цепи - ф структуры полупроводник (CdS, ZnS) – электролит (водный раствор Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>) при воздействии импульса лазерного излучения на пленки CdS. Описан ряд экспериментальных, фоточувствительных устройств, структура которых построена на контакте полупроводник – электролит.

Эксплуатация структур на контакте полупроводник – электролит неизбежно сталкивается с рядом ограничений, обусловленных разрушением полупроводникового электрода под действием различных фотокоррозионных процессов, химической или электрохимической природы, некоторые, из которых могут протекать даже в отсутствии электрического тока [1,4]. Для преодоления данных ограничений либо ведут поиск стабильного в условиях эксплуатации полупроводникового материала, либо подбирают благоприятный электролит для конкретного полупроводникового электрода.

В работе [5] приведены результаты исследования защитного, антикоррозионного действия добавок различных ионов восстановителей (SO<sub>3</sub><sup>2-</sup>, S<sup>2-</sup>, S<sub>2</sub>O<sub>3</sub><sup>2-</sup>, Cl<sup>-</sup>, J<sup>-</sup>, Fe(CN)<sub>6</sub><sup>4-</sup>) в электролит на базе водного раствора Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>. Сопоставление приведенных в указанной работе результатов с проведенными нами измерениями фоточувствительности систем на контакте CdS - водный раствор Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> содержащий различные антикоррозионные добавки из указанного списка, позволили остановиться на применении электролита следующего состава 7.5 mMNa<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>; 0.00075 mMК<sub>3</sub>[Fe(CN)<sub>6</sub>]. Данный состав позволяет получить наибольшую величину Δφ при прочих равных условиях. Введение небольшой добавки К<sub>3</sub>[Fe(CN)<sub>6</sub>] в раствор Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> не только защищает полупроводниковый электрод от коррозии, но и увеличивает фоточувствительность системы (рис. 1). Напротив концентрация чистого раствора Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> не оказывает существенного влияния на фоточувствительность системы.

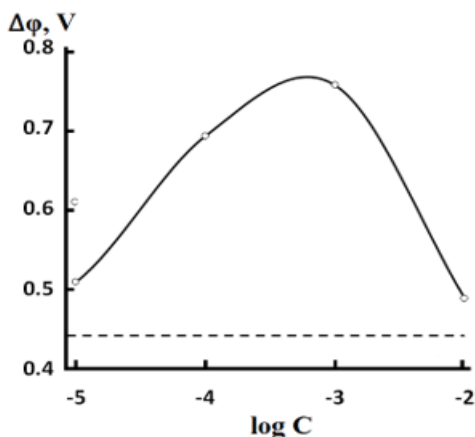
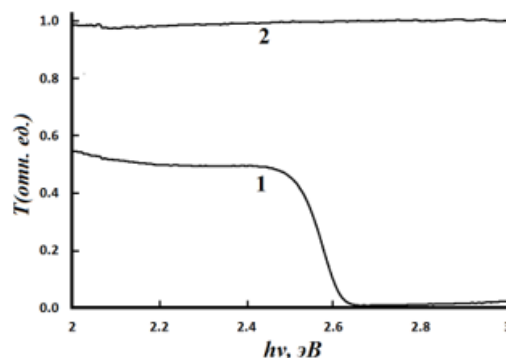


Рис.1. Зависимость амплитуды  $\Delta\phi$  при засветке CdS - электрода импульсом лазерного излучения, от концентрации - (C)  $K_3[Fe(CN)_6]$  в растворе 0.0075M  $Na_2SO_4$ . Пунктиром указан уровень, отвечающий чистому раствору 0.0075M  $Na_2SO_4$

Рис. 2. Спектр пропускания 0,25M водного раствора: 1)  $K_3[Fe(CN)_6]$ ; 2)  $Na_2SO_4$ .



Рост фоточувствительности с ростом концентрации  $K_3[Fe(CN)_6]$  в растворе, очевидно обусловлено сдвигом потенциала образующейся редокс-системы в положительную сторону относительно потенциала плоских зон применяемого полупроводникового материала [1,6].

Однако следует принять во внимание, что применение электролита с высоким содержанием гексацианоферрата калия сопряжено с падением фоточувствительности системы при облучении ее через слой электролита, в связи с высоким коэффициентом поглощения данного раствора в видимой и коротковолновой области спектра (рис. 1), чем объясняется наличие максимума на рис. 1.

Растворы  $Na_2SO_4$  и  $K_3[Fe(CN)_6]$  часто рассматриваются в качестве электролита для систем на контакте CdS – электролит [1,2,6] поскольку не претерпевают необратимых изменений в широком интервале потенциалов [7] и не взаимодействуют с сульфидом кадмия и цинка химическим путем.

В сравнении с  $K_3[Fe(CN)_6]$ , растворы  $Na_2SO_4$ , обладают высокой прозрачностью (рис. 2). На практике это отражается в конструкции прибора, изготовленного с применением растворов данных солей. На рисунке 3.а продемонстрирована конструкция фотосенсора чувствительного к коротковолновому излучению, исполненного в виде «сэндвич» структуры [8]. Применение раствора  $Na_2SO_4$  в качестве электролита, позволяет проводить засветку с обеих сторон прибора, поскольку прослойка раствора не оказывает существенного влияния на интенсивность проходящего через нее излучения. Замена раствора  $Na_2SO_4$  на раствор  $K_3[Fe(CN)_6]$  ограничивает конструктивное разнообразие только вариантом при котором излучение проходит сквозь прозрачную подложку попадая непосредственно в слой полупроводника. В противном случае выигрыш в фоточувствительности от применения данного раствора сводится к минимуму



вследствие поглощения излучения в слое электролита. Это может быть проблемой, если полупроводниковый слой выращивался на непрозрачной подложке или прибор должен реагировать на излучение, для которого подложка обладает существенным коэффициентом поглощения.

Существенным недостатком «сэндвич» структур на контакте полупроводник – электролит при эксплуатации их в качестве фотосенсоров, является долгое время восстановления исходного, темнового значения выходного сигнала, что негативно сказывается на их быстродействии.

Принимая во внимание соответствие закона нарастания и спада кривых  $\varphi$  при облучении структуры светом, с теоретическими кривыми, построенными для интегрирующей цепи (рис. 3) [9]. А также учитывая емкостные свойства перехода полупроводник-электролит [1,10], была построена модель (эквивалентная электрическая цепь), объясняющая природу инерционности фотопотенциала на данных структурах (рис. 3 в). Согласно данной модели облучение полупроводниковой пленки приводит к генерации носителей заряда и возникновению разности потенциалов между слоем  $\text{SnO}_2$  (рис. 3.а.1) служащим подложкой, и измерительным электродом (рис. 3.а.5), который отделен от полупроводника слоем электролита (рис. 3.а.4). Вследствие чего барьерная емкость данной структуры накапливает заряд. Несмотря на относительно высокую емкость подобных структур, они обладают существенными токами утечки, чем определяется скорость спада  $\varphi$  до темнового значения. Саморазряд, очевидно, имеет место в связи с несовершенством структуры применяемой поликристаллической пленки. Наличием меж-зерновых пор и трещин, сквозь которые электролит контактирует с поверхностью  $\text{SnO}_2$ , образуя субмикронные проводящие каналы пронизывающие высокоомный слой полупроводника. Что подтверждается микрофотографиями поверхности полупроводника

Данная гипотеза подтверждается экспериментами, в ходе которых параллельно измерительным электродам фотосенсора подключали шунтирующий резистор, имитирующий сопротивление  $R_2$  (рис. 3 в). Измерения времени релаксации  $\varphi$  после засветки структуры, при различном значении шунтирующего сопротивления демонстрирует (см. рис.4) хорошее соответствие с модельными результатами, полученными при проведении симуляций с применением предложенной эквивалентной электрической цепию.

Если бы природа нарастания и спада  $\varphi$  вследствие облучения полупроводника была обусловлена только процессами генерации и рекомбинации носителей заряда, изменение величины шунтирующего сопротивления не оказало бы воздействия на скорость релаксации фотопотенциала.

Сопоставление результатов измерений скорости нарастания  $\varphi$  на исследуемых образцах при их облучении источником с длиной волны  $\lambda = 650, 552, 405\text{nm}$  позволяет предположить, что скорость нарастания потенциала определяется в первую очередь квантовым выходом процесса фотогенерации носителей заряда.

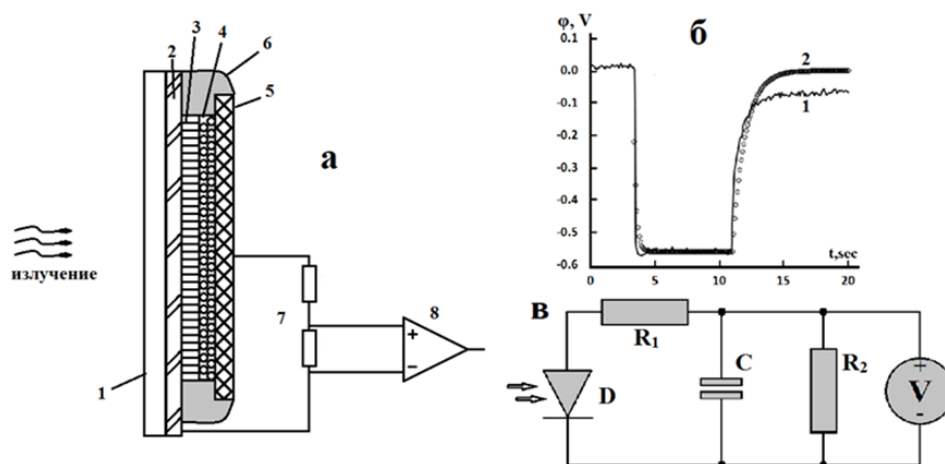


Рис. 3. Структура фотосенсора на контакте CdS – электролит – а: 1 – стеклянная подложка, 2 – слой SnO<sub>2</sub>, 3 – слой CdS, 4 – электролит, 5 – измерительный электрод, 6 – силиконовый герметик, 7 – делитель напряжения, 8 – операционный усилитель; динамика потенциала обесточенной цепи при воздействии на структуру импульсом света б.1; модельные результаты при воздействии на эквивалентную электрическую цепь прямоугольным импульсом напряжения б.2; эквивалентная электрическая цепь – в

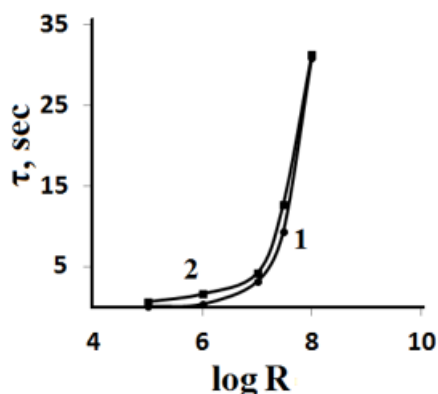


Рис.4. Зависимость постоянной разряда барьерной емкости от величины шунтирующего сопротивления: 1) модельные результаты; 2) экспериментальные результаты.

Принимая во внимания результаты моделирования, была разработана альтернативная конструкция фотоэлемента на контакте полупроводник – электролит. В данном случае, регистрация потенциала производится относительно пары измерительных электродов, компланарно расположенных напротив полупроводникового слоя (рис. 5) [11]. В данной конструкции измеряется разность потенциалов, возникающая между электродом, расположенным напротив освещенного участка полупроводниковой пленки (рис. 5.а.6) и электродом, расположенным напротив нечувствительного к свету участка SnO<sub>2</sub> (рис. 5.а.5). Применение подобной конфигурации электрической цепи позволяет снизить инерционность фотоэлемента по сравнению с предыдущей моделью (см. рис. 5.б) вследствие перехода от интегрирующей к дифференцирующей цепи.

Таким образом, изучена зависимость амплитуды  $\Delta\phi$  при освещении структуры коротковолновым излучением от состава применяемого электролита. Учтены антикоррозионные свойства добавок восстановителей. Изучена природа продолжительной релаксации потенциала обесточенной цепи после воздействия на полупроводниковую пленку светом. Предложена модель, объясняющая механизм релаксации фотопотен-

циала. С учетом полученной модели, построена альтернативная схема фотосенсора, позволяющая улучшить показатели быстродействия прибора.

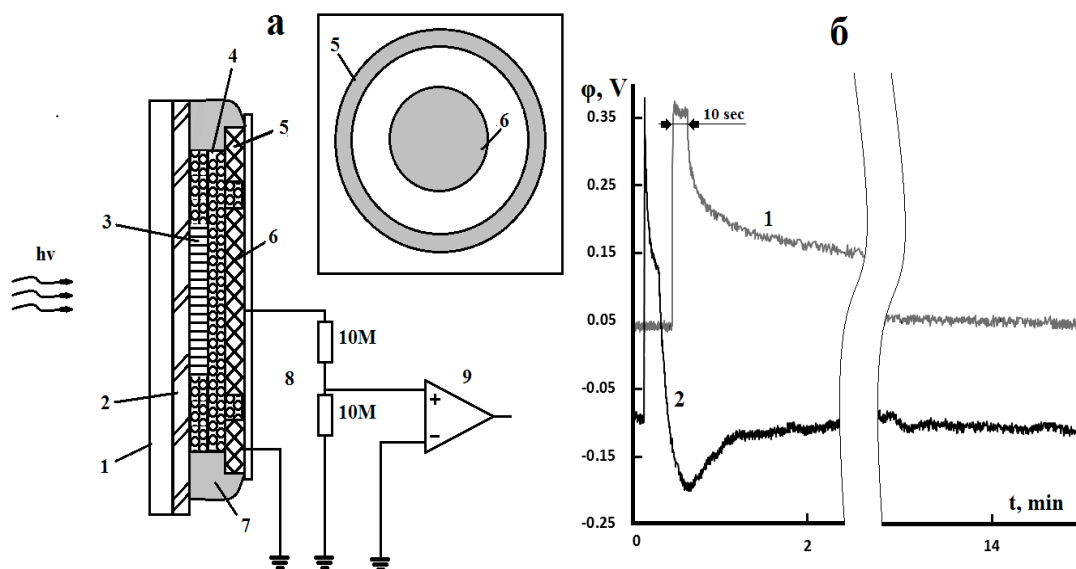


Рис. 5. а) конструкция фотосенсора 1) стеклянная подложка; 2) слой  $\text{SnO}_2$ ; 3) слой  $\text{CdS}$ ; 4) электролит; 5, 6) измерительные электроды; 7) герметик; 8) делитель напряжения; 9) операционный усилитель; б) динамика потенциала обесточенной цепи после облучения сенсора импульсом света 1) при измерении относительно слоя  $\text{SnO}_2$  и центрального электрода; 2) при измерении относительно измерительных электродов

### Список литературы

1. Гуревич Ю.Я., Плесков Ю. В. Фотоэлектрохимия полупроводников. – М.: Наука, 1983г. – 312с.
2. Solar Energy Conversion. Solid-state Physics aspects. Edited by Seraphin B.O., New York 1979, 331с.
3. Zhang Y., Man H., Wu D., Li R., Wang X., Wang Y., Zhu W., Wei Q., Du B. A generalized in situ electrodeposition of Zn doped CdS-based photoelectrochemical strategy for the detection of two metal ions on the same sensing platform, Biosensors and Bioelectronics, 2016 vol. 77, pp. 936–941. doi: 10.1016/j.bios.2015.10.074
4. Корыта И. Ионы, Электроды, Мембраны. Пер. с чешск. – М.: Мир, 1983. – 264с.
5. Inoue T, Watanabe T, Fujishima A, Honda, K, Kohayakawa, J. Electrochem Soc 1977, vol. 124, no.5, pp. 719-722. doi:10.1149/1.2133392
6. Gerischer H., Gobrecht J., On the Power-Characteristics of Electrochemical Solar Cells, *Bd.* 1976, vol. 80, no 4, pp 327 – 330.
7. Справочник по электрохимии. Под А.М. Сухотина, Ленинград.: Химия, 1981. 488 с.
8. Демиденко И. В., Ишимов В. М., Сенсор селективный к коротковолновому излучению, ПМР пат. № 527, уд. № 1919 6с.
9. Манаев Е. И. Основы радиоэлектроники. Изд. 2-е, переработанное – М.: радио и связь, 1985. 504с.
10. Скорлетти В.В. Теоретическая электрохимия. Изд. 2-е, стереотипное. Ленинград: Госхимиздат 1963. 589с.
11. Демиденко И. В., Ишимов В. М., Сенсор селективный к коротковолновому излучению, Патент ПМР № 532, уд. № 1941. 5 с.

**КОМБИНАЦИОННОЕ РАССЕЯНИЕ СИСТЕМЫ  $\text{LiNO}_3 - \text{LiIO}_3$** 

Алиев А.Р., Ахмедов И.Р., Какагасанов М.Г., Алиев З.А., Бекболатов А.М.

*<sup>1</sup>Институт физики им. Х.И. Амирханова ДФИЦ РАН  
Махачкала, Россия  
amilraliev@mail.ru*

Установлено увеличение скорости релаксации внутримолекулярных колебательных мод в бинарной твёрдой системе  $\text{LiNO}_3 - \text{LiIO}_3$  по сравнению с кристаллами  $\text{LiNO}_3$  и  $\text{LiIO}_3$ .

**Ключевые слова:** комбинационное рассеяние, бинарные системы, колебательная релаксация.

An increase in the relaxation rate of intramolecular vibrational modes in the binary solid system  $\text{LiNO}_3 - \text{LiIO}_3$  as compared to  $\text{LiNO}_3$  and  $\text{LiIO}_3$  crystals has been established.

**Keywords:** Raman scattering, binary systems, vibrational relaxation.

Исследование процессов молекулярной релаксации методами колебательной спектроскопии даёт богатую информацию о структурно-динамических свойствах конденсированной системы [1, 2]. Молекулярная релаксация может быть разделена на ориентационную [3] и колебательную [4]:

$$\delta = \delta_V + \delta_R, \quad (1)$$

где  $\delta$  – ширина колебательной линии;  $\delta_V$ ,  $\delta_R$  – вклады в ширину за счет процессов колебательной и ориентационной релаксации. Процессы колебательной релаксации, в свою очередь, подразделяются на адиабатические и неадиабатические [5, 6]:

$$\delta_V = \delta_{ad} + \delta_{nad}, \quad (2)$$

где  $\delta_{ad}$ ,  $\delta_{nad}$  – вклады в ширину за счет адиабатических и неадиабатических процессов колебательной релаксации. Среди адиабатических наибольшее значение имеют процессы колебательной дефазировки [1]. К неадиабатическим процессам относится релаксация за счет отталкивательных [2], диполь-дипольных [3] и ион-дипольных [4] взаимодействий, а также резонансный обмен колебательными квантами [3] и внутримолекулярный распад колебательных состояний с участием фононов [5, 6]. В последнем случае внутримолекулярная колебательная релаксация рассматриваемой моды сопровождается рождением колебания с меньшей частотой и некоторым возмущением ближайшего окружения. Учитывая всё это, ширину колебательной полосы можно представить в виде суммы вкладов [1 – 6]:

$$\delta = \delta_{dep} + \delta_{dd} + \delta_{id} + \delta_{rep} + \delta_{res} + \delta_{imp} + \delta_R. \quad (3)$$

Здесь  $\delta_{dep}$  – вклад в ширину спектральной линии за счёт колебательной дефазировки;  $\delta_{dd}$ ,  $\delta_{id}$ ,  $\delta_{rep}$  – вклады за счёт диполь-дипольных, ион-дипольных, отталкивательных взаимодействий;  $\delta_{res}$  – вклад за счёт резонансной передачи колебательных квантов;  $\delta_{imp}$  – вклад за счёт процессов внутримолекулярного фононного распада колебательно-возбужденных состояний.

Целью данной работы является анализ и сравнение процессов молекулярной релаксации в индивидуальных кристаллах и бинарных твёрдых системах, а также вы-

явление возможных дополнительных механизмов релаксации колебательно-возбужденных состояний молекулярных ионов в бинарных твёрдых системах по сравнению с индивидуальными кристаллами.

В соответствии с целью в качестве объектов исследования выбраны кристаллические нитрат лития  $\text{LiNO}_3$ , йодат лития  $\text{LiIO}_3$  а также бинарные системы  $0,6\text{LiNO}_3-0,4\text{LiIO}_3$  и  $0,5\text{LiNO}_3-0,5\text{LiIO}_3$ .

Были проведены измерения чистых образцов  $\text{LiNO}_3$  и  $\text{LiIO}_3$ , а также двух бинарных систем  $0,6\text{LiNO}_3-0,4\text{LiIO}_3$  и  $0,5\text{LiNO}_3-0,5\text{LiIO}_3$ .

Спектры комбинационного рассеяния возбуждались излучением полупроводникового лазера марки Cobolt 05-01 Samba 0532-05-01-0500-700 длиной волны  $\lambda = 532$  nm и регистрировались спектрометром ДФС-52М в области колебаний  $\nu_1(\text{NO}_3^-)$  и  $\nu_1(\text{IO}_3^-)$  от 720 до 1120  $\text{см}^{-1}$  в температурном интервале 20 – 240°C для системы  $0,6\text{LiNO}_3-0,4\text{LiIO}_3$  и 50 – 440°C для  $0,5\text{LiNO}_3-0,5\text{LiIO}_3$ . Для компонентов условия отличались. Для чистого нитрата лития измерения проводились в области колебаний 1020 – 1120  $\text{см}^{-1}$  в диапазоне температур 25 – 350°C с помощью аргонового лазера с длиной волны  $\lambda = 488$  nm. Для чистого йодата лития эта область колебаний составляла от 650 до 930  $\text{см}^{-1}$  в температурном диапазоне 20 – 540°C. Ширины входной и выходной щелей монохроматора устанавливались одинаковыми и в зависимости от интенсивности рассеяния выбирались 100 – 150 мкм. Положения максимумов колебательных полос фиксировались с точностью  $\pm 0,5$   $\text{см}^{-1}$ , а их ширины с точностью  $\pm 0,1$   $\text{см}^{-1}$ . Температура образцов поддерживалась в процессе регистрации спектров с точностью  $\pm 0,5$  К. Методика регистрации и обработки спектров КР подробно описана в [1 – 6].

Кроме всего прочего, был произведен анализ на основе сравнения ширин спектральных линий колебаний нитрат-ионов и йодат-ионов, в чистом виде и в бинарных системах. Колебания йодат-ионов показывают, что в системе  $0,6\text{LiNO}_3-0,4\text{LiIO}_3$  ширина спектральной линии больше за счет влияния деформационного колебания нитрат – иона ( $\nu_4(\text{E}) = 735$   $\text{см}^{-1}$ ).

Все перечисленные выше факторы молекулярной релаксации, имеющие место в индивидуальных кристаллах, актуальны и для бинарных твёрдых систем [1 – 6]. В бинарной твёрдой системе структура исходных кристаллов меняется, и это может сказаться на изменении характеристик соответствующих спектральных переходов. Однако, в бинарных твёрдых системах, имеющих два сорта молекулярных ионов, возможен еще один релаксационный механизм, если различные молекулярные ионы имеют близкие по частотам внутримолекулярные колебания (ВМК). При этом релаксация колебания  $\nu_i$  молекулярного иона одного сорта может сопровождаться возбуждением соответствующего  $\nu_j$  колебания молекулярного иона другого сорта, а разница энергий передаваться фононам решётки. Такой неупругий межмолекулярный обмен колебательными квантами реализуется при условиях:

$$\nu_i > \nu_j, \quad \nu_i - \nu_j < \nu_m = k_B \cdot T_D \cdot (h \cdot c)^{-1} = T_D \cdot 0,6938 \text{ см}^{-1}\text{K}^{-1}, \quad (4)$$

где  $\nu_m$  – максимальная частота фононного спектра в  $\text{см}^{-1}$ ,  $T_D$  – температура Дебая в К. Если  $T_D = 200$  К, то  $\nu_m = 139$   $\text{см}^{-1}$ . Обычно для ионных и молекулярных кристаллов

$T_D > 200$  К и, соответственно,  $\nu_m > 139$  см<sup>-1</sup>. Несложно подобрать бинарную твёрдую систему, для которой выполняются условия (4).

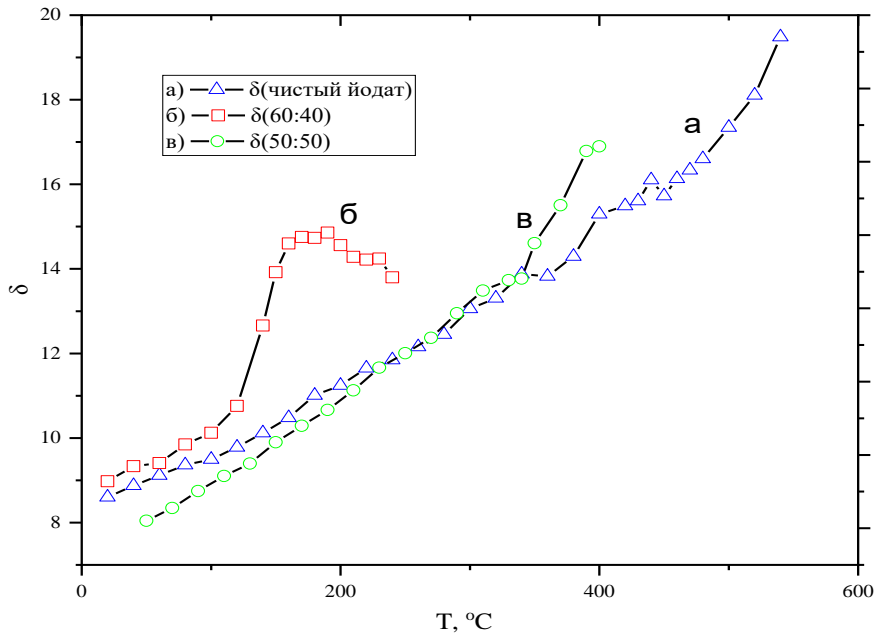


Рис. Ширины спектральных линий  $\nu_1(\text{IO}_3)$  в  $\text{LiIO}_3$  (а), и в  $0.6\text{LiNO}_3 - 0.4\text{LiIO}_3$  (б),  $0.5\text{LiNO}_3 - 0.5\text{LiIO}_3$  (в)

Ширину колебательной полосы бинарной системы можно представить в виде:

$$\delta = \delta_{\text{dep}} + \delta_{\text{dd}} + \delta_{\text{id}} + \delta_{\text{rep}} + \delta_{\text{res}} + \delta_{\text{imp}} + \delta_{\text{emp}} + \delta_{\text{R}}, \quad (5)$$

$\delta_{\text{emp}}$  – вклад в ширину спектральной линии за счет процессов релаксации колебательно-возбужденных состояний, связанных с неупругим межмолекулярным обменом колебательными квантами.

Таким образом, установлено, что имеют место факторы, способствующие увеличению скорости релаксации внутримолекулярных колебательных мод в бинарных твёрдых системах по сравнению с индивидуальными кристаллами. Объяснение данному экспериментальному факту можно найти, если допустить наличие дополнительного механизма релаксации колебательно-возбужденных состояний в бинарных твёрдых системах. При реализации этого механизма возможен обмен колебательными квантами между различными молекулами или молекулярными ионами с близкими значениями частот внутримолекулярных колебаний. Такой неупругий межмолекулярный обмен должен сопровождаться «рождением» решёточного фонона, который забирает разницу между энергиями релаксирующего и возбуждаемого колебаний. Поэтому предлагаемый механизм релаксации актуален, когда разность частот этих колебаний меньше, чем максимальная частота фононного спектра системы.

#### Список литературы

1. А.Р.Алиев, М.М.Гафуров // Расплавы, 2000, № 2, с.41-46.
2. А.Р.Алиев, М.М.Гафуров // Журнал физ. химии, 2001, т. 75, № 3, с. 477-480.
3. A.R.Aliev, M.M.Gafurov, I.R.Akhmedov // Chem. Phys. Lett., V.359, P.262-266.
4. А.Р.Алиев, И.Р.Ахмедов, М.Г.Какагасанов, и др. // Вестник ДГУ, Серия 1, 2017, т. 32, № 2, с. 29-38.
5. А.Р.Алиев, И.Р.Ахмедов, М.Г.Какагасанов, и др. // ФТТ, 2017, т. 59, с. 736.
6. А.Р.Алиев, И.Р.Ахмедов, М.Г.Какагасанов, и др. // ФТТ, 2018, т. 60, с. 341.

## О ТОЧНОСТИ ИЗМЕРЕНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ В УСТРОЙСТВАХ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ТЕРМОПРЕОБРАЗОВАТЕЛЕЙ РАЗЛИЧНЫХ ТИПОВ И ФОРМ

Гусейнов Г.Г.

*Институт физики им. Х.И. Амирханова ДФИЦ РАН  
Дагестанский государственный технический университет  
Махачкала, Россия  
guseinovgg@mail.ru*

Изучены различные методы и способы определения температуры. Исследованы различные типы термопреобразователей: термометры сопротивления, термопары и терморезисторы, их чувствительность, стабильность, воспроизводимость, а также, диапазоны измеряемых температур. Показано, что с наибольшей точностью в  $0,001^\circ$  температуру можно измерять при помощи термометров сопротивления, отградуированных абсолютной термопарой можно измерить температуру в  $0,05^\circ$ , а дифференциальной термопарой – градиент температуры, с точностью в  $0,005^\circ$ . Показано, что для измерения температуры, а также для его контроля можно применять термопреобразователи различных типов и форм.

**Ключевые слова:** термопара, термопреобразователь, термо-ЭДС, чувствительность, однородность, стабильность, металл.

Various methods and methods of temperature determination have been studied. Various types of thermal converters, such as resistance thermometers, thermocouples and thermistors, their sensitivity, stability, reproducibility, as well as the ranges of measured temperatures, have been studied. It is shown that with the greatest accuracy of  $0.001^\circ$ , the temperature can be measured using resistance thermometers, a temperature of  $0.05^\circ$  can be measured with a graduated absolute thermocouple, and a temperature gradient with an accuracy of  $0.005^\circ$  can be measured with a differential thermocouple. It is shown that thermal converters of various types and shapes can be used to measure temperature, as well as to control it.

**Keywords:** thermocouple, thermal converter, thermal EMF, sensitivity, uniformity, stability, metal.

Температура, является одним из основных физических свойств, которую необходимо знать для научных исследований, и в различных областях техники. В принципе измерения температуры заложено фиксирование изменения физической величины: объема, линейного и объемного размера вещества, электрического сопротивления металла или полупроводника, величины –термо-ЭДС, пар металлов или полупроводников и т.д., с изменением температуры. На этой основе изготовлены и работают: жидкостные термометры, термометры сопротивления, биметаллические пластины, термопары и т.д.

Анализ литературных источников показал, что существуют различные методы, а также способы определения температуры [1-3]. Исследовались различные типы термопреобразователей, такие как, термометры сопротивления, термопары и терморезисторы [1-3], их чувствительность, стабильность, воспроизводимость, а также, диапа-

зоны измеряемых температур. Стабильные значения термического коэффициента сопротивления имеют: платина, никель, медь, вольфрам, алюминий, железо, золото, серебро и т.д.

Одного высокого значения термического коэффициента сопротивления недостаточно, материал должен быть однородным, коррозионноустойчивым и иметь высокое удельное электрическое сопротивление. Как правило, чаще всего термометры сопротивления, изготавливают из чистой платины, меди, никеля, размещая их в герметичные и защитные чехлы из металла или из стекла. Они выпускаются в виде эталонных и образцовых термометров сопротивления [4], с индивидуальной градуировкой.

Термометры сопротивления, обладают высокой чувствительностью, позволяют фиксировать изменения температуры в  $0,001^\circ$  [3]. Точность измерения температуры термометрами сопротивления может быть и еще выше, по собственной шкале термометра. Часто в качестве термометра сопротивления могут быть использованы и незащищенные нити из металлов (чистая платина, медь, никель и др.), для определения температуры или перепада температуры.

Как правило, чаще всего используют тонкие провода, с диаметром от 5 мкм до 100 мкм. Так, например, при измерении теплопроводности методом нагретой нити, в качестве нити, служащей одновременно и нагревателем и термометром сопротивления, используют нити диаметром от 5 мкм. до 100 мкм. из чистой платины, никеля, вольфрама, тантала.

Термометры сопротивления, можно изготовить из металлов с низкими, но стабильными значениями термического коэффициента сопротивления. Термометры сопротивления включаются в мостовые схемы, изменение сопротивления в проводе с температурой, определяется с высокой точностью. Термометры сопротивления имеют определенные размеры и геометрию. Более компактными устройствами для измерения температуры, являются термоэлектрические преобразователи – термопары рис.1.

В основе работы термопары заложен термоэлектрический эффект, открытый Зеебеком [1]. Суть эффекта, заключается в том, что в цепи двух различных проводников (полупроводников), соединенных замкнуто (рис. 1) появляется ток, создающей термоэлектродвижущей силой (термо-ЭДС Зеебека).

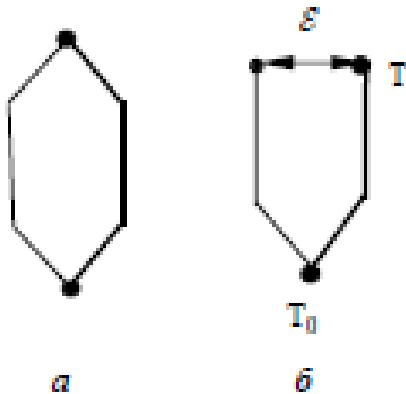


Рис.1. Термопара

Место соединения термоэлектродов называется спаем. Если разомкнуть один из спаев, и цепь подсоединить к измерительному прибору, то можно оценить значение термо-ЭДС, выдаваемой термопарой – рис.1.б.

Термопары имеют малые габариты, и широко используется в технике и при научных исследованиях – при измерении теплофизических свойств. Термо-ЭДС проводников (металлов, сплавов, полупроводников) по отношению к платине [1-3], приведены в ГОСТ Р 8.585 – 2001.



Термопары являются удобными термопреобразователями при измерении температуры. Изучены различные типы термопар: платина – платинародиевая, вольфрам – вольфрамрениевая, хромель – алюмелевая, хромель – копелевая, медь константановая (медно-никелевый сплав). При изготовлении термопар, надо умело и тщательно выбирать материалы - термоэлектроды, из которых изготавливают термопары. Надо учитывать термо-ЭДС, выдаваемую термоэлектродом, среду их использования, интервалы температур применения, влияние высоких давлений. Не желательно попадание агрессивной среды на термоэлектроды. Надо, чтобы материалы, из которых изготовлены термопары, были стабильными и имели термоэлектрическую однородность. Платина, медь, никель, вольфрам, являются термоэлектрически однородны, а хромель, копель, алюмель, константан - неоднородны.

При измерении температуры, с использованием термопреобразователей, встает вопрос о точности измерения температуры. При изготовлении термопар, желательно, чтобы: термоэлектроды были максимально однородны (термопара медь-константан); не деформированы; размещены в однородном температурном поле; индивидуально градуированы по платиновому термометру сопротивления; выводились через капилляры в автоклаве, при измерении температуры в установках высокого давления.

Измерять абсолютную температуру термопарой, с рабочим спаем в веществе, и с другим спаем, в сосуде со льдом. Для измерения разности температур применять дифференциальные термопары, у которых точность измерения на порядок выше [5], и достигает  $0,005^\circ$ . При применении термопар. их термо-ЭДС измерять компенсационным методом. С использованием потенциометров.

Дифференциальные термопары, могут иметь различные формы – рис.2.

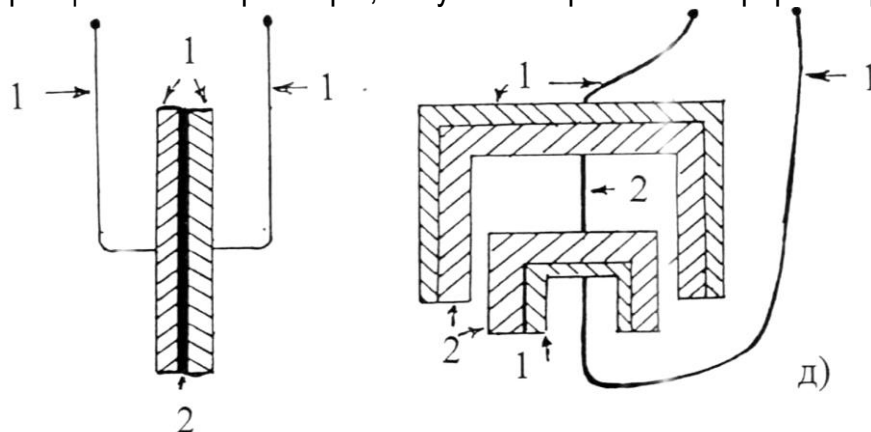


Рис.2. Дифференциальные термопары разной формы из термоэлектродов 1 и 2: а) проволоки-пластины (диска)- пластины (диска)-проволоки; б) проволоки-стакана-проволоки-стакана-проволоки в различных устройствах для измерения теплофизических свойств веществ

#### Список литературы

1. Геращенко О. А., Федоров В. Г. Тепловые и температурные измерения. Справочное руководство.- Киев: Наукова Думка, 1965. - 304с.
2. Анатычук Л. И. Термоэлементы и термоэлектрические устройства. Справочник. – Киев.: Наукова Думка, 1979. – 766 с.
3. Температурные измерения. Справочник. / Геращенко О.А., Гордов А.Н., Лах В.И. - Киев: Наукова Думка, 1989. – 496с.
4. ГОСТ Р 8.625 2006 Термометры сопротивления из платины, меди и никеля.

5. Сергеев О.А. Метрологические основы теплофизических измерений. – М.: Изд-во стандартов, 1972. – 232с.

УДК 658.562

## **ПРОТИВОРЕЧИВОСТЬ ТРЕБОВАНИЙ ПО ТЕСТОПРИГОДНОСТИ УЗЛОВ МИКРОЭЛЕКТРОННЫХ ИЗДЕЛИЙ И РЕКОМЕНДАЦИИ ПО ИХ ОБЕСПЕЧЕНИЮ**

*Ирзаев Г.Х.*

*Дагестанский государственный технический университет  
Махачкала, Россия  
irzajev@mail.ru*

Рассмотрены современные методы контроля качества функциональных узлов изделий микроэлектроники, их достоинства и недостатки. Предложены рекомендации по повышению эффективности контроля тестопригодности узлов, выбору контрольных точек, легкоосъемности.

**Ключевые слова:** тестопригодность, функциональный узел, рентген-контроль, внутрисхемное тестирование, периферийное сканирование, внутрисхемное тестирование, контрольная точка.

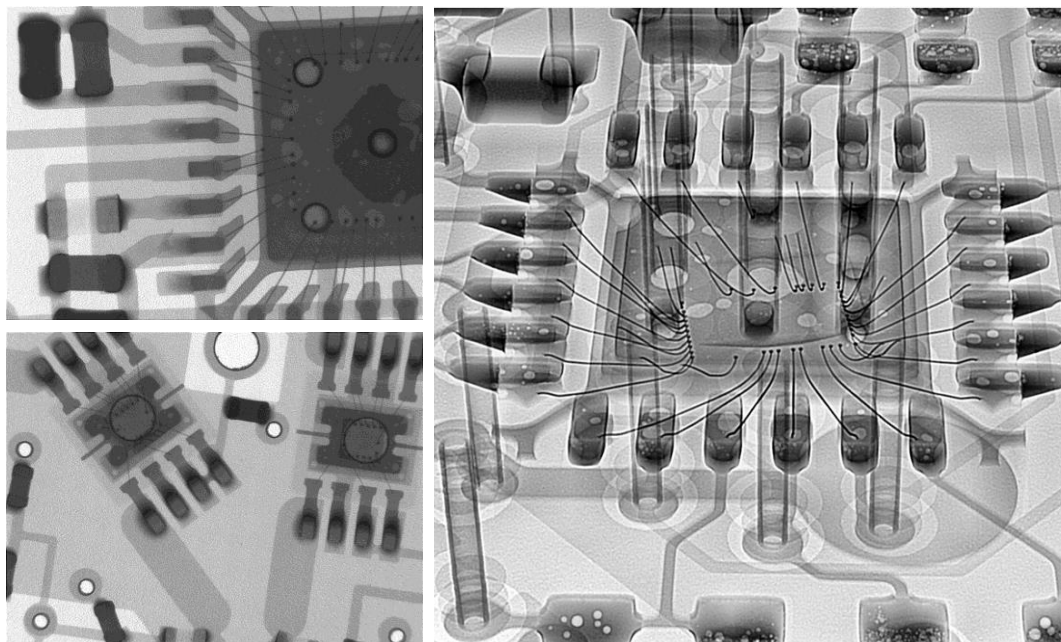
Modern methods of quality control of functional units of microelectronic products, their advantages and disadvantages are considered. Recommendations are proposed for improving the efficiency of testing the testability of nodes, the choice of control points, and ease of removal.

**Key words:** testability, functional unit, x-ray control, in-circuit testing, peripheral scanning, in-circuit testing, checkpoint.

Современные методы контроля изделий микроэлектроники делятся на две группы: рентген-контроль и электрический контроль. Рентген-контроль радиоэлектронных компонентов, печатных плат и электронных блоков с помощью рентген-аппарата с цифровым детектором реализует неразрушающую диагностику, как до проведения операций монтажа, так и после сборки модулей, блоков и изделий. Осуществляется контроль внутреннего состояния полупроводниковых приборов, качества изготовления печатной платы, соединений пайкой на наличие пустот, замыканий, форму галтелей, смещение выводов, качество металлизации переходных отверстий, разварки соединительного проводника кристалл-рамка и другие дефекты (рис. 1). Рентген-контроль особенно эффективен при наличии в изделиях микросхем в корпусах flip-chip и BGA.

Особых требований к контролепригодности изделий микроэлектроники, подвергающихся рентген-контролю не предъявляется, однако необходимо отметить, что ограничителем проведения такой диагностики могут стать высокая плотность монтажа элементов. Корпуса компонентов, выводы могут закрывать некоторые области инспекции. Хотя в последнее время производители рентгеновских систем улучшают характеристики контрастности, резкости за счет микрофокусных и нанофокусных трубок,

придают функции контроля образца под разными углами, инспекции элементов с топологией менее 1 мкм. Надо признать, что характер и размеры дефектов заранее регламентированы, метод и приборы не являются универсальными и не удовлетворяют в полном объеме требованиям практики из-за ограниченной чувствительности приборов.



*Рис. Результаты диагностики микросборок с помощью рентгеновского контроля*

Более широкое применение находят электрические методы контроля, в частности, функциональный контроль (FT – functional test), внутрисхемное тестирование (ICT – incircuit test) и периферийное сканирование (BS – boundary scan).

Функциональный контроль позволяет определить работоспособность отдельных блоков и всего устройства. Реализация автоматизированного контроля такого вида требует изготовления специализированной оснастки в виде стендов диагностики с тестирующими эмуляторами. В российских условиях, когда предприятия выпускают микроэлектронные изделия мелкими сериями, а то и единичными экземплярами, экономическая целесообразность проектирования и изготовления таких стендов снижается. Функциональный контроль позволяет подавать питающее напряжение и контролировать ток потребления в контрольных точках, подавать и проверять сигналы управления на соответствие их нормированным значениям, подавать и принимать цифровые сигналы с обработкой результатов. Возможна реализация и сложных алгоритмов диагностики.

Функциональный контроль требует на этапах проектирования закладки контрольных точек и площадок для съема сигналов игольчатыми пробниками. В условиях плотного монтажа компонентов в блоках и на печатных платах компоновочные решения проектировщика и разработанная топология должны позволять размещение заранее рассчитанного неизбежного количества точек съема электрических сигналов. Затраты на обеспечение тестопригодности при разработке печатных плат и блоков незначительны, однако они способны сильно повлиять на сокращение затрат при про-

ведении испытаний, регулировочно-настроечных работ при техническом обслуживании и ремонте конечного изделия.

Внутрисхемное тестирование предполагает измерение параметров смонтированного на поверхности платы компонента без его демонтажа или отключения от цепей питания. При выполнении внутрисхемных измерений по отношению к пассивным компонентам (резисторам, конденсаторам, индуктивностям и т.д.) нет необходимости подавать питание на тестируемую печатную плату. А для активных цифровых и аналоговых элементов внутрисхемные измерения проводят при включенном питании. ICT-контроль позволяет обнаруживать производственные дефекты типа «короткое замыкание» или «обрыв» на плате, отсутствие компонентов или несоответствие номиналов, деформацию выводов, неправильную полярность, соответствие печатного узла конструкторской документации и др. [1].

Внутрисхемное тестирование дает возможность контролировать активные компоненты и контакты разъемов путем их «прозвонки», программировать флэш-память, микроконтроллеры. Особенностью тестеров ICT является необходимость в применении специального игольчатого адаптера, обеспечивающего согласование фиксированного местоположения тестовых игловок собственно тестера ICT с местоположением контактных площадок на поверхности тестируемой платы. Иногда при смещении компонентов на плате приходится совершенствовать адаптер, приспособив его к новому расположению элементов, что влечет за собой непредвиденные расходы. По этой причине на этапе отладки и при мелкосерийности производства применение внутрисхемного тестирования нецелесообразно и экономически невыгодно. Часто проведенная на этапах проектирования предварительная оптимизация размещения контактных площадок на тестируемой печатной плате и минимизации их количества весьма существенно влияет на тестопригодность схемы. Такой анализ желательно выполнить до начала этапа разводки печатной платы с целью максимального покрытия комплексным тестированием по методам внутрисхемного тестирования и периферийного сканирования, компонентов функциональных узлов [2].

Метод периферийного сканирования появился как альтернатива функциональному методу в условиях миниатюризации, когда из-за повышения плотности монтажа элементов на печатных платах трудно отводить специальные площадки для контакта игольчатых пробников тестера. Периферийное сканирование позволяет проверить целостность соединений и выявить дефекты в цепях. Цепь считается сканируемой, если она управляется и считывается при помощи ячеек периферийного сканирования, входящих в состав JTAG-компонентов. В структуру кристалла компонента добавляют регистры периферийного сканирования и управляющую этими регистрами тестовую логику, выведенную через проводной интерфейс на разъем изделия. Таким образом, обеспечивается доступ к каждому выводу компонента независимо от типа корпуса и возможность его тестирования. Для реализации данной технологии необходимо придерживаться при проектировании изделия правил проектирования печатных узлов с особенностями применения технологии периферийного сканирования. Особенностью периферийного сканирования при контроле является необходимость подачи питания на устройство, кроме того предпочтение при монтаже необходимо отдавать компонентам, поддерживающим стандарт IEEE 1149.1 и имеющим BSDL-файл, описывающий

JTAG-структуру компонента. Связи между элементами схемы могут видоизмениться и даже появиться дополнительные элементы, не несущие функциональной нагрузки, но обеспечивающие тестирование.

Проектировщик задает расположение контрольных точек (testpoints) на плате в зависимости от таких факторов, как режим испытаний (испытания печатной платы без смонтированных компонентов, внутрисхемные испытания и т.д.) и метод испытаний (автоматизированное испытание с помощью летающих пробников и матрицы игольчатых контактов, ручное испытание и т.д.). Например, при испытаниях печатной платы, когда на ней нет смонтированных компонентов, в качестве контрольных точек могут использоваться любые контактные площадки и переходные отверстия. Тем не менее, места выбора контрольных точек для проведения внутрисхемных испытаний будут другими. Когда на плате смонтированы компоненты, для пробников может не быть доступа к контактным площадкам компонентов и, конечно же, для них не будет доступа к контактным площадкам и переходным отверстиям под компонентами.

#### **Список литературы**

1. Внутрисхемный контроль печатных узлов и электронных блоков: сайт А-Контракт. [Электронный ресурс] // URL: <https://a-contract.ru/produkcija/kachestvo-produkcii-a-kontrakt/vnutriskhemnyi-kontrol>. (дата обращения: 11.12.2022).
2. Городецкий А., Курилан Л. Введение во внутрисхемное тестирование // Производство электроники: технологии, оборудование, материалы. 2010. № 2. С. 67-71.

УДК 621. 383. 4

## **РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ПОТЕНЦИАЛА НА ПОВЕРХНОСТИ ПОЗИЦИОННО-ЧУВСТВИТЕЛЬНОГО ФОТОПРИЕМНИКА НА ОСНОВЕ СЛОЕВ CdSe**

*Чукита В.И., Воронов А.В., Винковский А.В., Косюк Н.В.*

*Приднестровский государственный университет им. Т. Г. Шевченко  
Тирасполь  
chykita@mail.ru*

*Разработана физическая модель 7-контактного позиционно-чувствительного фотоприёмника, построены её экспериментальные потенциальные диаграммы чувствительности. Показано преимущество 7-контактного перед 5-контактным ПЧФ.*

**Ключевые слова:** 7-контактный ПЧФ, координатная чувствительность, потенциальная диаграмма, электронный коммутатор.

*A physical model of a 7-pin position-sensitive photodetector has been developed, and its experimental potential sensitivity diagrams have been plotted. The advantage of the 7-pin over the 5-pin PSD is shown.*

**Keywords:** 7-pin PSD, coordinate sensitivity, potential diagram, electronic switch

В ряду важных задач, стоящих перед современной полупроводниковой электроникой, имеются такие, которые связаны с научными разработками и исследованиями новых типов позиционно-чувствительных фотоприёмников (ПЧФ), особенностью которых является линейная зависимость выходного сигнала от пространственного положения светового луча на поверхности фотоприемника [1]. В данном случае речь идет о создании полупроводниковых фотоприёмников, обладающих возможностью не только обнаруживать наличие излучения, но и определять с высокой точностью в режиме реального масштаба времени местоположение (координаты) облучённой области, способных составить альтернативу или конкуренцию уже существующим ПЧФ [2]. При этом важно, чтобы новые полупроводниковые ПЧФ отличались менее затратной технологией изготовления и характеризовались чувствительностью к оптическому излучению в видимой области спектра.

Характер координатной зависимости чувствительности к свету исследуемых фотоприемников определяется особенностью распределения потенциала по поверхности полупроводника при протекании вдоль него электрического тока. В работах [3,4] получено аналитическое выражение зависимости выходного напряжений  $U_{13}$  и  $U_{34}$  от координат пятна засветки для пяти контактных ПЧФ.

$$U_{13} = Ax'' \cdot \frac{1+r_{00}^2-2\sqrt{2}y''}{[(1+r_{00}^2)^2-4y''^2][(1+r_{00}^2-2\sqrt{2}y'')^2-2x''^2]}; \quad (1)$$

$$U_{34} = Ay'' \cdot \frac{1+r_{00}^2-2\sqrt{2}y''}{[(1+r_{00}^2)^2-4y''^2][(1+r_{00}^2-2\sqrt{2}x'')^2-2y''^2]} \quad (2)$$

где  $A = \frac{\delta\sigma}{\sigma} \cdot \frac{I}{\sigma \cdot \pi \cdot d}$ ;

$x = r_0 \cos\theta$ ;  $y = r_0 \sin\theta$ ;  $r_{00} = \sqrt{(x'')^2 + (y'')^2}$ ;  
 $x'' = x/R$ ,  $y'' = y/R$ .

Соотношения (1) и (2) определяют разность потенциалов, возникающую под действием освещения и при малых и средних значениях  $r_0$  являются линейными функциями смещения  $U_{13} \sim Ax$  и  $U_{34} \sim Ay$ . Анализ теоретической и экспериментальной зависимости  $U_{13}$  от смещения светового зонда по оси  $X$  ( $y=0$ ) позволяет определять координаты по оси  $X$  в интервале  $x = (-5,0 \div +5,0)$  мм (рис. 1. а), и по оси  $Y$  ( $x=0$ ) в интервале значений  $y = (-1,0 \div +1,0)$  мм (рис. 1. б). Область линейной зависимости выходного напряжения  $U_{34}$  крайне мала (рис. 1. б) а, следовательно, малоприспособна для практических задач.

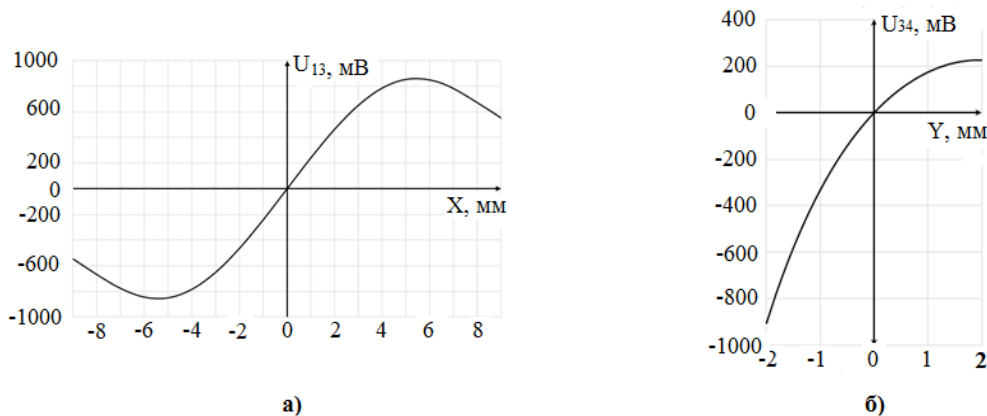


Рис. 1. Теоретические зависимости выходного напряжения от смещения светового зонда для 5-ти контактного ПЧФ: а)  $U_{13}$  по оси  $X$  ( $y=0$ ); б)  $U_{34}$  по оси  $Y$  ( $x=0$ )

Исходя из этого, предложена модель 7-контактного ПЧФ, у которого дополнительно при  $\theta_7=0^\circ$  и  $\theta_6=180^\circ$  нанесены два контакта 6 и 7. С помощью электронного коммутатора обеспечивается переключение электрических контактов по заданной программе. Использование дополнительных контактов 6 и 7 дает возможность применять выходную характеристику  $U_{13}$  дважды. Такое решение позволяет расширить область линейности 7-контактного ПЧФ по сравнению с 5-контактным.

В качестве объекта исследования ПЧФ использованы фоточувствительные слои CdSe выращенные методом термического испарения в квазизамкнутом объеме в вакууме ( $P \leq 10^{-4}$  Па) на подложках слюды. Методика выращивания слоев изложена в наших статьях [5,6]. Они имели форму диска радиусом  $R=9$  мм и толщину 6 мкм.

Исследуемый образец ПЧФ помещался в светонепроницаемую камеру. Оптическое зондирование поверхности осуществлялось по кругу твердотельным лазером с длиной волны  $\lambda = 630$  нм и средней мощностью  $P = 5$  мВт. Луч лазера направлялся под углом  $90^\circ$  к поверхности фотоприемного элемента и фокусировался в пятно диаметром 0,5 мм.

Выходное напряжение 7-контактного ПЧФ зависело от местоположения, радиуса и интенсивности светового пятна, а также от величины тока  $I_{вх}$ . Потенциальные диаграммы ПЧФ измеряли при температуре 300 К.

На рис. 3 а) приведены экспериментальные потенциальные диаграммы напряжения  $U_{13}(x)$ , для трех безразмерных радиусов оптического зондирования  $r_{00}$ . Направление входного тока  $I'$  через контакты 5 и 2 указано на рис. 3 б). Значение тока через образец составляло 2 мкА. Выходное напряжение  $U_{13}$  снималось с контактов 1 и 3. В точке с координатой  $x=0$  выходной сигнал был равен нулю для всех значений  $y$ . Знак выходного сигнала  $U_{13}$  определялся направлением тока. На рис. 4 а) приведены экспериментальные потенциальные диаграммы напряжения  $U_{34}(y)$ , для трех безразмерных радиусов оптического зондирования  $r_{00}$ . Направление входного тока  $I'$  через контакты 6 и 7 указано на рис. 4 б). Выходное напряжение  $U_{34}$  снималось с контактов 3 и 4. В точке с координатой  $y=0$  выходной сигнал был равен нулю для всех значений  $x$ .

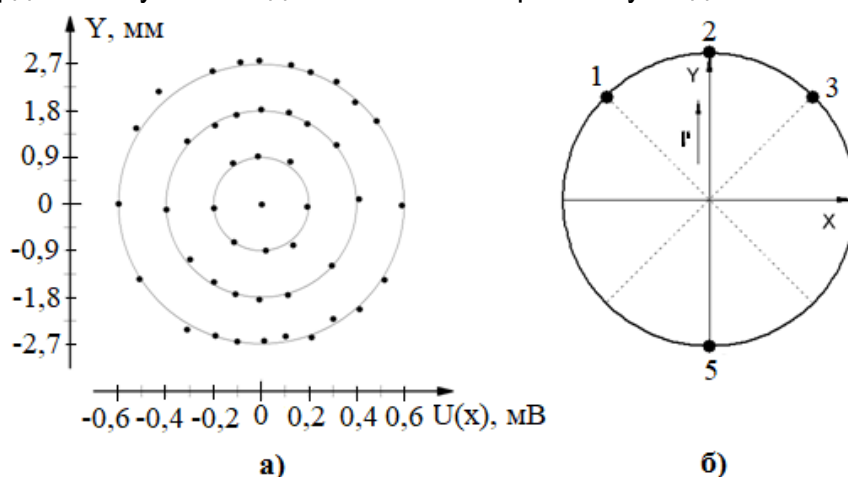


Рис. 3. а). Экспериментальная потенциальная диаграмма напряжения  $U_{13}(x)$  при  $r_{00}=0,1; 0,2; 0,3$ ; б). Схема коммутации электрических контактов

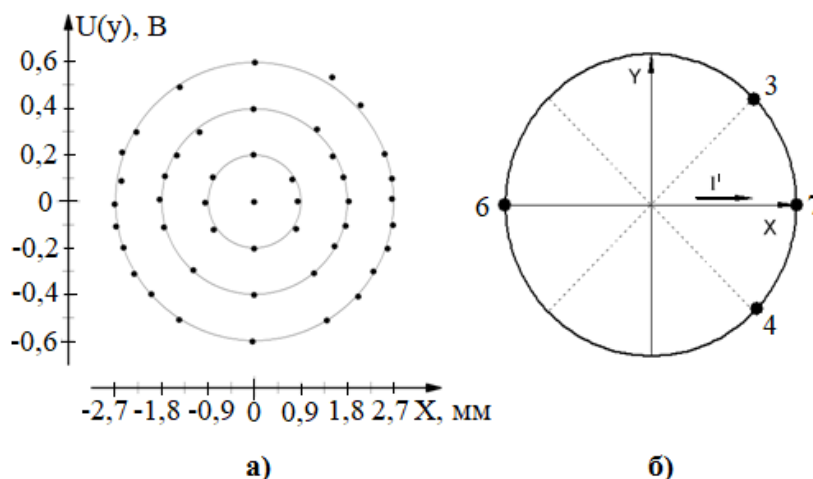


Рис. 4. а). Экспериментальная потенциальная диаграмма напряжения  $U_{34}(y)$  при  $r_{00}=0,1; 0,2; 0,3$ ; б). Схема коммутации электрических контактов

Полученные результаты измерения потенциальных диаграмм (рис. 3,4) дают основание полагать, что выходные напряжения ПЧФ при радиусе  $r_{00} < 0,3$  линейны и



зависят только от одной из координат, для  $U_{13}$  это координата  $x$ , а для  $U_{34}$  это координата  $y$ .

Таким образом, появляется возможность расширения линейной области чувствительности 7-контактного ПЧФ по сравнению с 5-контактным. За счет дважды использования более эффективной характеристики  $U_{13}$  динамический диапазон чувствительности ПЧФ расширяется более чем в 6 раз.

#### Список литературы

1. Самарин. А.А. Позиционно-чувствительные фотодатчики // Электронные компоненты. – 2003. – №7. – С. 103 – 105.
2. Чукита В.И., Сенокосов Э.А., Фещенко В.С. Цифровой двухкоординатный позиционно-чувствительный фотоприемник на основе эпитаксиальных слоев CdSe/слюда // Вестник Приднестровского государственного университета – 2019. №3 (57). С 19 – 24.
3. Ключанов А.А., Сенокосов Э.А., Сорочан В.В., Цирулик Л.Д. Двухкоординатные фотодатчики на основе однородных проводящих полупроводниковых пленок // ЖТФ, – 2003. Т. 73. В. 5. С. 123 – 125.
4. А.с. СССР, № 1499119. Устройство для определения координаты светового пятна / А.А. Ключанов, Э.А. Сенокосов, А.Н. Усатый, В.М. Федоров (СССР). Заявка - № 4196042, приоритет от 7.01.87., опубл. 8.04.89, Бюл. №29, ил.
5. Чукита В.И., Сенокосов Э.А., Суринов В.Г. и др. Спектры экситонной люминесценции и электрофизические характеристики фоточувствительных слоев CdSe, выращенных на слюде в квазизамкнутом объеме // Неорганические материалы. 2021. Т. 57. № 7. С 700 – 704.
6. Чукита В.И. Выращивание эпитаксиальных слоев селенида кадмия на подложках слюды // Научные исследования: итоги и перспективы. 2021. Т. 2. № 1. С 28 – 37.

УДК 621.315.592

## ОПТОЭЛЕКТРОННЫЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ ИК-ПРИЕМНИКИ НА ОСНОВЕ КРИСТАЛЛОВ $CdS_xSe_{1-x}$ .

Хамидов М.М.<sup>1</sup>, Рабаданов М.Х.<sup>1</sup>, Магомедов Н.Н.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> ФГБОУ ВО «Дагестанский государственный университет».

<sup>2</sup> ФГБОУ ВО «Дагестанский государственный технический университет».  
Махачкала, Россия

*В работе представлены технологические условия получения и результаты исследования параметров высокочувствительных фоторезисторов в ближней ИК - области спектра, работающих в отличие от существующих, до высоких ( $T=410K$ ) температур без охлаждения.*

**Ключевые слова:** фоторезистор, ВАХ, высокотемпературная, ИК, примесь

*The paper presents the technological conditions for obtaining and the results of studying the parameters of highly sensitive photoresistors in the near-IR region of the spectrum, operating, in contrast to the existing ones, up to high ( $T = 410K$ ) temperature without cooling.*

**Keywords:** photoresistor, CVC, high temperature, IR, impurity

Имеющие в настоящее время приемники излучения, в ближней ИК области спектра, характеризуются или сложной структурой и технологией получения, или же для их эффективной работы при более высоких температурах необходима наличие

дополнительной системы охлаждения. В связи с чем, получение и исследование неохлаждаемых приемников ближнего ИК диапазона, работающих при более высоких температурах чем комнатных, без систем охлаждения, представляют большой практический интерес.

Известна высокая фоточувствительность фоторезисторов на основе сульфоселенидов кадмия, но по литературным данным, разработанные на их основе фотосопротивления работают в видимой области [1.2]

С учетом этого. нами были проведены исследования с целью поиска возможностей получения высокочувствительного и высокотемпературного ИК приемника на основе кристаллов  $CdS_xSe_{1-x}$  легированных различными примесями. В настоящем сообщении представлены результаты этих исследования и характеристики полученных нами высокочувствительных неохлаждаемых ИК приемников, работающих до 410 К.

Приемники были получены одновременным легированием низко омных кристаллов  $CdS_xSe_{1-x}$  несколькими примесями (Cu, Se и Sb). Для этого предварительно на поверхность кристалла, методом электролиза из общего этанолового раствора хлоридов примесей наносилась пленка. Для исключения процессов гидролиза в раствор добавлялась несколько капель HCl. Термоотжиг, с целью легирования кристаллов с нанесенным слоем примесей, осуществлялся в инертной среде гелия или же в вакуумированных кварцевых ампулах при температуре порядка 800С°. После этих технологических процедур кристаллы становились высокоомными и фоточувствительными.

Исследование кристаллов проводилось методами примесной и индуцированной примесной фотопроводимости (ПФ.ИПФ) на экспериментальной автоматизированной спектральной установке собранной на базе двух дифракционных монохроматоров типа МДР-42. Экспериментальная установка позволяет провести исследования в пределах  $\lambda=0,2-10$  мкм и  $T=75-500$ К.

Для проверки качество контактов, которые получались методом сплавления индия на свежесколотые боковые грани образца, были исследованы вольтамперные характеристики (ВАХ) кристаллов.

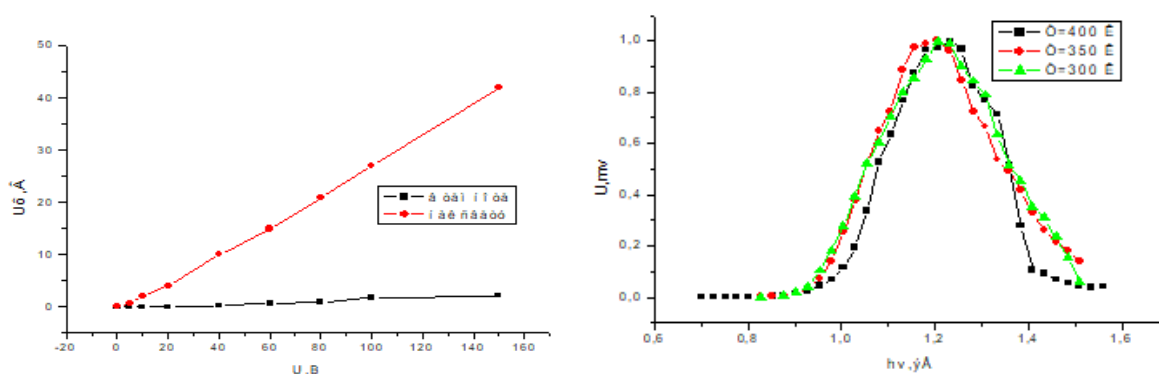


Рис.1. а) ВАХ на свету  $h\nu=1,2$ эВ и в темноте, б) спектры ПФ в кристаллах  $CdS_xSe_{1-x} : Cu, Se, Sb$  при различных температурах

Как видно из рис.1(а), ВАХ исследованных образцов, как на примесном свету  $h\nu=1,2$  эВ, так и в темноте ( $T=300$ К), не зависимо от полярности приложенного направления, имели линейный характер, что является доказательством омичности контак-

тов, а следовательно отсутствия их влияния на количественные характеристические параметры фотосопротивлений.

Как видно из рис.1б, спектральные характеристики фотопроводимости полученных фоторезисторов не испытывают существенных изменений с температурой. Так, как ширина запрещенной зоны исходных кристаллов  $CdS_xSe_{1-x}$  меняется в пределах 1,88-2,4 эВ в зависимости от  $x$ , а красная граница спектральных полос, как видно из приведенных спектров, соответствует значению  $h\nu=1,0$  эВ, можно утвердить, что наблюдаемая чувствительность исследованных кристаллов к ИК свету имеет явно выраженный примесный характер.

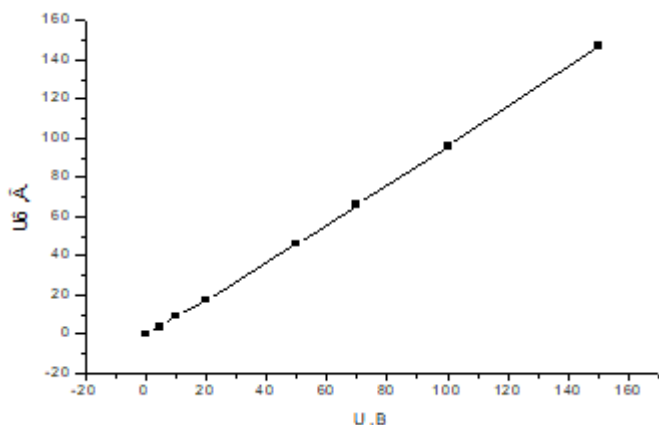


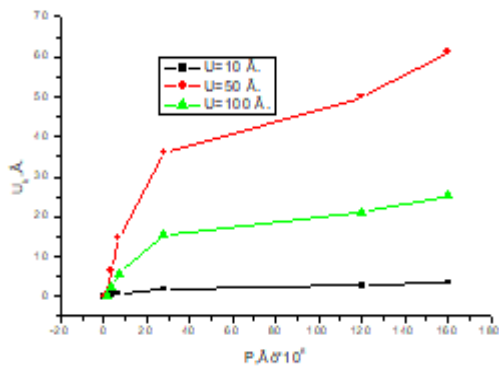
Рис. 2. Зависимость фотонапряжения от приложенного к кристаллу напряжения.

На рис. 2 представлена зависимость примесного фотонапряжения  $U_{\phi}$  от приложенного к образцу поля  $U$ . Для данного образца, как видно из рис. 2, эта зависимость имеет, как и ВАХ, линейный характер с коэффициентом наклона порядка 0,7. Этот факт указывает на высокую чувствительность полученных фоторезисторов.

Вольт – ваттные характеристики (рис.3.а) кристаллов с ростом интенсивности ИК облучения испытывают насыщение, что является особенностью фотопроводимости обусловленной фотоионизацией примесных центров, концентрация электронов на которых намного порядков меньше чем в валентной зоне. Из представленных графиков, видно, что характер этой зависимости не меняется с изменением величины приложенного напряжения.

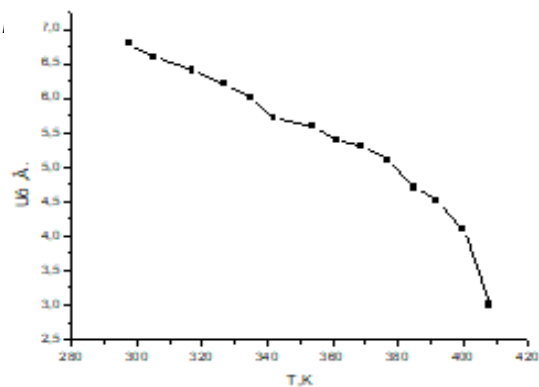
Температурная зависимость примесной фотопроводимости в полученных образцах имеют вид представленной на рис.3б. Как видно из рис.3(б) величина полезного сигнала при приложенном напряжении  $U=10$ В. с ростом температуры до 410К монотонно уменьшается, что также характерна для примесной фотопроводимости.

На основе приведенных данных можно отметить, что приборы основанные на использовании этих датчиков будут сохранять свои рабочие параметры, хотя с незначительными изменениями, до температур порядка 410 К. Кроме того следует отметить возможность сильного роста примесного фотосигнала за счет приложенного напряжения, как это видно из рис.2.



а

ис.3  
. а)  
вольт-ватт-ные характеристики,



б

б) температурная зависимость примесного фотосигнала.

Очевидно, что высокотемпературная фоточувствительность в примесной области кристалла, соответствующей ближней ИК участку спектра, связана с тем, что глубокий примесный уровень  $E_c - 1,0$  эВ в запрещенной зоне  $\text{CdS}_x\text{Se}_{1-x}$  перебивает при этих условиях в равновесно заселенном состоянии. Сечение захвата электрона центра порядка  $S=10^{-16}\text{см}^2$ , что является характерной особенностью для нейтрального центра.

По литературным данным [3] Си в позиции замещения Cd является акцептором и формирует над валентной зоной кристаллов центр с уровнем энергии порядка  $E_v+0,68\text{эВ}$ . и сечением захвата электрона  $10^{-19}\text{см}^2$  [4] характерной для отталкивающего центра. В междоузельной позиции медь формирует донорный центр с энергетическим уровнем  $E_c-0,27\text{эВ}$ . и сечением захвата электрона  $10^{-13}\text{см}^2$ [4] характерной для притягивающих центров. Элементы Sb и Se являются соответственно акцепторным и донорным примесями. Сурьма замешает серу или же селен, а церий замешает кадмий. С учетом этой информации очевидно, что в отдельности эти примеси не могут формировать в исследованных кристаллах наблюдаемый изолированный центр.

Основной вывод, который вытекает из сказанного заключается в том, что обнаруженный в исследованных кристаллах  $\text{CdS}_x\text{Se}_{1-x}$  центр, ответственный за высокую чувствительность вплоть до температур выше комнатных, представляет собой нейтральный комплекс с возможным участием как собственных, так и примесных дефектов. Для установления физико-химической природы центров ответственных за наблюдаемые эффекты необходимы дальнейшие детальные перепаративные и физико-химические исследования.

Представленные в данном сообщении результаты (высокая вольт-ваттная чувствительность, температурный диапазон работы, спектральная область чувствительности) могут быть использованы как основа для конструирования высокотемпературных неохлаждаемых фотоприемников для ближней ИК области спектра.

#### Список литературы

1. RU 162 566 U1, 20.06.2016.
2. RU 164 854 U1, 20.09.2016.

3. Aven M., Prener J.S. Physics and Chemistry of II-VI Compounds// Amsterdam.- 1967. (Перевод под ред. С.А. Медведева - Физика и химия соединений  $A^2B^6$ . М.: "Мир".- 1970.)

4. Ризаханов М.А., Хамидов М.М. Фотоэлектрически активные и неактивные медленные центры прилипания электронов в кристаллах ZnSe. // ФТП.- 1993.- т. 27.- № 5.- С. 721-727.

УДК 538.91; 621.373.8

## САМОСОГЛАСОВАННОЕ РЕШЕНИЕ УРАВНЕНИЙ ШРЕДИНГЕРА И ПУАССОНА В КВАНТОВОРАЗМЕРНОЙ ГЕТЕРОСТРУКТУРЕ 2-ГО ТИПА cdS/ZnSe

Юнусова Н.Р.<sup>1,2</sup>, Козловский В.И.<sup>1,2</sup>, Бутаев М.Р.<sup>2</sup>, Скасьрский Я.К.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»

<sup>2</sup>Физический институт им. П.Н. Лебедева РАН

naida.yunusova1994@mail.ru

*Приведены результаты моделирования наноразмерной гетероструктуры 2-го типа CdS/ZnSe при различных уровнях возбуждения и при низкой температуре ( $T \approx 10$  К). Проведено сравнение расчетных спектров линий усиления с линиями люминесценции выращенной методом МOCVD гетероструктуры с аналогичными толщинами слоев квантовой ямы.*

**Ключевые слова:** Гетероструктура 2-го типа CdS/ZnSe, зонная диаграмма, квантовая яма, полупроводниковый дисковый лазер, интеграл перекрытия, катодолюминесценция.

*The results of modeling of a II type CdS/ZnSe heterostructure at various excitation levels and at low temperature ( $T \approx 10$  K) are presented. The calculated of the optical gain spectra are compared with the luminescence lines of a heterostructure grown by the MOCVD method with similar thicknesses of quantum well layers.*

**Keywords:** Type II CdS/ZnSe heterostructure, band diagram, quantum well, semiconductor disk laser, overlap integral.

Интенсивное развитие полупроводниковых дисковых лазеров (ПДЛ) связано с высокой мощностью излучения (~1-100 Вт), широким спектральным диапазоном длин волн (~УФ-ТГц), высоким качеством пучка (~5-10 мрад), относительно малым уровнем спонтанного шума, узкой шириной линии (<1 нм) и отсутствием релаксационных колебаний [1]. Благодаря этому, данный тип лазеров имеет решающее значение для широкого спектра применений в ряде научных и промышленных областей.

В настоящее время мы занимаемся исследованием ПДЛ, излучающих в синезеленой области спектра на основной частоте. В качестве активной области ПДЛ была выбрана гетероструктура (ГС) 2-го типа CdS/ZnSe. Гетероструктуры выращивались методом газофазной эпитаксии из металлоорганических соединений (metalorganic chemical vapour deposition (MOCVD)).

Целью данной работы является моделирование (расчет) гетероструктуры 2-го типа CdS/ZnSe с целью сравнения расчетных значений оптических переходов с линиями излучения (люминесценции) выращенных ГС. В данном сообщении приводится

результаты расчета ГС  $\text{ZnS}_{0.1}\text{Se}_{0.9}$  (~90 нм)/ $\text{ZnSe}$  (3 нм)/ $\text{CdS}$  (2 нм)/ $\text{ZnSe}$  (3 нм)/ $\text{ZnS}_{0.1}\text{Se}_{0.9}$  (~90 нм) при различных уровнях возбуждения и при низкой температуре ( $T \approx 10$  К). Расчетные спектры линий усиления сравниваются с линиями люминесценции выращенной гетероструктуры, состоящей последовательно из буферного слоя  $\text{ZnS}_{0.1}\text{Se}_{0.9}$  (~300 нм), трехслойной квантовой ямы (КЯ)  $\text{ZnSe}$  (3 нм)/ $\text{CdS}$  (2 нм)/ $\text{ZnSe}$  (3 нм) и покровного слоя  $\text{ZnS}_{0.1}\text{Se}_{0.9}$  (~80 нм).

Известно, что концентрация электронов и дырок в квантовых ямах (КЯ) реальных гетероструктур неодинакова. Это приводит к искривлению энергетических зон. Данное явление имеет существенную роль в гетероструктурах с разрывами зон второго типа, где из-за пространственного разделения носителей, перекрытие волновых функций электрона и дырки мало. Поэтому в таких гетероструктурах, наряду с уровнями энергий размерного квантования, также важно рассчитать интеграл перекрытия волновых функций электрона и дырки  $I$ , который непосредственно фигурирует в формуле для расчета материального коэффициента усиления [2]:

$$g(\hbar\omega) = C_g(\hbar\omega) \cdot \int_{E_{cv}}^{\infty} |M|^2 \cdot \rho_r^{QW} \cdot I^2 \cdot (f_e(E) - f_h(E) - 1) \cdot L(\hbar\omega, E) \cdot dE;$$

$$C_g(\hbar\omega) = \frac{\pi q_e^2 \cdot \hbar}{c_0 \cdot \epsilon_0 \cdot m_0^2 \cdot n_r \cdot \hbar\omega} \quad (1)$$

где:  $I$  – интеграл перекрытия волновых функций электрона и дырки,  $|M|^2$  – матричный элемент,  $\rho_r^{QW}$  – приведенная плотность состояний,  $f_e(E)$  и  $f_h(E)$  – функции распределения Ферми для электронов и дырок;  $L(\hbar\omega, E)$  – форма линии.

Исходная зонная диаграмма гетероструктуры 2-го типа  $\text{ZnS}_{0.1}\text{Se}_{0.9}/\text{ZnSe}/\text{CdS}/\text{ZnSe}/\text{ZnS}_{0.1}\text{Se}_{0.9}$  в невозбужденном состоянии схематически представлена на рис.1. Для простоты расчетов пренебрежен разрывом зон (~10 мэВ) между  $\text{ZnSe}$  и  $\text{ZnS}_{0.1}\text{Se}_{0.9}$  в зоне проводимости.

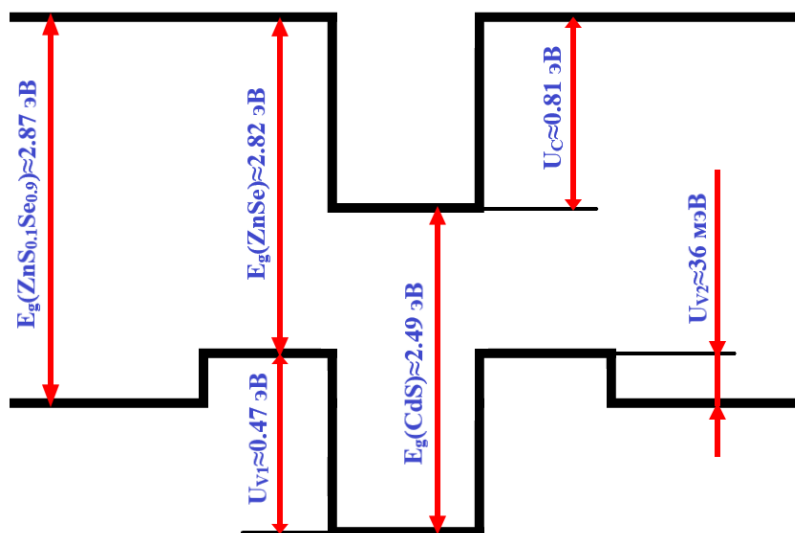


Рис.1. Зонная диаграмма гетероструктуры 2-го типа  $\text{ZnS}_{0.1}\text{Se}_{0.9}/\text{ZnSe}/\text{CdS}/\text{ZnSe}/\text{ZnS}_{0.1}\text{Se}_{0.9}$  в невозбужденном состоянии ( $T \approx 10$  К).

Для нахождения энергетических уровней электрона и дырки при низком уровне возбуждения решались уравнения Шредингера (2–3). При высоких уровнях же возбуждения ГС, необходимо решить систему уравнений Шредингера и Пуассона (2–4). Кроме того, также определены интегралы перекрытия электрона и дырки при рассматриваемых уровнях накачки.

$$\frac{\hbar^2}{2} \cdot \left[ \frac{d}{dz} \left( \frac{1}{m_e^*} \cdot \frac{d\psi_e(z)}{dz} \right) \right] + [E_{e1} - U_e(z)] \cdot \psi_e(z) = 0 \quad (2)$$

$$\frac{\hbar^2}{2} \cdot \left[ \frac{d}{dz} \left( \frac{1}{m_h^*} \cdot \frac{d\psi_h(z)}{dz} \right) \right] + [E_{h1} - U_h(z)] \cdot \psi_h(z) = 0 \quad (3)$$

$$\frac{d}{dz} \cdot \left[ \varepsilon \cdot \varepsilon_0 \cdot \frac{dV(z)}{dz} \right] + q_e \cdot \sigma \cdot \left[ \frac{\psi_e(z)}{\int_{-\infty}^{\infty} \psi_e(z) \cdot d(z)} - \frac{\psi_h(z)}{\int_{-\infty}^{\infty} \psi_h(z) \cdot d(z)} \right] = 0 \quad (4)$$

где:  $\varepsilon$  – диэлектрическая проницаемость структуры,  $U_e(z) = U_{0e}(z) + V(z)$ ,  $U_h(z) = U_{0h}(z) + V(z)$ ,  $U_{0e}(z)$  и  $U_{0h}(z)$  – потенциальная энергия соответственно для электрона и дырки согласно зонной диаграмме невозбужденной гетероструктуры.

При расчете ГС предполагалось, что гетерограницы между слоями в КЯ плавные, и потенциалы для электрона и дырки, которые отсчитываются соответственно от дна зоны проводимости и потолка валентной зоны барьерного слоя ZnSSe описываются непрерывной супергауссовой функцией  $A(z) = A_0 \cdot e^{-\left(\frac{z}{z_0}\right)^N}$ . Для определенности выбран степень супергауссовой функции  $N=20$ . Тогда с учетом разрывов и ширины запрещённых зон соответствующих слоев, исходные потенциалы для электрона и дырки при малом уровне накачки для ГС ZnS<sub>0.1</sub>Se<sub>0.9</sub>(~90 нм)/ZnSe(3 нм)/CdS(2 нм)/ZnSe(3 нм)/ZnS<sub>0.1</sub>Se<sub>0.9</sub>(~90 нм) можно представить следующими выражениями:

$$U_{0e}(z) = -0.81 \cdot e^{-(z)^{20}} \quad (5)$$

$$U_{0h}(x) = -2.87 - 0.43 \cdot e^{-(z)^{20}} + 0.036 \cdot e^{-\left(\frac{z-2.5}{1.5}\right)^{20}} + 0.036 \cdot e^{-\left(\frac{z+2.5}{1.5}\right)^{20}} \quad (6)$$

Расчеты проводились при низкой температуре ( $T \approx 10$  К) и для следующих уровней возбуждения гетероструктуры: 1 –  $0.1 \cdot 10^{12}$  см<sup>-2</sup>, 2 –  $0.5 \cdot 10^{12}$  см<sup>-2</sup>, 3 –  $1 \cdot 10^{12}$  см<sup>-2</sup>, 4 –  $2 \cdot 10^{12}$  см<sup>-2</sup>, 5 –  $3 \cdot 10^{12}$  см<sup>-2</sup>, 6 –  $4 \cdot 10^{12}$  см<sup>-2</sup>, 7 –  $6 \cdot 10^{12}$  см<sup>-2</sup>, 8 –  $8 \cdot 10^{12}$  см<sup>-2</sup>, 9 –  $10 \cdot 10^{12}$  см<sup>-2</sup>. В случае низкой температуры можно предположить, что все электроны и дырки находятся в нижних подзонах. При слабой накачке, зонная диаграмма гетероструктуры не подвержена искривлению. Самосогласованное решение уравнений (2–4) при высоких уровнях накачки достигалось последовательным решением уравнений до достижения сходимости с помощью математического пакета MathCAD. На рис. 2 представлены расчётные спектры оптического усиления гетероструктуры ZnS<sub>0.1</sub>Se<sub>0.9</sub>(~90 нм)/ZnSe(3 нм)/CdS(2 нм)/ZnSe(3 нм)/ZnS<sub>0.1</sub>Se<sub>0.9</sub>(~90 нм) при температуре 15 К и различных концентрациях неравновесных носителей.

Расчетная длина волны излучения данной ГС при концентрации неравновесных носителей  $\sigma_{e-h} \approx 0.1 \cdot 10^{12}$  см<sup>-2</sup> равна  $\approx 544$  нм ( $E_1 \approx 0.59$  эВ,  $H_1 \approx 17$  мэВ; отчет уровней размерного кантования идет от не искривлённого барьера). Интеграл перекрытия волновых функций электрона и дырки для данного уровня возбуждения ГС равен  $I \approx 0,28$  ( $I^2 \approx 0,08$ ).

При высоком же уровне возбуждения ( $\sigma_{e-h} \approx 10 \cdot 10^{12}$  см<sup>-2</sup>) расчетное значение длины волны излучения равно  $\approx 512$  нм ( $E_1 \approx 0.41$  эВ,  $H_1 \approx 55$  мэВ; отчет уровней размерного кантования идет от не искривлённого барьера). Интеграл перекрытия волновых функций электрона и дырки для данного уровня возбуждения ГС равен  $I \approx 0,44$  ( $I^2 \approx 0,22$ ).

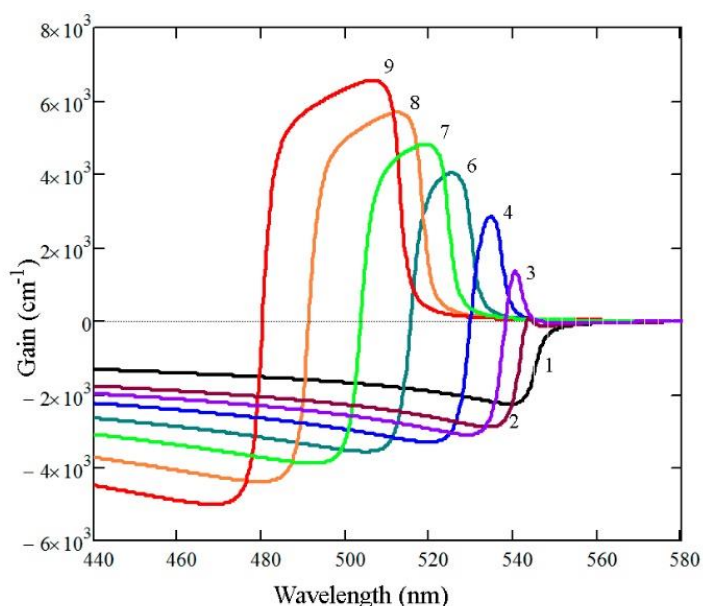


Рис. 2. Расчётные спектры оптического усиления гетероструктуры  $Zn_{0.1}Se_{0.9}$  (~90 нм)/ZnSe(3 нм)/CdS(2 нм)/ZnSe(3 нм)/ $Zn_{0.1}Se_{0.9}$  (~90 нм) при температуре 15 К и различных концентрациях неравновесных носителей: 1 –  $0.1 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$ , 2 –  $0.5 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$ , 3 –  $1 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$ , 4 –  $2 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$ , 5 –  $3 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$ , 6 –  $4 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$ , 7 –  $6 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$ , 8 –  $8 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$ , 9 –  $10 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$ .

Как видно, увеличение уровня накачки приводит к характерному для гетероструктуры II-ого типа сдвигу линии излучения в коротковолновую сторону, что связано с искривлением зонной диаграммы вблизи КЯ. Данный сдвиг наблюдалось на всех выращенных нами гетероструктурах. Также следует отметить, что повышение уровня накачки приводит к увеличению интеграла перекрытия волновых функций электрона и дырки.

На рис. 3 представлены спектры люминесценции выращенной ГС с аналогичными толщинами слоев КЯ при низкой температуре ( $T \approx 10 \text{ K}$ ) и при различных уровнях возбуждения. Линии излучения КЯ ГС на полувысоте при высокой и низкой накачке соответственно равны около 483 и 526 нм.

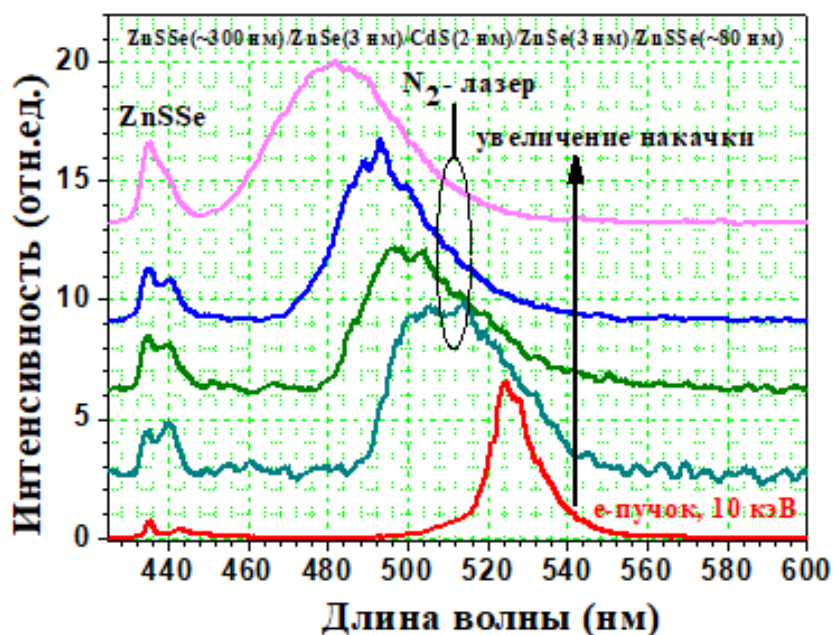


Рис. 3. Спектры люминесценции выращенной ГС  $Zn_{0.1}Se_{0.9}$  (~300 нм)/ZnSe(3 нм)/CdS(2 нм)/ZnSe(3 нм)/ $Zn_{0.1}Se_{0.9}$  (~80 нм) при низкой температуре ( $T \approx 10 \text{ K}$ ) и при различных уровнях возбуждения.

Коротковолновый сдвиг соответствует расчету, хотя абсолютные значения длин волн несколько отличаются. Одной из причин несовпадения спектров люминесценций



выращенной ГС с расчетными значениями оптического перехода может быть размытия гетерограниц слоев КЯ за счет взаимной диффузии кадмия и цинка [3].

*Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-32-90022.*

#### Список литературы

1. O.G. Okhotnikov, Semiconductor Disk Lasers: Physics and Technology. (Weinheim: Wiley-VCH, 2010).

2. W. Braun, P. Dowd, C.-Z. Guo, S.-L. Chen, C. M. Ryu, U. Koelle, S. R. Johnson, Y.-H. Zhang, J. W. Tomm, T. Elsässer, D. J. Smith. Strained InGaAs/GaPAsSb heterostructures grown on GaAs (001) for optoelectronic applications in the 1100–1550 nm range. J. Appl. Phys. 88, #5, 3004-3014 (2000).

3. Cd diffusion in CdS/ZnSe MQW heterostructures grown by MOVPE for semiconductor disk lasers; Butaev M.R., Kozlovsky V.I., Martovitsky V.P., Skasyrsky Y.K., Sviridov D.E.; Journal of Alloys and Compounds. 2021. T. 880. C. 160555.

УДК: 539.216.2

## ВЛИЯНИЕ ОТЖИГА НА ОПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И УДЕЛЬНОЕ СОПРОТИВЛЕНИЕ МЕТАЛЛОКСИДНЫХ ПЛЕНОК $\text{SnO}_2\text{-ZnO}$ ПЕРЕМЕННОГО СОСТАВА

*Плотникова Е.Ю., Арсентьев А.В., Винокуров А.А.*

*Воронежский государственный технический университет*

*Воронеж, Россия*

*katy-tokra@yandex.ru*

*В статье рассматривается влияние высокотемпературного отжига (500 – 510 °С) на оптические свойства и удельное сопротивление тонких (0,32 – 0,64 мкм) металлооксидных пленок  $\text{SnO}_2$  с добавлением в различной концентрации примеси  $\text{ZnO}$ , нанесенных на лабораторные стекла методом магнетронного напыления в среде  $\text{Ar}$  в течение 10 минут. Свойства пленок исследуются до отжига, в процессе и после стабилизации параметров.*

**Ключевые слова:** *металлооксидные пленки  $\text{SnO}_2\text{-ZnO}$ , отжиг, коэффициенты пропускания и поглощения, удельное сопротивление*

*The high-temperature annealing effect (500 - 510 °C) on the optical properties and resistivity of thin (0,32 – 0,64 μm)  $\text{SnO}_2$  metal oxide films with the  $\text{ZnO}$  impurities in various concentrations deposited on laboratory glasses by magnetron sputtering in an  $\text{Ar}$  atmosphere within 10 minutes is investigated. The properties of the films are measured – before the annealing, during the annealing and after stabilization of the measured parameters.*

**Keywords:**  *$\text{SnO}_2\text{-ZnO}$  metal oxide films, annealing, transmission and absorption coefficients, resistivity*

Методом магнетронного распыления в среде аргона в течение десяти минут на подложки из лабораторного стекла (ГОСТ 25336-82) была нанесена металлооксидная пленка из керамической мишени  $\text{SnO}_2$  с навесками  $\text{ZnO}$ , распределенными по мишени

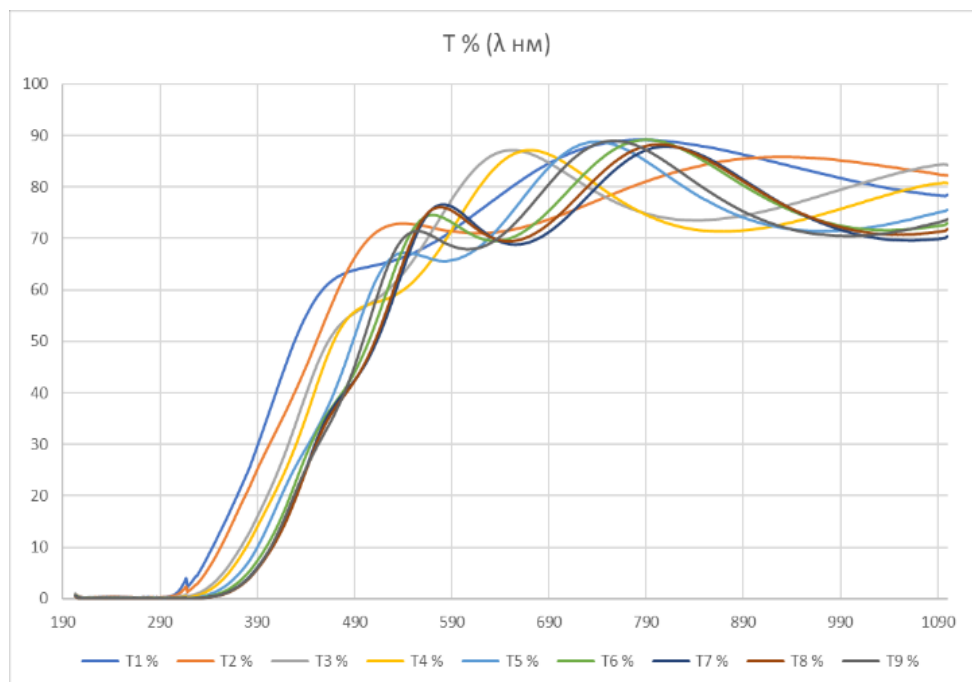
таким образом, чтобы получить различную концентрацию Sn и Zn на изготавливаемых образцах (табл. 1).

Концентрация Zn максимальна на образце № 1 (13,58 ат.%) и снижается до 0,55 ат.% на образце 9. Толщина пленок определялась по интерференционной картине и находится в диапазоне 0,32 – 0,64 мкм, не зависимо от расположения навесок легирующего оксида ZnO по мишени SnO<sub>2</sub>.

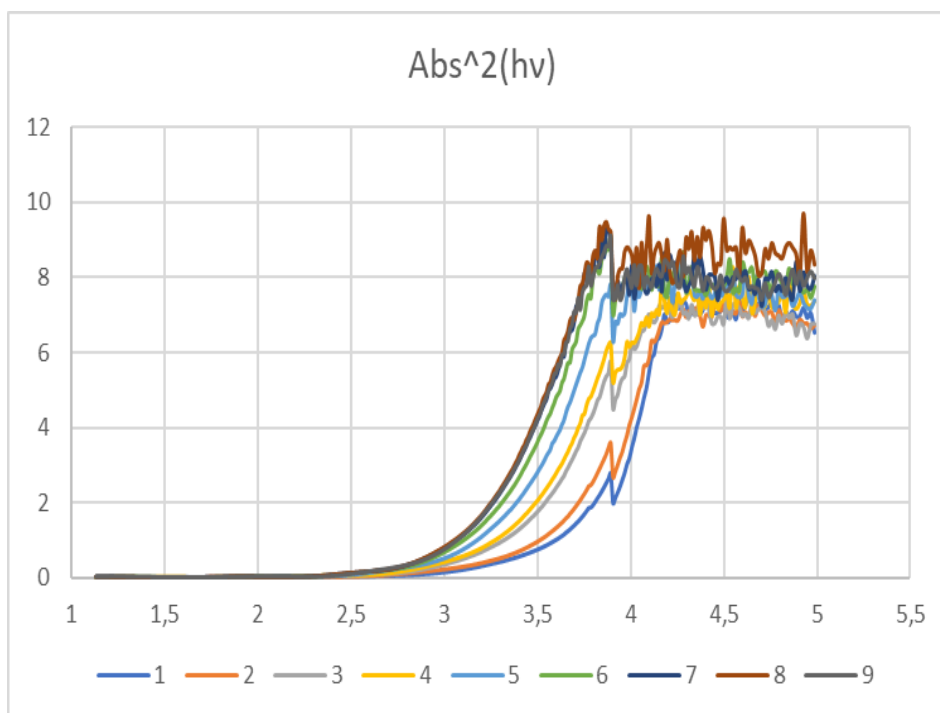
Для определения величины удельного сопротивления образцов использовалась установка ВИК-УЭС, определяющая слоиое сопротивление, которое было пересчитано в удельное (Ом×см) с использованием информации о толщине пленок. Сопротивления пленок до начала отжига не промерялись, косвенными методами было оценены как единицы ГОм/□. Перед началом отжига на образцах исследовались оптические параметры – пропускание T, % и поглощение Abs (рис. 1). Видно, что образцы высокопрозрачны в видимой и ИК областях (порядка 70 – 90 %), а в УФ области прозрачность плавно снижается до нуля.

Табл. 1. Параметры исследуемых образцов SnO<sub>2</sub>-ZnO

№ образца	1	2	3	4	5	6	7	8	9
Толщина пленки, мкм	0,42	0,64	0,48	0,47	0,32	0,42	0,32	0,52	0,44
Концентрация Sn, ат.%	42,61	39,66	38,15	46,94	43,38	35,39	22,73	20,85	18,16
Концентрация Zn, ат.%	13,58	10,9	8,16	7,79	6,36	3,68	1,27	0,7	0,55
Концентрация O, ат.%	43,09	48,74	52,78	44,15	49,45	60,29	75,41	78,23	81



a)



б)

Рис. 1. Коэффициент пропускания  $T$ , % (а) и квадрат коэффициента поглощения  $Abs$  (б) всех образцов пленок  $SnO_2-ZnO$  перед началом отжига

Ширина запрещенной зоны образцов определялась из графика зависимости квадрата коэффициента поглощения от энергии (эВ) касательной к линейному участку спектра (согласно методике, приведенной в [1]), падающей на ось энергий ( $SnO_2$  – прямозонный полупроводник). Она варьируется от 3,1 до 3,5 эВ (рис. 1, б).

Отжиг проводился при температуре 500 – 510 °С интервальным методом, т.е. отжиг в течение 1 часа с последующим измерением параметров пленок, далее повтор. В процессе отжига пленки доокислились, заполнив вакансии по кислороду из окружающей среды, у пленок начало промеряться сопротивление [2]. Образцы с преобладанием  $SnO_2$  (табл. 2, рис. 2) сначала находились в измеряемом диапазоне, а при продолжении отжига стали проявлять свойства диэлектрика, вследствие кристаллизации исходной аморфной структуры и последующего увеличения размера зерна с ростом времени отжига [3].

Определение ширины запрещенной зоны этих образцов показало превышение значения 4 эВ, т.е. образцы 3 - 9 стали в большей степени проявлять диэлектрические свойства.

Образцы под номерами 1 и 2 (табл. 2) с большим содержанием Zn после 10 ч отжига стабилизировались на удельных сопротивлениях в диапазоне 0,1 – 0,4 Ом·см. После отжига пленки остались широкозонными полупроводниками - ширина запрещенной зоны этих образцов составила порядка 3,8 эВ (рис. 3).

Табл. 2. Стабилизация удельного сопротивления отжигом пленок

$\rho$ , Ом $\times$ см		№ образца								
		1	2	3	4	5	6	7	8	9
№ отжига	ДО ОТЖ	$\infty$	$\infty$	$\infty$	$\infty$	$\infty$	$\infty$	$\infty$	$\infty$	$\infty$
	1	0,298	0,482	0,279	0,155	0,0831	0,196	1,549	$\infty$	$\infty$
	2	0,290	0,462	0,129	1,459	9,946	0,208	2,173	$\infty$	$\infty$
	3	0,208	0,28	4,545	1,336	16,395	0,205	2,918	$\infty$	$\infty$
	4	0,117	0,195	13,536	9,067	29,078	65,879	$\infty$	$\infty$	$\infty$
	5	0,100	0,177	32,057	8,075	74,947	38,496	$\infty$	$\infty$	$\infty$
	6	0,122	0,218	74,012	16,344	$\infty$	26,195	$\infty$	$\infty$	$\infty$
	7	0,174	0,274	65,574	20,853	$\infty$	14,669	$\infty$	$\infty$	$\infty$
	8	0,165	0,242	45,319	44,611	$\infty$	63,652	$\infty$	$\infty$	$\infty$
	9	0,265	0,451	73,703	34,829	$\infty$	85,985	$\infty$	$\infty$	$\infty$
	10	0,118	0,371	64,184	56,202	$\infty$	$\infty$	$\infty$	$\infty$	$\infty$
	11	0,126	0,380	45,530	$\infty$	$\infty$	$\infty$	$\infty$	$\infty$	$\infty$
	12	0,119	0,370	56,202	$\infty$	$\infty$	$\infty$	$\infty$	$\infty$	$\infty$
	13	0,118	0,371	56,104	$\infty$	$\infty$	$\infty$	$\infty$	$\infty$	$\infty$

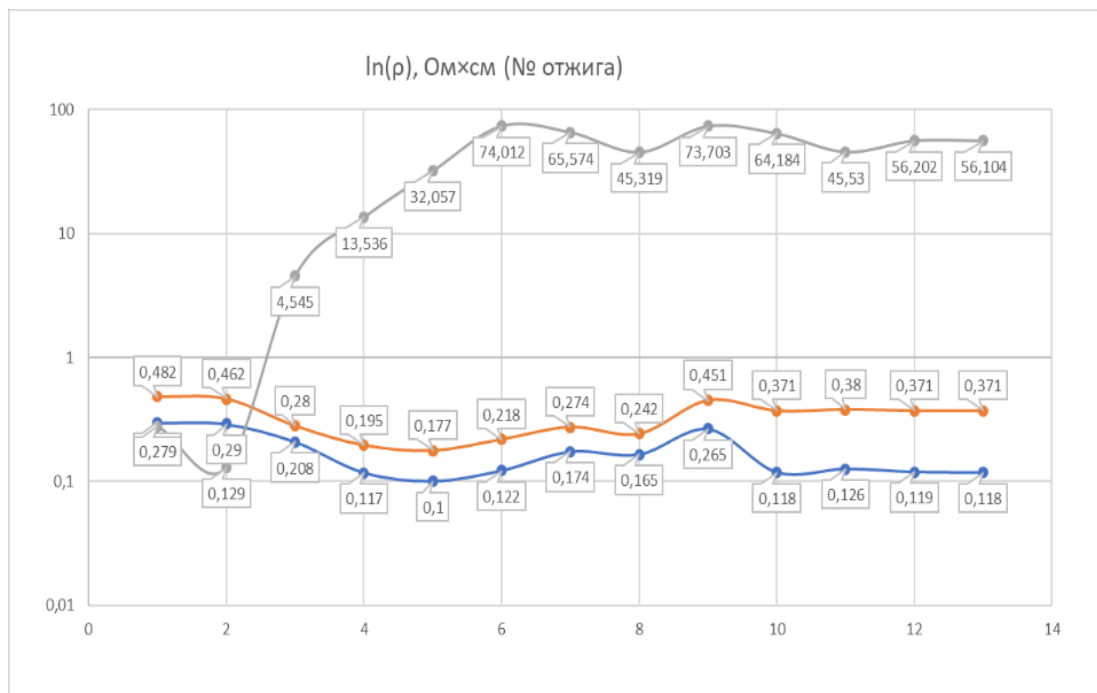
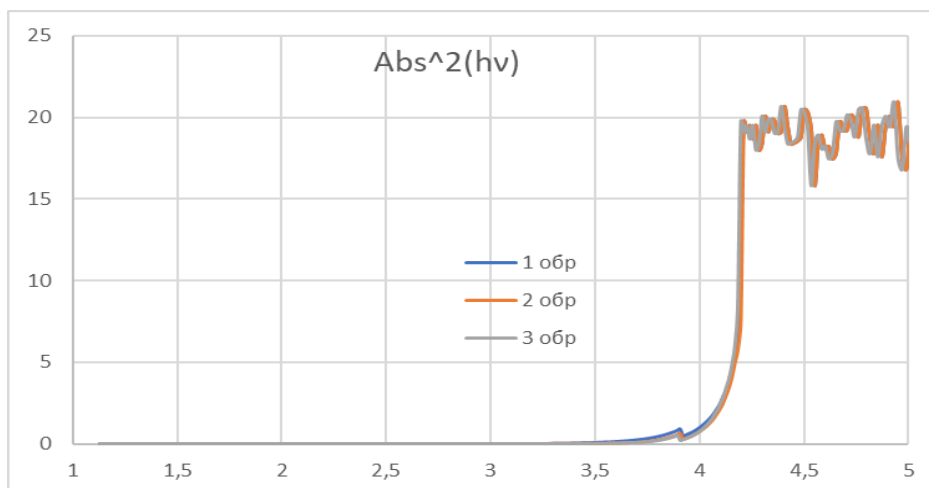
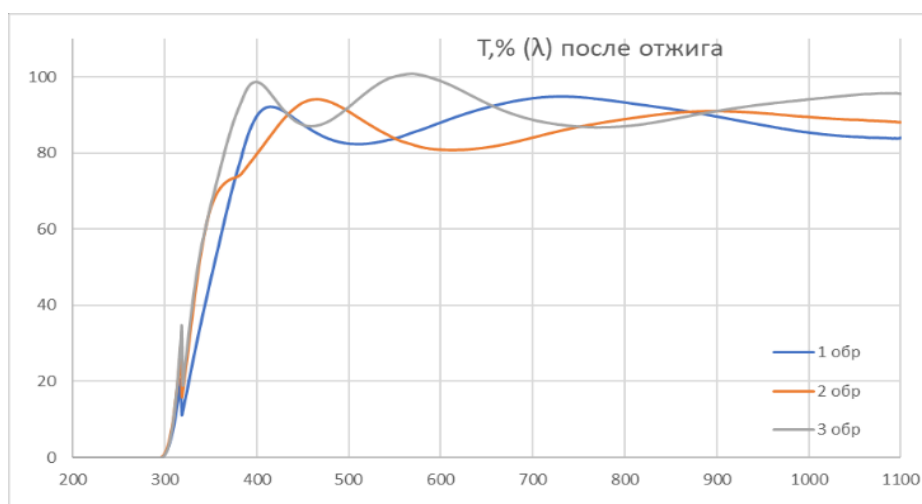


Рис. 2. График стабилизации удельного сопротивления образцов 1 - 3



а



б

Рис. 3. Зависимость квадрата коэффициента поглощения от энергии для отожженных образцов (а) и их оптическая прозрачность (б)

Применение температурного отжига к металлооксидным пленкам  $\text{SnO}_2$  -  $\text{ZnO}$  различного стехиометрического состава приводит к разделению пленок на диэлектрики и полупроводники. Первоначально ненасыщенные связи внутри пленки добирают из атмосферы кислород, изменяется размер зерна, что приводит к изменению удельного сопротивления и ширины запрещенной зоны.

#### Список литературы

1. Павлов Л.П. Методы измерения параметров полупроводниковых материалов. – М.: Высш. шк., 1987. – 239 с.
2. Mauraya A.K., Singh T., Muthiah S., Kushvaha S.S., Muthusamy S.K. Effect of post-oxidation processes and thickness of  $\text{SnO}_2$  films prepared by vacuum evaporation on CO gas sensing characteristics / *Ceramics International*, 2021. – Vol. 47. – Iss. 9. – Pp. 13015-13022.
3. Lee S.-M., Joo Y.-H., Kim C.-I. Influences of film thickness and annealing temperature on properties of sol-gel derived  $\text{ZnO-SnO}_2$  nanocomposite thin film / *Applied Surface Science*, 2014. – Vol. 320. – P. 494-501.

## ОМИЧЕСКИЕ КОНТАКТЫ К ТРАНЗИСТОРАМ НА ГЕТЕРОСТРУКТУРАХ

Черкесова Н.В.<sup>1</sup>, Мустафаев Г.А.<sup>1</sup>, Хасанов А.И.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Кабардино-Балкарский государственный университет им. Х.М. Бербекова

Нальчик, Россия

natasha07\_2002@mail.ru

zoone@mail.ru

<sup>2</sup>Чеченский государственный университет им. А.А. Кадырова

Грозный, Россия

fizelectronika@mail.ru

*В работе рассматривается контактная система к n-GaAs на основе многослойной структуры AuGe/Ni/Ti/Au. Дополнительный верхний слой титана служит для уменьшения общей толщины металлической контактной системы, а слой золота - для снижения ее омического сопротивления. Изготовленный биполярный гетероструктурный транзистор характеризовался чрезвычайно высоким разрешением элементов топологии, отсутствием дефекта контакта типа капли образования и наивысшим значением крутизны при токе коллектора 15 мА.*

**Ключевые слова:** биполярные транзисторы, гетероструктуры, коллекторные и эмиттерные контакты, температура сплавления.

*The paper considers a contact system for n-GaAs based on an AuGe/Ni/Ti/Au multilayer structure. An additional upper layer of titanium serves to reduce the overall thickness of the metal contact system, and a layer of gold - to reduce its ohmic resistance. The fabricated bipolar heterostructural transistor was characterized by an extremely high resolution of the topology elements, the absence of a contact defect such as a drop of formation, and the highest slope value at a collector current of 15 mA.*

**Keywords:** bipolar transistors, heterostructures, collector and emitter contacts, fusing temperature.

Биполярные транзисторы на гетероструктурах получили широкое распространение благодаря их исключительно хорошим характеристикам [1-3]. Для дальнейшего улучшения такого параметра, как предельная частота коэффициента усиления во току, следует уменьшать сопротивление эмиттерного контакта. Для этого в работе рассматривается контактная система к n-GaAs на основе многослойной структуры AuGe/Ni/Ti/Au. От традиционной контактной системы она отличается наличием двух дополнительных верхних слоев металла: слой титана служит для уменьшения общей толщины металлической контактной системы, а слой золота - для снижения ее омического сопротивления.

Для формирования гетероструктуры биполярного транзистора использовали подложку из GaAs ориентации (100), легированного кремнием ( $3 \cdot 10^{18} \text{см}^{-3}$ ) [4]. На подложку наносили пленку нитрида кремния [5,6] толщиной 0,15 мкм с использованием химического осаждения из паровой фазы, стимулированного плазмой. Затем в этой пленке с помощью плазмы  $\text{CF}_4 + \text{O}_2$  вытравливали отверстия диаметром 1,0; 1,5; 2,0;

3,0; 4,0 и 6,0 мкм. После этого, поддерживая температуру подложки на уровне комнатной, напыляли многослойную контактную систему [7]. Толщина слоев сплава Au(88%)- Ge(12%), никеля, титана и золота составляла 90, 10, 100 и 200 нм, соответственно. На обратную сторону подложки также наносили металлизацию того же состава, а затем проводили впавление металлизации в атмосфере водорода в течение 30 с.

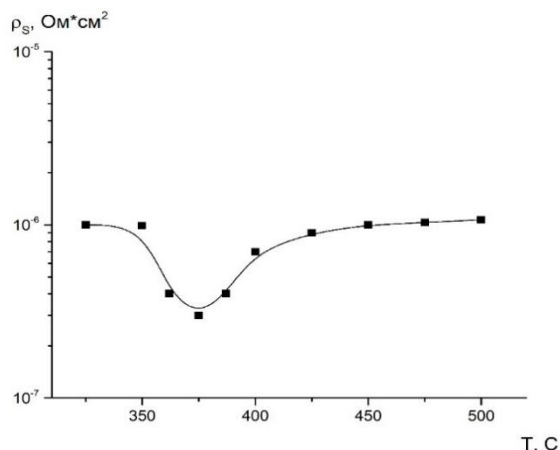


Рис. 1. Зависимость удельного контактного сопротивления от температуры впавления

Из полученной зависимости (рис. 1) удельного контактного сопротивления от температуры впавления видно, что его минимальное значение, равное  $3 \cdot 10^{-7}$  Ом·см<sup>2</sup>, соответствует температуре впавления  $\sim 355^\circ\text{C}$ , в то время как для стандартной системы AuGe/Ni-около  $450^\circ\text{C}$ .

Для изучения изменения состава контактного сплава по толщине использовали метод оже-спектроскопии в сочетании с ионно-лучевым распылением. Нагрев до  $330^\circ\text{C}$  вызывает диффузию титана через слои AuGe/Ni поверхности раздела AuGe/GaAs одновременным образованием обедненного галлием слоя. При температуре  $370^\circ\text{C}$  плавится AuGe, имеющий температуру плавления  $360^\circ\text{C}$ ; при этом диффузия системы AuGe/Ni должна усилиться, однако существенного изменения профилей распределения элементов не обнаружено.

Наличие вакансий галлия создает благоприятные условия для диффузии германия в GaAs, где он заполняет донорные уровни. Такой механизм диффузии сплава AuGe в присутствии титана и вакансий галлия способствует образованию металлизации с однородной и гладкой поверхностью и намного меньшим удельным сопротивлением, чем в обычной системе. При этом слой титана играет исключительно важную роль, предотвращая избыточную диффузию золота из верхнего слоя к нижнему. При температуре  $450^\circ\text{C}$  происходит взаимная диффузия верхних слоев золота и титана, что вызывает избыточную диффузию золота в AuGe/Ni и приконтактную область GaAs, благодаря чему улучшаются контактные характеристики системы. В процессе впавления общая толщина металлизации оставалась невысокой, так как слой AuGe - тонкий, что является огромным преимуществом для технологии изготовления приборов, особенно эпитаксиальных приборов с вертикальной структурой.

Разработанную систему использовали для создания коллекторных и эмиттерных контактов. Изготовленный биполярный гетероструктурный транзистор характеризовался чрезвычайно высоким разрешением элементов топологии, отсутствием дефек-

та контакта типа капли образования и наивысшим значением крутизны - 100мСм (5000мСм/мм) при токе коллектора 15 мА. Дополнительным преимуществом новой технологии, которое обусловлено низкой температурой сплавления контактной системы к n-GaAs, является возможность одновременного формирования контактов к областям n-и р-типа, так как система Ge/Au к р-GaAs имеет намного более низкую температуру сплавления.

#### Список литературы

1. Мустафаев Г.А., Черкесова Н.В., Проектирование радиационно- стойких полупроводниковых приборов и интегральных микросхем // Учебное пособие, Нальчик: КБГУ, 2017, 94 с.
2. Мустафаев Г.А., Черкесова Н.В., Проектирование и конструирование дискретных полупроводниковых приборов и активных элементов БИС и СБИС // Учебное пособие, Нальчик, 2015, 58 с.
3. Мустафаев Г.А., Черкесова Н. В. Элементы интегральных схем и их модели // Учебное пособие, Нальчик, 2019, 86с.
4. Мустафаев Г.А., Мустафаев А.Г., Черкесова Н. В., Мустафаев А.Г. Способ формирования гетероструктуры. Патент 2 698 538 РФ.
5. Мустафаев Г.А., Мустафаев А.Г., Мустафаев А.Г., Черкесова Н.В., Способ получения нитрида кремния. Патент 2 629 656 РФ.
6. Мустафаев Г.А., Хасанов А.И., Мустафаев А.Г., Черкесова Н.В., Мустафаев А.Г. Способ изготовления нитрида кремния. Патент 2 769 276 РФ.
7. Черкесова Н.В. Герасименко Р.А. Контактная система для приборов на гетероструктурах Материалы 7-й Всероссийской конференции «Перспективные инновационные проекты молодых ученых», Нальчик, 2017. с.30-32.

УДК 621.382.2

## ИССЛЕДОВАНИЕ ГЛУБОКИХ ЦЕНТРОВ ПО ЗАДЕРЖКЕ ЛАВИННОГО ПРОБОЯ Р-Н-ПЕРЕХОДА В СЛУЧАЕ СИЛЬНОЙ ПОЛЕВОЙ ЗАВИСИМОСТИ КОЭФФИЦИЕНТОВ ЭМИССИИ

*Ионьчев В.К., Черашев Д.М.*

*Национальный исследовательский Мордовский государственный университет им.*

*Н. П. Огарева*

*г. Саранск, Россия*

*microelektro@mail.ru*

*В статье приводится описание усовершенствованной методики исследования глубоких центров в микроплазменных каналах по статистической задержке лавинного пробоя р-н-перехода. Предлагается изменить форму импульсов напряжения подаваемых на р-н-переход таким образом, чтобы исключить полевою перезарядку глубоких центров в области сильного электрического поля.*

**Ключевые слова:** лавинный пробой, микроплазма, глубокие центры, коэффициент эмиссии, задержка микроплазменного пробоя.

*The article describes an improved technique for the study of deep centers in microplasma channels based on the statistical delay of the avalanche breakdown of the p-n- junction. It is*



proposed to change the shape of the voltage pulses applied to the  $p$ - $n$ -junction in such a way as to exclude field recharge of deep centers in the region of a strong electric field.

**Keywords:** avalanche breakdown, microplasma, deep centers, emission coefficient, delay of microplasma breakdown.

Лавинный пробой  $p$ - $n$ -переходов сильно локализован. Области локального пробоя имеют очень малые геометрические размеры и существенно меньшее напряжение пробоя по сравнению с однородными областями. Эти области сильно локализованного пробоя были названы микроплазмами (МП) [1]. Одним из основных проявлений микроплазменного эффекта в  $p$ - $n$ -переходах является импульсный характер лавинного тока. Длительности импульсов и пауз между ними случайны. Если на  $p$ -переход подать прямоугольный импульс напряжения, то будет наблюдаться статистическая задержка пробоя микроплазмы, обусловленная отсутствием в течение некоторого времени в канале микроплазмы носителя, способного дать начало лавине. Кроме того, не каждый носитель, попавший в микроплазменный канал, запустит лавину. Процесс запуска лавины носит случайный характер и определяется вероятностью запуска носителем лавины. Запускающие носители заряда могут попадать в канал МП, в основном, вследствие четырех механизмов: диффузии из базовых областей, термогенерации носителей в области пространственного заряда (ОПЗ), туннельного эффекта, реэмиссии с глубоких центров (ГЦ). При определенных обстоятельствах, например, слабый фоновой генерации (первые три механизма), четвертый фактор может внести основной вклад в запуск лавины. Когда концентрация глубоких центров мала, то эмиссия носителей заряда с ГЦ будет влиять лишь на частоту микроплазменных импульсов и статистическую задержку пробоя микроплазмы.

Целью данной работы является усовершенствование разработанной ранее [2,3] методики исследования глубоких центров в микроплазменных каналах по статистической задержке лавинного пробоя  $p$ - $n$ -перехода.

Рассмотрим  $p$ - $n$ -переход, в котором имеются равномерно распределенные глубокие центры с энергетическим уровнем в верхней половине запрещенной зоны и коэффициент эмиссии электронов с глубоких центров намного больше коэффициента эмиссии дырок  $e_n \gg e_p$ . Пусть  $p$ - $n$ -переход находится при такой температуре, при которой уровень Ферми в  $n$ -базе выше глубокого уровня. Подадим на  $p$ - $n$ -переход напряжение, незначительно превышающее напряжение включения самой низковольтной микроплазмы  $V_M$ , то через определенное время (время задержки) через  $p$ - $n$ -переход потечет лавинный ток. На рис.1 схематически представлена рассматриваемая структура.

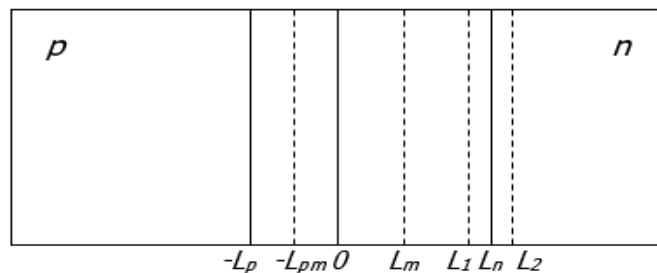


Рис. 1. Схематическое изображение  $p$ - $n$ -перехода

Когда на  $p$ - $n$ -переход подано напряжение  $V_m < V_M$ , область пространственного заряда уменьшится до  $L_m$ , глубокие центры в области от  $L_m$  до  $L_n$  заполняются электронами со стороны  $n$ -базы. В области от  $-L_p$  до  $L_m$  установившееся при  $V_m$  стационарное распределение заряда не изменяется. При приложении напряжения  $V_2 > V_M$ , ОПЗ увеличится, соответственно увеличится напряженность электрического поля. Со стороны  $n$ -базы граница ОПЗ при этом напряжении соответствует  $L_2$  (рис.1), со стороны  $p$ -области граница ОПЗ при напряжении  $V_2$  не показана, т.к. заполнение ГЦ в этой части ОПЗ не изменяется.

Если существует полевая зависимость коэффициентов эмиссии носителей заряда с глубоких центров, то после изменения электрического поля, изменится распределение зарядов на глубоких уровнях в области от  $-L_p$  до  $L_m$ , что может внести значительный вклад в вероятность включения микроплазмы. Поэтому при исследовании глубоких центров в области от  $L_m$  до  $L_n$  (рис.1) необходимо исключить влияние запуска лавины носителями, эмитированными с ГЦ в области от  $-L_p$  до  $L_m$ . В связи с этим предлагается проводить измерения статистической задержки микроплазменного пробоя на прямоугольных импульсах напряжения следующего вида (рис.2).

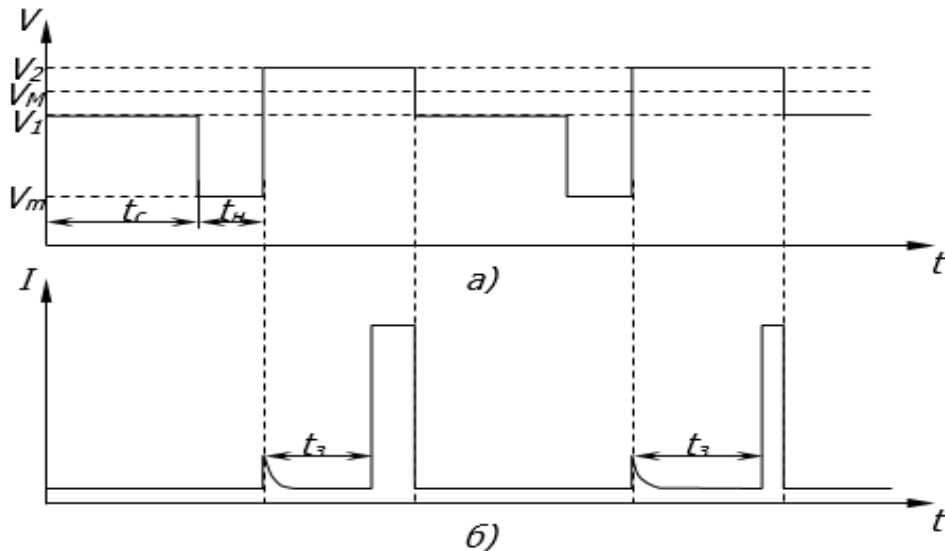


Рис. 2. Форма импульсов напряжения для измерения задержки пробоя  
 а) напряжение, прикладываемое к диоду, б) ток через диод

Время  $t_c$  выбирают таким образом, чтобы в  $p$ - $n$ -переходе успевало устанавливаться стационарное состояние ГЦ. Время  $t_d$  должно быть гораздо меньше времени перераспределения заряда на ГЦ под действием электрического поля в области от  $-L_p$  до  $L_m$  (рис.1), и в тоже время, чтобы ГЦ в области от  $L_m$  до  $L_1$  заполнились основными носителями заряда (электронами) со стороны  $n$ -базы. Это можно сделать, так как время перераспределения носителей заряда на ГЦ под действием электрического поля определяется коэффициентами эмиссии носителей заряда с ГЦ, а заполнение ГЦ электронами в области от  $L_m$  до  $L_1$  при попадании ее в  $n$ -базу при снижении напряжения до  $V_m$  определяется коэффициентом захвата основных носителей заряда на ГЦ, который гораздо больше. Таким образом, можно исследовать влияние на вероятность включения микроплазмы только тех носителей, которые эмитированы из области от  $L_m$  до  $L_2$ . Для исключения перераспределения заряда ГЦ в области от  $-L_p$  до  $L_1$ ,  $V_2$

$V_1$  должно быть много меньше  $V_2$ . При этом эмиссия носителей с глубоких центров в области заполнения от  $L_1$  до  $L_2$  должна влиять на вероятность включения микроплазмы. Однако электрическое поле в этой области настолько слабое, что эмитируемые с ГЦ носители не будут оказывать влияние на запуск лавины. Изменяя напряжение  $V_m$  можно изменять область заполнения ГЦ основными носителями заряда и исследовать влияние эмиссии носителей с ГЦ на запуск лавины в различных областях  $p$ - $n$ -перехода.

#### Список литературы

1. Грехов И.В., Серезкин Ю.Н. Лавинный пробой  $p$ - $n$ -перехода в полупроводниках. – Л.: Энергия, 1980. – 152 с.
2. Булярский С.В., Серезкин Ю.Н., Ионычев В.К. Статистическая задержка пробоя микроплазм в фосфидгаллиевых  $p$ - $n$ -переходах. // ФТП, Т.3, Вып.11, 1999, с.1345-1349.
3. Ионычев В.К. Механизмы формирования вольт-амперных характеристик кремниевых лавинных диодов. – Саранск: Изд-во Мордов. ун-та, 2017. – 100 с.

УДК.628.9

## ПЕРСПЕКТИВЫ ПРИМЕНЕНИЯ МИКРОЭЛЕКТРОМЕХАНИЧЕСКИХ СИСТЕМ В СКВОЗНОЙ ЦИФРОВИЗАЦИИ РАСПРЕДЕЛЕННЫХ МНОГОУРОВНЕВЫХ СИСТЕМ

*Середа Д.В.*

*Физико-механический институт Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого  
marvolo04@mail.ru*

*Реформа отрасли электроэнергетики включает в себя несколько ключевых направлений: цифровизация отрасли, повсеместное внедрение мероприятий по энергоэффективности и энергосбережению, создание распределенной генерации, микросети, что, в свою очередь, влечет за собой необходимость децентрализации управления и потребность в миниатюризации элементов АСУ.*

**Ключевые слова:** *сквозная цифровизация, микросети, распределенные системы, интеллектуальные датчики, исполнительные устройства, высокочувствительные микромашины, миниатюрные датчики.*

*The reform of the electric power industry includes several key areas: the digitalization of the industry, the widespread introduction of energy efficiency and energy saving measures, the creation of distributed generation, microgrids, which, in turn, entails the need for decentralization of management and the need for miniaturization of ACS elements.*

**Keywords:** *end-to-end digitalization, microgrids, distributed systems, intelligent sensors, actuators, highly sensitive micromachines, miniature sensors*

В 2011 году в Германии появился термин «Индустрия 4.0», обозначающий технологии «умных» заводов и ставший синонимом Четвертой промышленной революции, которая предполагает новый подход к производству. Он основывается на массо-

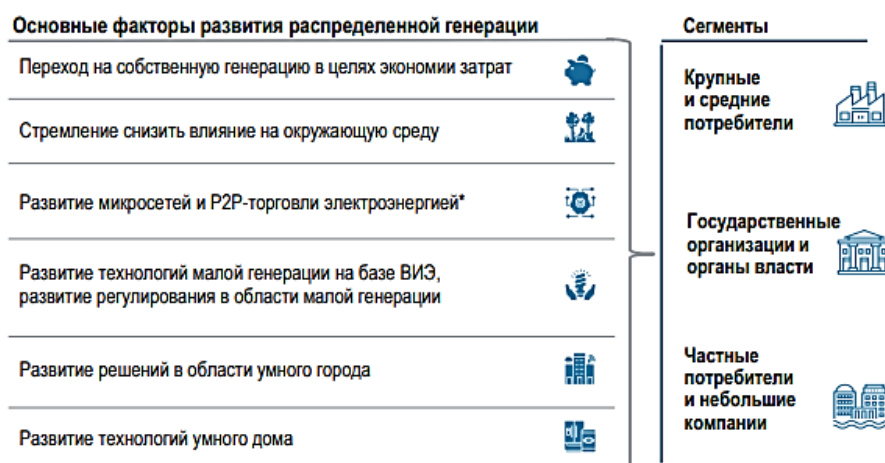
вом внедрении информационных технологий в промышленность, масштабной автоматизации бизнес-процессов и распространении искусственного интеллекта. Кроме того, разрабатывается абсолютно новая архитектура промышленных систем[3], постепенно внедряемая посредством цифровой модернизации существующих производственных мощностей.

Поскольку электроэнергетика является одной из ключевых отраслей для любого государства, то цифровой переход позволит сделать традиционную энергетическую систему более эффективной и вовлечь распределенную генерацию.



Рис 1. Основные факторы развития электроэнергетики России в ближайшей перспективе [2]

Переход на распределенную энергетику сопровождается строительством микросетей. Микросеть — это местная энергетическая система, которая способна производить, (потенциально, сохранять) и распределять энергию по объектам в рамках сети. В основе распределенных сетей лежат интеллектуальные системы управления и программное обеспечение управления.



\* Не релевантно для России на текущий момент

Рис. 2. Факторы, обуславливающие развитие распределенной генерации [2]

В свою очередь, неотъемлемой частью любой системы управления являются системы сбора и обработки технологической информации, для обеспечения нормального функционирования датчики и исполнительные устройства. Совершенствование современных электронных устройств обусловлено в первую очередь высокими темпами развития микроэлектроники. Непрерывное снижение стоимости микропроцессорных элементов и стремительный рост их функциональных возможностей позволяют встраивать эти чипы во все меньшие по размерам изделия. Совершенствование элементов интеллектуальных систем управления обусловлено, в первую очередь, высокими темпами развития микроэлектроники, в частности развитием технологий микроэлектромеханических систем (МЭМС).

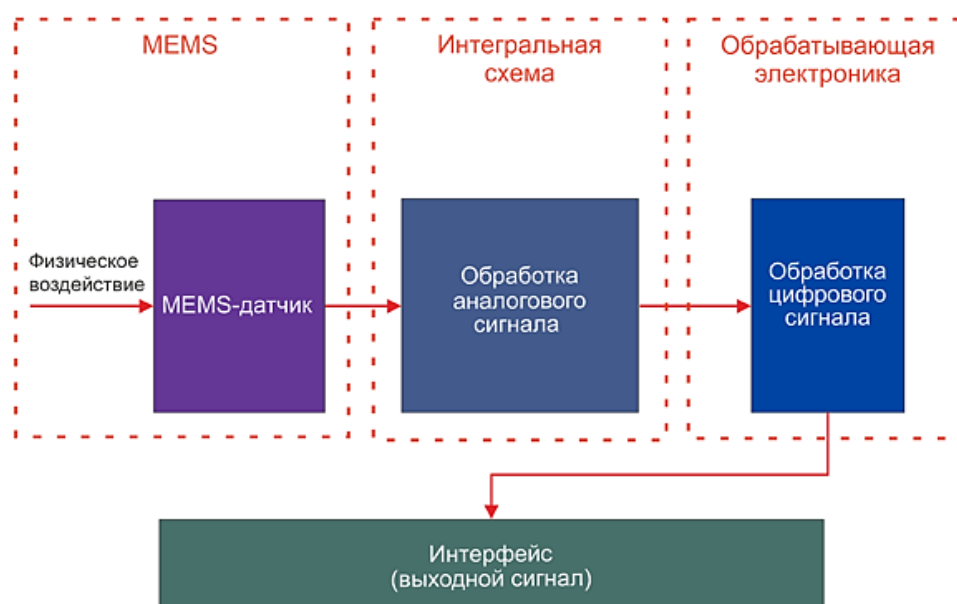


Рис. 3. Обобщенная схема МЭМС-устройств

Появление МЭМС позволило создать широкий спектр миниатюрных, надежных и недорогих устройств, востребованных практически во всех отраслях промышленности и на потребительском рынке. А по мере совершенствования производственных технологий, повышения качества и характеристик МЭМС-изделия находят все более широкий спрос в оборонной, авиационно-космической, энергетической и других высокотехнологичных отраслях: это сенсоры — «интеллектуальные аналитики», высокочувствительные микромашины, миниатюрные датчики давления, температуры, влажности, радиации, магнитных полей, инерционных сил, химических веществ и т.п.

Сочетая в себе такие важные для современных устройств качества как малый форм-фактор, низкое энергопотребление, простота и многогранность применения, а также привлекательная цена, МЭМС осваивает все новые и новые области.

#### Список литературы

1. Тарасов И.В. Индустрия 4.0: понятие, концепции, тенденции развития. Электронный научно-экономический журнал «Стратегии бизнеса» №5(60) 2018. Стр.57-63
2. Стратегия АЦЭ в цифровизации отрасли электроэнергетики <https://www.digital-energy.ru/wp-content/uploads/2020/04/strategiya-tsifrovoy-transformatsii-elektroenergetiki.pdf> (дата доступа 06.10.2022)

3. Цифровой переход в электроэнергетике России. // <https://www.csr.ru/issledovaniya/tsifrovoj-perehod-v-elektroenergetike-rossii/>(дата доступа 25.09.022)
4. Энергетика цифровой экономики. // <https://cont.ws/@ooohoo/822084>(дата доступа 15.10.2022)
5. Распределенная энергетика. <https://energy.hse.ru/distributed>(дата доступа 12.10.2022)
6. Цифровая энергетика: как цифровые технологии стали настоящим и будущим энергетики [http://www.sptek-gazklub.ru/zhurnal-gazinform/zhurnal\\_gaz\\_inform\\_3\\_61\\_2018/tsifrovaya\\_energetika\\_kak\\_tsifrovye\\_tekhnologii\\_stali\\_nastoyashchim\\_i\\_budushchim\\_energetiki/](http://www.sptek-gazklub.ru/zhurnal-gazinform/zhurnal_gaz_inform_3_61_2018/tsifrovaya_energetika_kak_tsifrovye_tekhnologii_stali_nastoyashchim_i_budushchim_energetiki/)(дата доступа 19.10.2022)

УДК: 621.31:004

## ПЕРСПЕКТИВЫ РАЗРАБОТКИ ИНТЕЛЛЕКТУАЛЬНЫХ РЕШЕНИЙ В ОБЛАСТИ ЭНЕРГОСБЕРЕЖЕНИЯ НА БАЗЕ ОТЕЧЕСТВЕННЫХ ПРОИЗВОДИТЕЛЕЙ МИКРОЭЛЕКТРОНИКИ

*Середа Н.В.*

*Дагестанский государственный технический университет  
Махачкала, Россия,  
nwsereda@mail.ru*

*Цифровизация отрасли энергетики вызывает постоянно возрастающую потребность в обеспеченности новейшим оборудованием, к которому предъявляются очень жесткие требования не только по техническим параметрам, но и по габаритам. Развитие мирового кризиса привело к необходимости обеспечения импортозамещения в области микроэлектроники*

**Ключевые слова:** *микроэлектроника, информационные технологии, интеллектуальные датчики, цифровизация, микроэлектромеханические системы (МЭМС).*

*The digitalization of the energy industry causes an ever-increasing need for the provision of the latest equipment, which is subject to very stringent requirements not only in terms of technical parameters, but also in terms of dimensions. The development of the global crisis has led to the need to ensure import substitution in the field of microelectronics*

**Key words:** *microelectronics, Information Technology, smart sensors, digitalization, microelectromechanical systems(MEMS).*

В последние годы во всем мире интенсивно развиваются цифровые технологии, соответственно изменяются все ключевые отрасли экономики и социальной сферы. Бизнес-процессы постепенно переносятся в цифровую среду, благодаря чему увеличиваются объемы экономической деятельности в целом. Формируется интернет-рынок с очень высокой динамикой элементов, на передовые позиции выходят технологии BigData. Необходимо максимально быстро реагировать на изменение потребностей клиентов и выводить на рынок новую продукцию и новые услуги.

Отрасль электроэнергетики является на сегодняшний день ключевой во всех странах мира, она оказывает решающее влияние на развитие экономики в целом, поэтому цифровизация электроэнергетики необходима для социально-экономического развития не только отдельных стран, но и человечества в целом.

Цифровая трансформация электроэнергетики позволит не только существенно повысить такие основные показатели работы электрических сетей, как надежность и качество электроснабжения, но и развивать рынки сопутствующих услуг, а с учетом перехода на распределенную генерацию цифровизация электроэнергетики становится еще более актуальной.

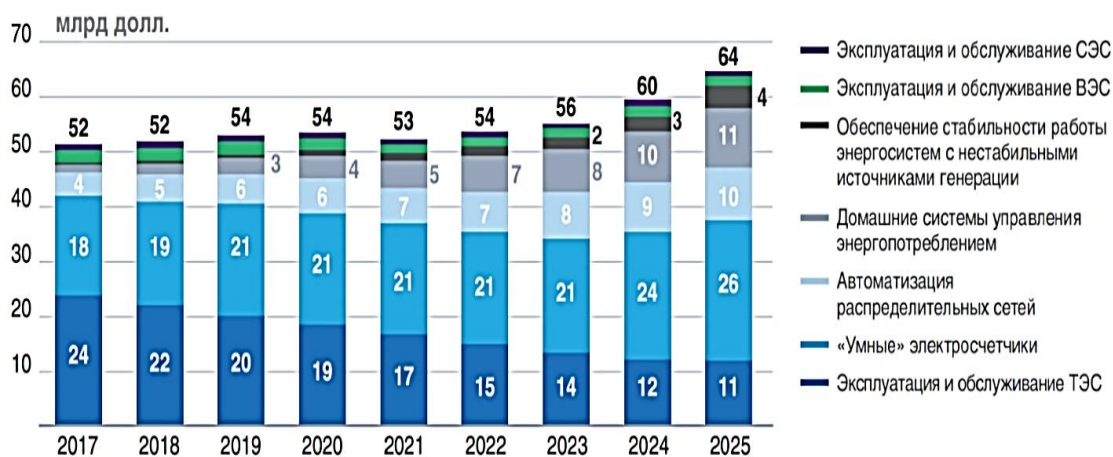


Рис.1. Перспективы развития рынка цифровых технологий в энергетике по оценке NavigantResearch, Bloomberg New Energy Finance [3]



Рис.2. Внедрение цифровых технологий компаниями ТЭК России [2]

С целью реализации всех этих задач в 2017 году ПАО «Россети» была разработана концепция "Цифровая Трансформация 2030", реализация данной программы началась в 2019 году. Разработка данной Программы позволила ПАО «Россети» стать во главе развития российской промышленности в области микроэлектроники и информационных технологий. Основная цель данной Программы – создание полностью цифровой сети. Для этого необходимо полностью изменить структуру спроса на оборудование для электрических сетей.

Концепция «Цифровая трансформация 2030» предполагает поэтапную реализацию (рис.3). 1й этап цифровой трансформации рассчитан до 2024 года, при этом тайминг первого этапа разбит по месяцам, это объясняется тем, что на первом этапе цифровой трансформации необходимо решить такие важнейшие задачи, как формирование аппаратной и цифровой основы для цифровой энергетики, заложены основы для пилотного внедрения цифровых производственных процессов.



Рис.3. Этапность реализации концепции «Цифровая трансформация 2030» [1]

Общая сумма инвестиционных затрат в программу составляет по предварительным оценкам порядка 4 трлн рублей, при этом на сегодняшний день на долю цифровых устройств и программных комплексов приходится уже порядка 25% общих затрат, то есть фактически на 1м этапе трансформации создается новый рынок общим объемом более 1 трлн рублей.

Вопросы обеспеченности необходимым оборудованием были тщательно проанализированы на форуме "Микроэлектроника 2020". С учетом больших проблем по импорту необходимого оборудования возникла необходимость формирования импортозамещения электронной компонентной базы. В сложных условиях мирового экономического и политического кризиса отечественная компонентная база становится основой технологической независимости и информационной безопасности нашего государства.

Сотрудничество с отечественными производителями позволило обеспечить рост объема продаж электроники отечественного производства на внутреннем рынке России, что в свою очередь обеспечило устойчивость ПАО «Россети» к валютным и санкционным рискам. Также существенно снизилась зависимость от нестабильной внешнеэкономической конъюнктуры и запретов на экспорт необходимой электронной компонентной базы из-за рубежа. Таким образом, развитие устройств и систем на основе отечественной электронной компонентной базы является одним из ключевых направлений стратегии развития радиоэлектронной промышленности. На сегодняшний день «Россети» выполнили импортозамещение более чем на 90% [4].

17 сентября 2021г в ПАО «Россети» состоялось заседание научной секции «Технологии и оборудование для автоматизации систем управления в электрических сетях» Научно-технического совета (НТС) компании, в котором приняли участие экс-



перты отрасли, представители научного сообщества, крупнейших энергетических холдингов и ведущие производители оборудования АО «Микрон», АО ПСК «Миландр», НПП «ЭКРА», ООО «Прософт-Системы», GS Group, ООО «Юнител Инжиниринг». «ПиЭлСи Технолоджи» реализовало стратегический проект «Россети» по внедрению технологии дистанционного управления оборудованием релейной защиты[5]. Также осуществляется сотрудничество с компаниями-разработчиками отечественных микропроцессоров и схемотехники на их основе : «МЦСТ», «Байкал Электроникс» и «Элвис». Между правительством Российской Федерации и компанией «Россети» заключено соглашение о развитии высокотехнологического направления, в результате которого Россия должна стать лидером в технологиях транспортировки энергии распределенных интеллектуальных энергосистем.

Тем не менее, имеется ряд серьезных проблем, которые необходимо решать как можно быстрее. Это изменение требований к устройствам РЗА и АСУ ТП в части взаимозаменяемости, изменение некоторых требований к УРЗА в части условий эксплуатации, например, необходимо во многих случаях пересмотреть стандарты температурного диапазона оборудования, применяющиеся на цифровых подстанциях. Также среди основных вопросов, которые необходимо решить в кратчайшие сроки — формирование четкой нормативной и правовой базы в отношении комплектующих, пересмотр требований к отечественной продукции, а также возможность расширения мер государственной поддержки производителей.

#### Список литературы

1. Концепция цифровизации сетей. ПАО «Россети», август 2018г. [https://rosseti.ru/investment/Kontseptsiya\\_Tsifrovaya\\_transformatsiya\\_2030.pdf](https://rosseti.ru/investment/Kontseptsiya_Tsifrovaya_transformatsiya_2030.pdf)
2. Грабчак Е.П. Цифровая трансформация электроэнергетики. Москва: ООО "Издательство "КноРус" (Москва), 2018. 340с.
3. Текслер А.Л. Цифровизация энергетики. <https://digital.gov.ru/uploaded/files/tsifrovaya-energetika16x915.pdf> utm\_referrer=https%3a%2f%2fwww.google.com%2f (дата доступа 15.10.2022)
4. "Россети" заместили импорт на 90%. [https://www.dp.ru/a/2022/04/14/Rosseti\\_zamestili\\_import](https://www.dp.ru/a/2022/04/14/Rosseti_zamestili_import) (дата доступа 18.10.2022)
5. На заседании НТС ПАО «Россети» энергетикам и производителям отечественной микроэлектроники удалось прийти к разумному компромиссу. <https://eepir.ru/new/na-zasedanii-nts-pao-rosseti-energetikam-i-proizvoditelyam-otechestvennoj-mikroelektroniki-udalos-prijti-k-razumnomu-kompromissu/> (дата доступа 20.10.2022)
6. Энергоэффективность и энергосбережение. сайт НИУ ВШЭ <https://issek.hse.ru/trendletter/news/energy/>
7. Возможные направления развития энергосберегающих наукоемких технологий нано и микроэлектроники. <https://ostec-group.ru/group-ostec/pressroom/articles/ostec-group/vozmozhnye-napravleniya-razvitiya-energoberegayushchikh-naukoemkikh-tehnologiy-nano-i-mikroelektro/> (дата доступа 16.10.2022)

УДК 621.3

## РАСЧЕТ МОП ТРАНЗИСТОРА СО СТРУКТУРОЙ «КРЕМНИЙ НА ИЗОЛЯТОРЕ»

Мустафаев Г.А., Черкесова Н.В., Эчилов Г.Ш.

Кабардино-Балкарский государственный университет,  
Нальчик, Россия  
zoone@mail.ru

В [1] показано что для *n*-канального МОП транзистора для обеспечения приемлемого значения порогового напряжения и коэффициента управления уровень легирования подложки не должен превышать  $10^{14}$  см<sup>-3</sup>. При проектировании интегральных схем на основе подобных транзисторов возникают следующие проблемы смыкания областей обеднения от истока и стока ниже поверхности, создающее путь проводимости для тока внутри подложки, который не управляется со стороны затвора, а также объединение областей обеднения по подложке соседних транзисторов, создающее пути рассеяния тока.

**Ключевые слова:** кремний на изоляторе, МОП-транзистор, короткоканальные эффекты.

*Abstract:* In [1] shown that for an *n*-channel MOS transistor, in order to provide an acceptable value of the threshold voltage and control coefficient, the doping level of the substrate should not exceed  $10^{14}$  cm<sup>-3</sup>. When designing integrated circuits based on such transistors, the following problems arise: bridging depletion regions from the source and drain below the surface, creating a conduction path for current inside the substrate that is not controlled by the gate, as well as combining depletion regions across the substrate of adjacent transistors, creating current dissipation paths.

**Keywords:** silicon on an insulator, MOSFET, short-channel effects.

МОП транзисторы с традиционной структурой *n*<sup>++</sup>-*p*<sup>+</sup>-*n*<sup>++</sup> и инверсионным слоем (*n*-каналом на *p*-подложке) невозможно сформировать с длиной канала 10 нм даже при концентрации акцепторов  $10^{19}$  см<sup>-3</sup> из-за смыкания истока и стока. Кроме того, при напряжении  $U_{cu} > 1$  В возможен туннельный пробой стокового перехода. Поэтому при создании нано-МОП транзисторов с длиной канала  $L_0 < 40$  нм используются структуры *n*<sup>++</sup>-*n*<sup>+</sup>-*n*<sup>++</sup> с обедненным *n*-слоем при  $U_{zu} = 0$ , в которых отсутствует явление смыкания (прокола) *n*-области, а также туннельный пробой стокового перехода [2]. В подобных приборах используются структуры «кремний на изоляторе», изготавливаемые по технологии SIMOX. Выше слоя «скрытого» SiO<sub>2</sub>, после отжига образуется свободный от дефектов слой, который является подложкой *n*-типа толщиной 10- 30 нм с концентрацией примеси  $N_{dn} \approx 10^{17}$  см<sup>-3</sup> (рис. 1). Далее, имплантацией фосфора с  $N_{dn} = 10^{20}$  см<sup>-3</sup> формируются области истока и стока толщиной  $\approx 10$  нм. Далее термическим окисле-

нием выращивается затворный окисел  $\text{SiO}_2$  толщиной 2 нм, на котором напылением в вакууме получают затворный электрод из металла с большой работой выхода: хром, никель, вольфрам. Работа выхода из n-кремния при  $N_{dn} = 10^{17} - 10^{18} \text{ см}^{-3}$  всегда ниже работы выхода из металла затвора на 0,3 – 0,4 эВ [3, 4].

На рис. 1 показана структура  $n^{++}\text{-}n^+\text{-}n^{++}$  нано-МОП транзистора с полностью обедненной n-слоем из-за образования контактной разности потенциалов при отсутствии затворного ( $V_{зи} = 0$ ) и стокового ( $V_{си} = 0$ ) напряжения.

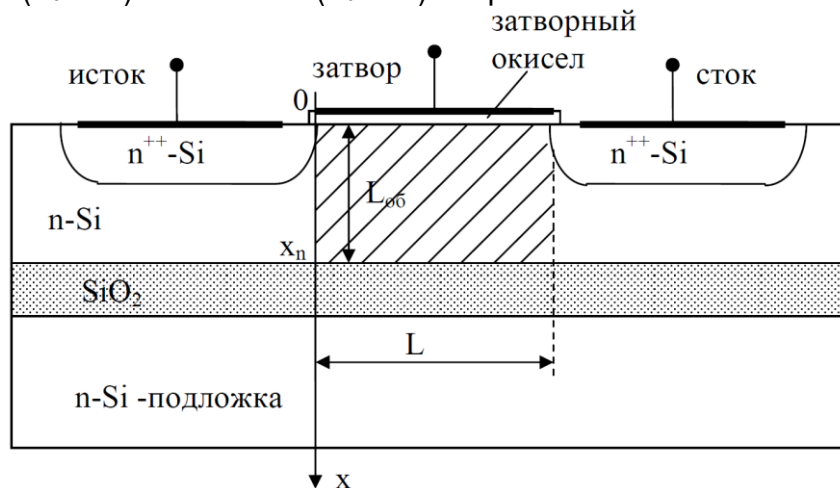


Рис. 1. Структура  $n^{++}\text{-}n^+\text{-}n^{++}$  МОП транзистора

Толщина слоя n-кремния 10- 30 нм, толщина изолирующего окисла в подложке 50- 100 нм, толщина затворного окисла 20 нм. Длина обедненной области между истоком и стоком  $L_{об} = 20 - 40$  нм.

На рис. 2 показана зонная диаграмма исследуемого МОП транзистора в тепловом равновесии ( $V_{зи} = 0$ ,  $V_{си} = 0$ ). В этом случае контактная разность потенциалов между затвором и n-кремнием равна сумме падений напряжений на затворном окисле  $\text{SiO}_2$  и на обедненном n-слое:  $\varphi_{кз} = V_{\text{SiO}_2} + V_n$ .

$V_{\text{SiO}_2} = |E_{x\text{SiO}_2}|d_{\text{SiO}_2}$ , где  $E_{x\text{SiO}_2}$  - нормальная составляющая поля в окисле под действием отрицательного заряда на единицу площади металлического электрода.

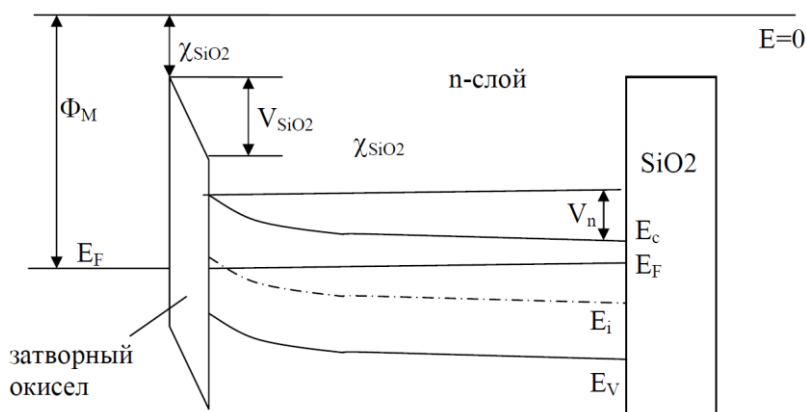


Рис. 2. Зонная диаграмма МОП транзистора

Используя формулу для нормальной составляющей поля от плоского заряженного слоя и значение положительного заряда доноров в обедненном слое, получим:

$$E_{xSiO_2} = -\frac{2Q_d^+}{2\varepsilon_{SiO_2}\varepsilon_0}.$$

Получим  $V_{SiO_2} = \frac{2Q_d^+}{2\varepsilon_{SiO_2}\varepsilon_0} d_{SiO_2} = \frac{qN_d L_{d\text{об}}}{C_{SiO_2}}$ , где  $C_{SiO_2}$  удельная емкость затворного окисла. Толщина обедненного слоя доноров  $L_{d\text{об}}$  должна быть равна толщине n-слоя, чтобы при нулевом напряжении на затворе и наличии напряжения на стоке ток стока  $I_c$  был близок к нулю. Падение напряжение на обедненном n-слое создается только полем от заряда на затворе:  $|V_n| = |E|L_{d\text{об}} = \frac{qN_d L_{d\text{об}}^2}{2\varepsilon_{Si}\varepsilon_0}$ .

Из выражения для  $\varphi_{кз}$  при заданных значениях  $N_d$ ,  $d_{SiO_2}$ ,  $\varphi_{кз}$  можно определить минимальную толщину n-слоя  $x_n$ , при которой  $x_n \leq L_{d\text{об}}$ . Если уменьшить толщину n-слоя  $x_n$  менее 10 нм или уменьшить концентрацию доноров в этом слое ниже  $N_{dn} = 5 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ , то для существования контактной разности потенциалов между никелевым затвором и n-слоем кремния положительного заряда доноров в n-области оказывается недостаточно, и на границе раздела Si- SiO<sub>2</sub> возникает инверсионный слой из положительно заряженных дырок  $Q_{дыр}$  в валентной зоне полупроводника. Тогда для поля в окисле будет справедливо равенство:  $E_{xSiO_2} = -\frac{2(Q_d^+ + Q_{дыр}^+)}{2\varepsilon_{SiO_2}\varepsilon_0}$ .

На рис.3 приведены рассчитанные зависимости порогового напряжения КНИ МОП-транзистора с затвором из Ni ( $\varphi_{Ni} = 5 \text{ эВ}$ ) от толщины n-слоя для разных концентраций  $N_d$ . Видно, что с уменьшением толщины кремниевой пленки пороговое напряжение уменьшается от -0,6 В при 5 нм до -0,2-0,3 В при 2 нм. При толщинах меньше 2 нм пороговое напряжение падает до 0 и при дальнейшем уменьшении толщины становится отрицательным, что недопустимо для n-канальных транзисторов.

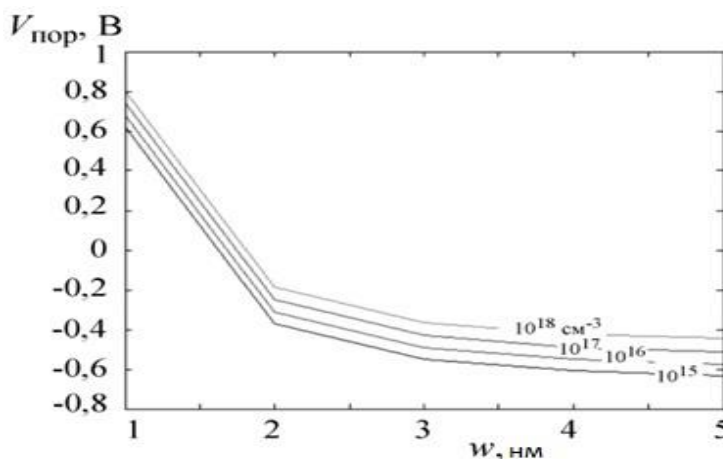


Рис. 3. Зависимости порогового напряжения  $V_{пор}$  от толщины пленки кремния и концентрации дырок, для затвора из Ni

Таким образом, уменьшение толщины пленки n-Si до размеров меньше 2 нм приводит к технологическим проблемам подбора материала затвора с работой выхода больше, чем у известных металлов. Это ограничивает минимальную толщину пленки n-Si для обеспечения соответствующего порогового напряжения.

### Список литературы

1. Красников Г.Я. Конструктивно-технологические особенности субмикронных МОП-транзисторов // М.: Техносфера, 2002. Ч. 1. 416 с.
2. Мустафаев А.Г., Мустафаев А.Г. Влияние накопленной дозы излучения на КМОП-транзисторы, изготовленные по КНС-технологии // Нано- и микросистемная техника. 2008. № 9 (98). С. 44-46.
3. Шоболова Т.А., Оболенский С.В., Кабальнов Ю.А. Радиационно-стойкий биполярный транзистор на структурах «кремний на изоляторе» // Электронная техника. Серия 2: Полупроводниковые приборы. 2020. № 3 (258). С. 34-42.
4. Мустафаев А.Г., Мустафаев А.Г. Проблемы масштабирования затворного диэлектрика для МОП-технологии // Нано- и микросистемная техника. 2008. № 4 (93). С. 17-22.

УДК 621.362

## МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИХ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ В СЛОИСТЫХ ТЕРМОЭЛЕМЕНТАХ НА ОСНОВЕ СПЛАВОВ ВИСМУТА

Евдулов О.В., Исабекова Т.И., Евдулов Д.В.

Дагестанский государственный технический университет  
Махачкала, Россия  
ole-ole-ole@rambler.ru

*Разработана математическая модель для расчета теплофизических и термомеханических напряжений в слоистом термоэлементе (ТЭ), выполненном на основе сплавов висмута. Получены графики зависимости распределения температуры и термомеханических напряжений и деформаций в ТЭ.*

**Ключевые слова:** термоэлемент, сплавы висмута, температура, термомеханические напряжения, математическая модель, численный эксперимент.

*A mathematical model has been developed for calculating thermophysical and thermomechanical stresses in a layered thermoelement (TE) made on the basis of bismuth alloys. Graphs of temperature distribution and thermomechanical stresses and strains in fuel cells are obtained.*

**Keywords:** thermoelement, bismuth alloys, temperature, thermomechanical stresses, mathematical model, numerical experiment.

В настоящее время одной из главных задач при проектировании полупроводниковых термоэлектрических устройств на основе сплавов висмута, связанной с повышением их термодинамической эффективности за счет увеличения силы питающего электрического тока, является улучшение термомеханических характеристик входящих в их состав термоэлементов (ТЭ). Одним из возможных вариантов достижения данной цели является использование ТЭ в слоистом исполнении, когда направление электрического тока и теплового потока в нем совпадают. В этом случае за счет отсутствия жесткой фиксации слоев структуры ТЭ во многом снижаются механические напряжения в местах их контакта. Данное обстоятельство повышает надежность работы ТЭ в частности и всего термоэлектрического прибора в целом.

В настоящей работе рассматривается математическое моделирование теплофизических и термомеханических процессов, происходящих в структуре слоистого ТЭ [1], схема и внешний вид которого изображены на рис.1.

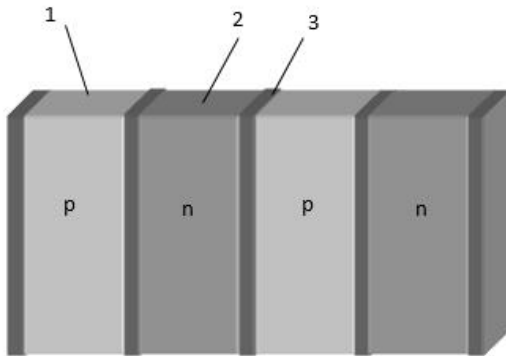


Рис.1. Структурная схема и внешний вид слоистого ТЭ: 1 и 2 – ветви p- и n-типа, 3 – коммутационные пластины

Система дифференциальных уравнений, описывающая процесс теплопередачи для этой схемы, имеет вид:

$$\lambda_i \frac{\partial^2 T_i}{\partial x^2} + \lambda_i \frac{\partial^2 T_i}{\partial y^2} + j^2 \Omega_i = c_i \frac{\partial T_i}{\partial \tau}, \quad (1)$$

где  $i = 1, 2, 3$  - области ТЭ;  $T_i$  - температура;  $\lambda_i$  - удельный коэффициент теплопроводности;  $j$  - плотность электрического тока;  $\Omega_i$  - удельное электрическое сопротивление;  $c_i$  - объемная теплоемкость;  $\tau$  - время.

Начальные, граничные условия и условия сопряжения представляют собой систему уравнений для тепловых потоков на границах слоев с учетом поглощения (выделения) теплоты Пельтье.

Результаты расчета температурного поля ТЭ по (1) с соответствующими начальными и граничными условиями являются исходными данными для определения возникающих в нем механических напряжений за счет расширения (сжатия) материалов при изменении их температуры.

Соотношения между механическими напряжениями в этом случае  $\sigma_x$ ,  $\sigma_y$ ,  $\tau_{xy}$  и деформациями  $\varepsilon_x$  и  $\varepsilon_y$  имеют вид:

$$\begin{aligned} \varepsilon_x &= \frac{1}{E} (\sigma_x - \nu \sigma_y) + \gamma T, \\ \varepsilon_y &= \frac{1}{E} (\sigma_y - \nu \sigma_x) + \gamma T, \\ \gamma_{xy} &= \frac{2(1+\nu)}{E} \tau_{xy}, \end{aligned} \quad (2)$$

где  $E$  - модуль Юнга,  $\nu$  - коэффициент Пуансона,  $\gamma$  - коэффициент линейного расширения, индексы  $x$ ,  $y$ ,  $xy$  определяют направление действия величин, при этом индекс  $xy$  означает действие величин по диагонали.

Деформация  $\varepsilon_z$  определяется с помощью  $\varepsilon_x$  и  $\varepsilon_y$  по формуле

$$\varepsilon_z = \frac{\nu}{\nu - 1} (\varepsilon_x + \varepsilon_y) + \frac{1 + \nu}{1 - \nu} \gamma T. \quad (3)$$

При решении плоской задачи термоупругости в напряжениях в качестве неизвестных принимаются величины  $\sigma_x$ ,  $\sigma_y$  и  $\tau_{xy}$ .

В случае плоского напряженного состояния, для которого выполняется соотношение

$$\nabla^2(\sigma_x + \sigma_y) + E\gamma\nabla^2 T = 0, \quad (4)$$

решение термоупругой задачи получено в следующем виде:

$$\begin{aligned} \sigma_x &= \frac{\partial^2(\phi - 2G\Phi)}{\partial y^2}, \\ \sigma_y &= \frac{\partial^2(\phi - 2G\Phi)}{\partial x^2}, \\ \tau_{xy} &= \frac{\partial^2(2G\Phi - \phi)}{\partial x \partial y}, \end{aligned} \quad (5)$$

где  $\Phi$  – термоупругий потенциал перемещений,  $\phi$  – бигармоническая функция,

$$G = \frac{E}{2(1 + \nu)}.$$

Начальными и граничными условиями для вышеописанных выражений будут условия, определяющие наличие по всем граням ТЭ нулевого нормального давления.

Результаты расчетов представлены на рис.2-3. На рис. 3 изображено двумерное температурное поле слоистого термоэлемента, а на рис.3 соответствующая картина распределения механических напряжений.

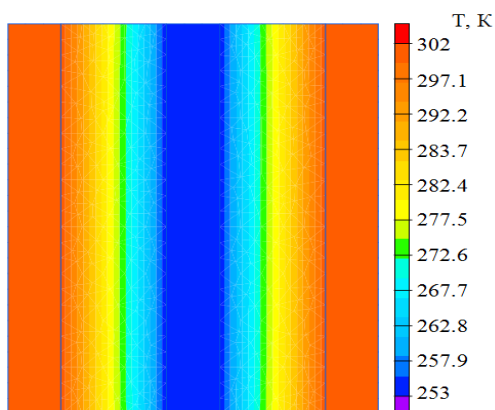


Рис.2. Температурное поле слоистого ТЭ

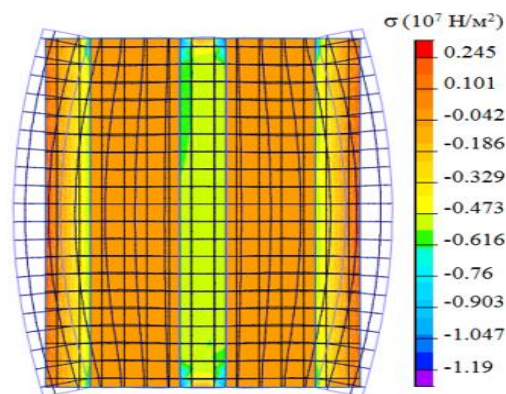


Рис.3. Картина распределения механических напряжений в слоистом ТЭ

Результаты расчетов показали эффективность использование конструкции ТЭ в слоистом исполнении по сравнению с классической П-образной. При этом установлено, что для слоистой конструкции ТЭ при одинаковых токах питания механические напряжения меньше примерно в 1,7 раз.

#### Список литературы

1. Евдулов, О.В. Теоретические исследования термоэлектрического элемента слоистых конструкций / О.В. Евдулов, Д.В. Евдулов // Термоэлектричество. - 2015. - № 2. - С. 62-71.

---

# ТЕРМОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА И ЭЛЕКТРОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАТЕРИАЛОВ И ИЗДЕЛИЙ

---

УДК.621.396:536.24

## СИСТЕМА ТЕРМОСТАБИЛИЗАЦИИ КОМПЬЮТЕРНОГО ПРОЦЕССОРА НА ОСНОВЕ ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПРЕОБРАЗОВАТЕЛЕЙ С ПРИМЕНЕНИЕМ ТЕПЛОВОЙ ТРУБЫ

*Нежведилов Т.Д., Алиев И.Г.*

*Дагестанский государственный технический университет  
Махачкала, Россия*

*Приведено разработанное устройство для термостатирования компьютерного процессора на основе совместного применения термоэлектрического модуля и тепловой трубы. Использование тепловой трубы позволяет повысить эффективность охлаждения компьютерного процессора.*

**Ключевые слова:** *термомодуль, тепловая труба, охлаждение, термостатирование, компьютерный процессор.*

*A developed device for temperature control of a computer processor based on the combined use of a thermoelectric module and a heat pipe is presented. The use of a heat pipe allows you to increase the cooling efficiency of a computer processor.*

**Keywords:** *thermal module, heat pipe, cooling, temperature control, computer processor.*

Высокоэффективные электронные компоненты, составляющие основу компьютеров, характеризуются значительным тепловыделением сопровождающим их в процессе работы. Эффективное функционирование таких компонентов требует производственных средств охлаждения, обеспечивающих необходимые температурные режимы их работы. В первую очередь это относится к процессору. В настоящее время для отвода тепла от процессора широкое применение нашёл кулер, состоящий из металлического радиатора и вентилятора [1]. В этом кулере вентилятор установлен на радиаторе. Вентилятор работает на продув воздуха через радиатор, непосредственно установленный на процессоре. Применение такой системы охлаждения имеет недостатки: не обеспечивается термостатирование процессора; имеет место инерционность отвода тепла от процессора.

В последние годы для термостатирования процессоров все более широкое практическое использование находят полупроводниковые кулеры Пельтье, основанные на применении полупроводниковых термоэлектрических преобразователей – термоэлектрических модулей. Кулер Пельтье состоит из термоэлектрического модуля, радиатора и вентилятора. Термомодуль горячими спаями сопряжён с основанием радиатора. А над пластинами радиатора для увеличения коэффициента теплоотдачи радиатор-среда путём продува воздухом установлен вентилятор. Кулер Пельтье уста-



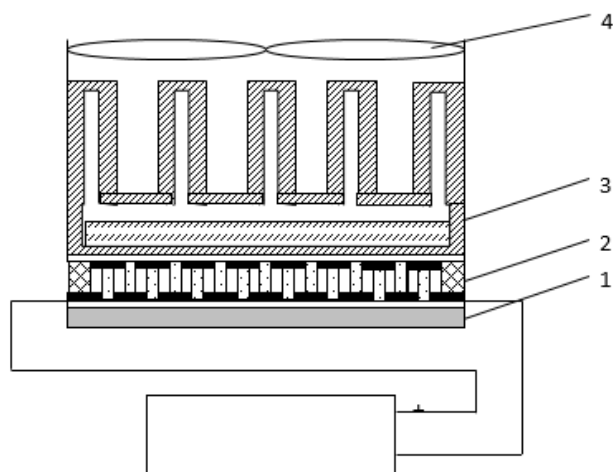
навливаются на процессоре таким образом, что холодные спаи термомодуля и процессор будут находиться в кондуктивном тепловом контакте.

Такой кулер имеет ряд преимуществ: компактность, надежность, долговечность, высокая производительность, эффективность отвода тепла от процессора. Благодаря своим уникальным тепловым и эксплуатационным свойствам устройства, созданные на основе термоэлектрических модулей – модулей Пельтье, позволяют достичь необходимого уровня охлаждения компьютерных компонентов без особых технических затруднений и финансовых затрат. Как кулер для процессора, данное средство поддержки необходимых температурных режимов его эксплуатации является чрезвычайно перспективным.

На основе кулера Пельтье разработаны различные устройства для охлаждения и термостатирования компьютерного процессора, например устройство [2]. В нем также для охлаждения процессора используется термоэлектрический модуль, тепло с горячих спаев которого снимается с помощью радиатора. Недостатком данного устройства являются большие массогабаритные показатели.

Общим недостатком описанных выше устройств является то, что в них для отвода тепла применяется радиатор, который, как показывает практика, не всегда достаточно эффективен, из-за чего возникает перегрев процессора и, как следствие, зависание компьютера.

Повышение эффективности системы охлаждения компьютерного процессора возможно при совместном использовании полупроводниковых термоэлектрических устройств на основе элементов, в принципе работы которых заложен эффект Пельтье — термоэлектрических модулей (термомодулей) и тепловой трубы [3].



Предлагаемая конструкция представляет собой простое и надежное устройство для обеспечения требуемого температурного режима работы компьютерного процессора (рис. 1).

Рис.1. Устройство термостатирования процессора

Данное устройство содержит процессор 1, термоэлектрический модуль 2, предназначенный для охлаждения процессора, тепловую трубу 3, установленную на термомодуле, вентилятор 4 для повышения коэффициента теплоотдачи между зоной конденсации в тепловой трубе и окружающей средой, блок питания 5.

Во время работы компьютера процессор 1 охлаждается термомодулем 2. Отводимое от процессора тепло посредством термомодуля передаётся в тепловую трубу 3. Тепловая труба обеспечивает эффективное поглощение и отвод тепла в среду. Вентилятор 4, установленный над зоной конденсации в тепловой трубе, служит для

повышения коэффициента теплоотдачи между зоной конденсации тепловой трубы и окружающей средой.

В данном устройстве для поддержания требуемого температурного режима процессора применяется термомодуль и тепловая труба, представляющая собой полый параллелепипед, к которому припаяны медные цилиндры, заглушённые с одного конца и открытые в месте контакта с параллелепипедом. Нижняя грань параллелепипеда приведена в тепловой контакт с горячими спаями термомодуля. Теплоноситель, поглощая тепло с термомодуля, испаряется и поступает в полые медные цилиндры, где конденсируется, отдаёт избыточное тепло в окружающую среду и поступает в объём параллелепипеда. Тепловая труба такой формы обеспечивает эффективный отвод тепла от термомодуля в среду. В случае, когда зона конденсации ниже зоны кипения, внутренняя поверхность медных цилиндров выкладывается металловолокнистой капиллярной структурой.

Высокая теплопроводность тепловой трубы обеспечивает эффективный отвод тепла от горячих спаев термомодуля, а следовательно, от процессора, и тем самым позволяет системе охлаждения более эффективно реагировать на возникновение тепловых нагрузок в процессоре.

Применение разработанного устройства позволяет обеспечить эффективное охлаждение компьютерного процессора. При этом уменьшаются габариты системы охлаждения.

#### Список литературы

1. Карпинос В.И., Антонов Г.В. Система регулирования температуры методом управления частотой вращения асинхронного электропривода вентилятора. – Вопросы радиоэлектроники. Сер. ТРТО, 1980, вып. 2.
2. Патент US № 6744136 А, опубл. 01.05.2003
3. Семена М.Г., Гершуни А.Н., Зарипов В.К. Тепловые трубы с металловолокнистыми капиллярными структурами. К.: Вища шк. Головное изд-во, 1984.

УДК 624.042.5

### **ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКАЯ СИСТЕМА ДЛЯ ВИЗУАЛИЗАЦИИ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ПОЛЕЙ ОБЪЕКТОВ С ПЛОТНОЙ УПАКОВКОЙ ЭЛЕМЕНТОВ**

*Евдулов О.В.<sup>1</sup>, Магомадов Р.А.-М.<sup>2</sup>, Магомедова К.А.<sup>1</sup>*

*<sup>1</sup> Дагестанский государственный технический университет*

*<sup>2</sup> Грозненский государственный нефтяной технический университет.*

*ole-ole-ole@rambler.ru*

*Разработана термоэлектрическая система (ТЭС) для визуализации температурных полей плоских объектов с плотной упаковкой с использованием жидкокристаллической пленки. Ее особенностью является повышение точности измерений за счет более точного сопряжения объекта и прибора. Установлено, что цветовая гамма жидкокристаллической пленки существенно меняется при наличии истоков и стоков*

теплоты по ее поверхности. При предварительной калибровке система позволяет не только визуализировать картину температурного поля объекта, но и определить значение его температуры в каждой точке.

**Ключевые слова:** температурное поле, визуализация, термоэлектрическая система, математическое моделирование, теплофизические процессы, численный эксперимент.

*A thermoelectric system (TPS) has been developed to visualize the temperature fields of flat objects with dense packing using a liquid crystal film. Its feature is to increase the accuracy of measurements due to a more accurate pairing of the object and the device. It has been established that the color gamut of a liquid crystal film changes significantly in the presence of sources and sinks of heat over its surface. With preliminary calibration, the system allows not only to visualize the picture of the temperature field of the object, but also to determine the value of its temperature at each point.*

**Keywords:** temperature field, visualization, thermoelectric system, mathematical modeling, thermo-physical processes, numerical experiment.

В настоящее время одной из задач измерительной техники является определение и визуализация температурных полей различного рода плоских поверхностей с размещенными на ней объектами с плотной упаковкой. Измерения подобного рода находят применение в машиностроении, энергетике, теплофизическом приборостроении, медицине и т.п. С использованием визуализации температурного поля объекта может производиться оценка качества изделий и приборов, оперативная диагностика состояния пациента на предмет выявления различных заболеваний, оценка качества тепловой изоляции электроэнергетических объектов, работы изделия микроэлектроники и т.д..

Среди существующих способов измерения и визуализации температурных полей на сегодняшний день можно выделить контактную термометрию (определение температурного поля путем непосредственного контакта с объектом), дистанционную инфракрасную термографию (применение инфракрасного термографа), телетермографию (основана на преобразовании инфракрасного излучения тела человека в электрический сигнал, который визуализируется на экране тепловизора), контактную холестерическую термографию (используются оптические свойства холестерических жидких кристаллов) [1]. Характеризуя каждый из перечисленных методов необходимо отметить их определенные недостатки, такие как сложность реализации и технического исполнения (контактная термометрия), относительно невысокая точность определения температурного поля и высокая стоимость (телетермография, инфракрасная термография), сложность обеспечения начальной цветовой гаммы жидкокристаллической матрицы (холестерическая термография).

В этих условиях актуальным является разработка и исследование новых методов и технических средств, позволяющих с высокой степенью точности и эффективности производить измерение и визуализацию температурных полей объектов. В качестве таких технических средств перспективным является совместное использование свойств холестерических жидких кристаллов (далее жидкокристаллических пленок) и термоэлектрических преобразователей энергии, позволяющих с высокой степенью равномерности путем охлаждения, либо нагрева, устанавливать первоначальную цветовую гамму жидкокристаллической матрицы.

Предложена конструкция термоэлектрического прибора для визуализации температурного поля плоского объекта с наличием в нем элементов с плотной упаковкой [2]. Его конструкция изображена на рис.

Прибор состоит из основания, выполненного из высокотеплопроводного материала (например, меди) в виде рамки 1, на внутренней торцевой поверхности которой закреплена жидкокристаллическая пленка 2. Жидкокристаллическая пленка 2 закреплена на рамке 1 с помощью крепежных приспособлений 3, имеющих возможность перемещаться в вертикальном направлении при оказании на них механического давления (например, за счет шарнирного механизма), таким образом, чтобы она выступала за верх рамки в направлении к поверхности, температурное поле которой подлежит определению и визуализации.

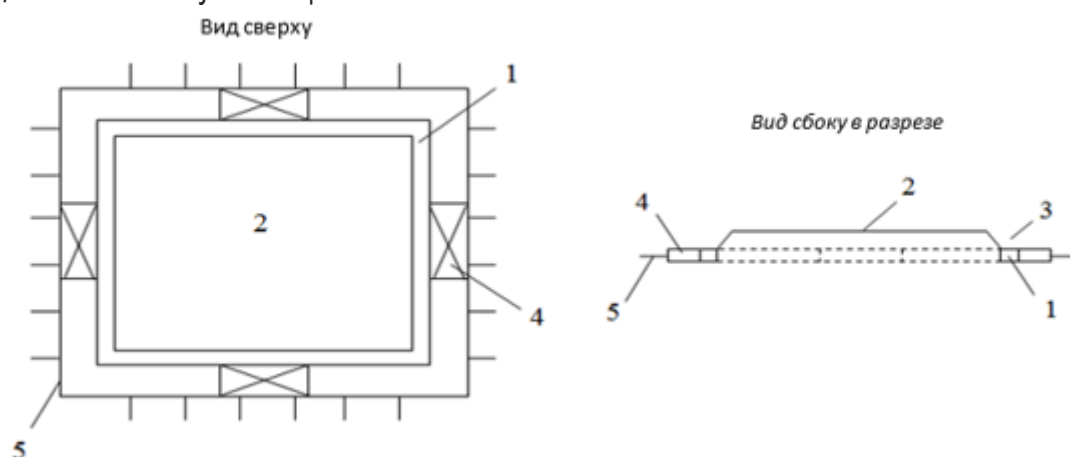


Рис. Конструкция ТЭС для измерения и визуализации температурных полей объектов

На внешней торцевой поверхности рамки 1 по ее периметру с хорошим тепловым контактом рабочей поверхностью установлены ТЭМ 4, опорной поверхностью сопряженные с радиаторами, питаемые электрической энергией от источника постоянного тока (на рис.1 не показан). Радиаторы образуют единую радиаторную систему 5, представляющую собой замкнутую поверхность из высокотеплопроводного материала, повторяющую контур рамки 1, со стороны, противоположной размещению ТЭМ 4, имеющую оребрение.

Система работает следующим образом. С помощью ТЭМ 4, находящихся в контакте с рамкой 1 температура жидкокристаллической пленки 2 стабилизируется на определенной температуре так, чтобы вся ее поверхность имела одинаковый цвет. Затем жидкокристаллическая пленка 2 приводится в тепловой контакт с поверхностью, температура которой подлежит определению и визуализации. За счет неравномерности температуры поверхности жидкокристаллическая пленка 2 изменит цвет, причем цветовая картина будет соответствовать температурному полю поверхности. Значения температуры в каждой точке поверхности могут быть определены по градуировочным цветовым шкалам. Наличие крепежного приспособления 3, имеющего возможность перемещения в вертикальном направлении, сопровождаемого перемещением в том же направлении жидкокристаллической пленки 2, позволяет определять и визуализировать температурные поля как ровных, так и вогнутых и выпуклых

поверхностей. Радиаторная система 5 предназначена для отвода теплоты и стабилизации температуры опорной поверхности ТЭМ 4.

#### Список литературы

1. Атрошенко, Ю.К. Теплотехнические измерения и приборы / Ю.К. Атрошенко, Е.В. Иванова. - Томск: ТПУ, 2014. - 151 с.
2. Евдулов, О.В. Математическая модель термоэлектрической полупроводниковой системы для визуализации температурных полей объектов / О.В. Евдулов, Р.А.-М. Магомадов, К.А. Магомедова, Э.А. Джабраилова // Вестник Дагестанского государственного технического университета. Технические науки. - 2021. - т. 48, №1. - С. 28-36.

УДК 621.430

## КОНСТРУКТИВНЫЕ ОСОБЕННОСТИ ЭЛЕКТРОМЕХАНИЧЕСКИХ УСИЛИТЕЛЕЙ РУЛЕВОГО УПРАВЛЕНИЯ ОТЕЧЕСТВЕННОГО ПРОИЗВОДСТВА

Алиев С.А.<sup>1,2</sup>, Алиева М.Н.<sup>3</sup>, Алиев А.М.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Дагестанский государственный университет,

<sup>2</sup>Дагестанский государственный технический университет,

<sup>3</sup>Дагестанский государственный аграрный университет им. М.М. Джамбулатова

г. Махачкала, Россия

aliev.777@mail.ru

*В отношении безопасности движения автомобиля рулевое управление – один из наиболее ответственных механизмов. От совершенства его исполнения во многом зависит утомляемость водителя, а также требования к его квалификации. В настоящей статье предлагается обзорный материал, позволяющий разобраться в конструктивных особенностях сложной электромеханической системы, каковой являются усилители рулевого управления.*

**Ключевые слова:** рулевое управление, электромеханический усилитель, гидравлический усилитель, торсион, инвертор, бесколлекторный электродвигатель

*With regard to the vehicle safety steering is one of the most critical mechanisms. Fatigue of the driver, as well as the requirements for his qualifications, largely depend on the perfection of its performance. This article deals with the review material that allows you to understand the design features of a complex electromechanical system, which includes power steering.*

**Keywords:** steering, electromechanical amplifier, hydraulic amplifier, torsion bar, inverter, brushless electric motor.

Наибольшее распространение на автомобилях, и особенно на легковых, получили механические устройства, в состав которых часто входит сервоусилитель рулевого управления. Среди различных конструкций усилителей наиболее часто встречаются гидромеханические, хотя, в последнее время, когда электроника повсеместно внедряется и вытесняет традиционные конструкции, появляются устройства электрического типа, позволяющие установить более точную взаимосвязь с другими системами автомобиля [1].

К рулевым управлениям с усилителем не предъявляются никакие ограничения по скорости. Но при тех же условиях испытаний они должны отвечать следующему требованию: при отказе в работе усилителя, усилие, необходимое для требуемого поворота рулевого колеса, не должно превышать 600 Н, а момент на рулевом колесе может достигать 120 Н·м.

Сначала усилители рулевого управления появились на тяжелых грузовиках, карьерных самосвалах и дорожной технике – в основном, они были пневматические, т.к. это удобно было совместить с имеющейся системой привода тормозов (с пневмокомпрессором). Для легковых автомобилей более подходила «гидравлика» с ее меньшим весом и точностью настройки, хотя в изготовлении она была значительно дороже.

Связь между чувствительностью усилителя и реактивным действием со стороны дороги в каждой конструкции автомобиля обеспечивается подбором оптимального момента включения усилителя, что наглядно показана на рис.



Рис. График работы усилителя руля

Гидроусилитель руля по праву можно считать долгожителем, однако для достижений высоких современных требований их конструкции постоянно усложняли, а, следовательно, становились дороже. И, вот, параллельно с ними на смену вышли электрические устройства, которые в сочетании с программируемой электроникой оказались многофункциональней, дешевле и компактней [2].

Несомненно, их преимуществом также являются: удобство компоновки на автомобиле и возможность регулировки (ручной настройки) следящего действия с места водителя. К недостаткам можно отнести пока сложный электронный «блок управления», а также повышенная требовательность к падению напряжения бортовой сети.

Рассмотрим конструктивные особенности электромеханических усилителей рулевого управления на легковых автомобилях отечественного производства. Поскольку среди конструкций трансмиссии легковых автомобилей преобладают переднеприводные, наибольший интерес представляют рулевые управления этих автомобилей.

Конструкции, где ведущими являются передние колеса, для поддержания направления движения по прямой и для возвращения рулевого управления в нейтральное положение при выходе автомобиля из поворота теоретически необходимо небольшие усилия. Недостатком такой компоновки схем автомобиля, где тяговое усилие от силового агрегата, расположенного впереди, передается на передние

управляемые колеса, является возможность влияния тяговых сил на рулевое управление. Автомобиль с такой подвеской очень устойчив: глубокие лужи, неровности дорожного полотна, попадающие под колеса с одной стороны автомобиля, практически не ощущаются рулевым управлением и не оказывают почти никакого влияния на движение по прямой.

Рассматривая конструкции переднеприводных автомобилей можно отметить, что в зависимости от расположения центральной оси силового агрегата, наибольшее распространение (лучшая технологичность) получили варианты поперечного расположения двигателя [3-5].

Теперь рассмотрим наиболее часто встречающиеся конструкции электромеханических усилителей рулевого управления отечественных автомобилей. Электроусилитель руля приходит на смену распространенному гидроусилителю руля (ГУР). Этому способствовало развитие техники, в частности электроники.

Преимущества у электроусилителей следующие.

Экономичность. Электроусилитель позволяет экономить от 0,5 до 0,8 л на 100 км пути. Он не связан с двигателем жестким ремнем, а поэтому отбирает от него мощность, когда нужно. Например, на холостых оборотах вообще не работает, когда ГУР постоянно связан с коленвалом;

Надежность электроусилителя выше по причине того, что электродвигатель располагается в салоне автомобиля, отсутствуют шланги, течи жидкости.

Обслуживание практически отсутствует. Нет необходимости замены рабочей жидкости в бачке, для восстановления работоспособности.

Недостатки электроусилителя следующие:

- невозможно использование на тяжелых грузовых автомобилях из-за его малой мощности;

- высокая стоимость

Повышенные требования к надежности, долговечности электрических машин требуют применения бесколлекторных электродвигателей, работающих под управлением силовой электроники.

Электрический усилитель рулевого управления, как и любой другой усилитель, призван уменьшить усилие, прилагаемое водителем при воздействии и рулевое колесо, тем самым повышая уровень комфорта и легкость управления автомобилем. Дополнительное усилие создается за счет электрического привода.

Рассмотренные конструкции электроусилителей рулевого управления изготовлены на основе вентильно-индукторного двигателя (ВИД). По сравнению с распространенными приводами с асинхронными двигателями применение ВИД весьма эффективно:

- в постоянно работающих приводах, где важным фактором является высокий КПД (значения КПД достигают до 0,85);

- высокая надежность;

- при работе в условиях, где принципиальным является минимизация массогабаритных показателей привода.

На основании вышеизложенного можно сделать вывод, что наиболее эффективным является применение усилителя рулевого управления с реактивно-индукторным

двигателем с электронным управлением (без постоянных магнитов), которому свойственны высокая ремонтнопригодность, простота конструкции, технологичность изготовления.

#### Список литературы

1. Вершигора В.А. О перспективах развития электроники и электрооборудования на автомобилях ВАЗ. // Научно-практический журнал «Автотракторное электрооборудование». – 2010. – №5-6. – С. 3-7.
2. Коломейцев Л.Ф. Математическая модель для расчета электромагнитных процессов в многофазном управляемом реактивном индукторном двигателе / Л.Ф. Коломейцев, С.А. Пахомин, Д.В. Крайнов, В.Л. Коломейцев, Е.А. Слепков // Изв. ВУЗов. Электромеханика. –1998. –№1. – С. 49-53.
3. Прокопец И.А. Тяговый электропривод рудничного электровоза / И.А. Прокопец, В.Л. Коломейцев, Ф.А. Реднов, С.А. Пахомин // Изв. ВУЗов. Северо-Кавказский регион. Технические науки. Специальный выпуск. Проблемы мехатроники. –2003. –С. 101-103.
4. Реднов Ф.А. Энергосберегающие компрессоры с индукторным приводом / Ф.А. Реднов, И.А. Прокопец, О.Н. Жарый // Изв. ВУЗов. Электромеханика. - 2005. -№2. -С. 81-82.
5. Сулейманов У.М. Вентильно-индукторный электропривод электромеханического усилителя рулевого управления / У.М. Сулейманов, Д.В. Крайнов // Изв. ВУЗов. Электромеханика. –2005. – №2. – С. 56-59.

УДК 621.431.629

## ЭЛЕКТРОПРИВОДНОЙ НАСОС СИСТЕМЫ ОХЛАЖДЕНИЯ ПОРШНЕВОГО ДВИГАТЕЛЯ С ИНДУКТОРНЫМ ЭЛЕКТРОДВИГАТЕЛЕМ

Алиев С.А.<sup>1,2</sup>, Алиева М.Н.<sup>3</sup>, Алиев А.М.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Дагестанский государственный университет,

<sup>2</sup>Дагестанский государственный технический университет,

<sup>3</sup>Дагестанский государственный аграрный университет им. М.М. Джамбулатова  
г. Махачкала, Россия  
aliev.777@mail.ru

*В статье рассмотрены основные недостатки существующих систем охлаждения современных поршневых двигателей внутреннего сгорания (ДВС), в которых жидкостный насос приводится от коленчатого вала двигателя. Предлагается усовершенствованная конструкция системы охлаждения с индивидуальным электроприводным жидкостным насосом, обеспечивающая оптимальный тепловой режим двигателя. В качестве привода предложена конструкция регулируемого индукторного электродвигателя.*

**Ключевые слова:** система охлаждения, жидкостный насос, электрический привод, коленчатый вал, индукторный электродвигатель, мощность.

*The article deals with the main drawbacks of existing cooling systems of the modern piston internal combustion engines, in which the liquid pump is driven from the crankshaft of the engine. The improved design of cooling system with individual power - driven liquid pump is proposed, optimal thermal conditions of the engine are ensured. As a drive the design of an adjustable inductor of the motor has been suggested.*

**Keywords:** cooling system, liquid pump, electric drive, crankshaft, inductor-type motor, power.



До последнего времени системы охлаждения и смазывания поршневых двигателей оставались не связанными с применением электроники. Сегодня электроника активно используется в составе и этих систем.

В традиционных системах охлаждения с термомеханическим термостатом, насосом с механическим приводом и вентилятором оптимизировать тепловое состояние двигателя внутреннего сгорания практически невозможно из-за отсутствия управляющих взаимосвязей между этими тремя важнейшими узлами системы.

В начале 90-х годов прошлого века начаты разработки систем охлаждения, включающие интегрированные элементы электронной автоматики [1]. В настоящее время системы охлаждения с комплексным электронным управлением является, несомненно, перспективными (рис. 1).

Задачей предлагаемой системы охлаждения является обеспечение стабильного температурного режима двигателя внутреннего сгорания и оптимизация режима его работы при переменном характере нагрузки.

Задача решается за счет того, что в системе охлаждения ДВС привод агрегатов (насосов, вентилятора) осуществляется при помощи индукторного электродвигателя.

Основным контролируемым параметром работы системы охлаждения является температура охлаждающей жидкости на выходе из двигателя, измеряемая с помощью датчиков температуры.

Тепловое состояние двигателя и его основных деталей можно обеспечить регулированием количества тепла, подаваемого в систему охлаждения.

Интенсивность циркуляции охлаждающей жидкости зависит от частоты вращения крыльчатки водяного насоса. Отсутствие возможности автоматического регулирования производительности насоса существующих систем приводит к недостаточной циркуляции охлаждающей жидкости при необходимости максимальной теплоотдачи от деталей двигателя, и к необоснованным затратам мощности при отсутствии потребности отвода теплоты от двигателя. [2]

Между производительностью водяного насоса  $G_{в.н.}$  и числом оборотов его крыльчатки  $n_{в.н.}$  существует следующая зависимость  $G_{в.н.} = A \cdot n_{в.н.}$ , где  $A$  – постоянный коэффициентный, зависящий от формы и конструкции направляющего аппарата.

Обороты коленчатого вала, частота вращения вентилятора, температура охлаждающей жидкости, положение заслонки радиатора контролируются при помощи цифровых датчиков (на схеме не указаны).

Указанная совокупность контрольно-измерительных элементов, функциональных электронных устройств обеспечивает контроль соответствующих параметров, и позволяют блоку управления 6, на основании полученных данных осуществлять управление работой электропривода жидкостного насоса 9, вентилятора 4, заслонки 3, клапана термостата 8.

Возможность получения любой точной скорости вращения крыльчатки насоса обеспечивается при помощи управляемого индукторного электродвигателя – обратной бесконтактной электрической машины синхронного типа (рис.2).

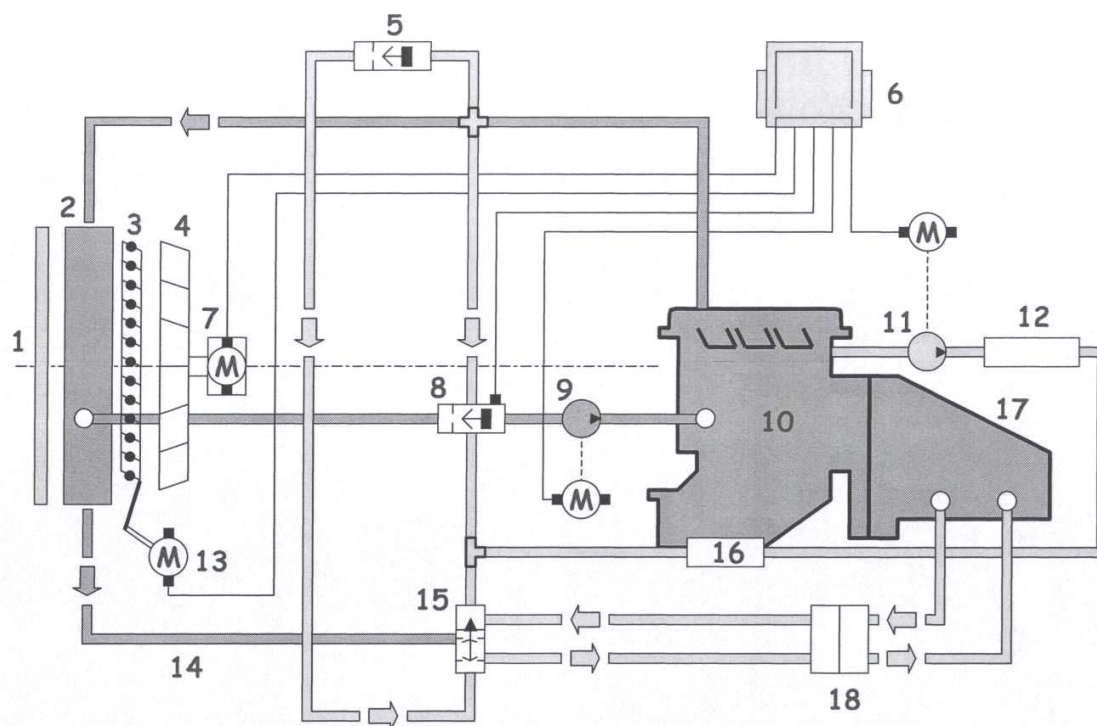


Рис.1. Схема системы охлаждения с электроприводным насосом

1 – решетка радиатора; 2 – радиатор охлаждения; 3 – заслонка; 4 – вентилятор; 5 – термостат; 6 – электронный блок управления; 7 – электропривод вентилятора; 8 – термостат с электронным управлением; 9 – насос системы охлаждения с индукторным электродвигателем; 10 – двигатель внутреннего сгорания; 11 – электромотор и насос; 12 – управление нагревателем; 13 – шаговый двигатель; 14 – низкотемпературный контур; 15 – низкотемпературный регулятор; 16 – масляный радиатор; 17 – трансмиссия; 18 – радиатор трансмиссионного масла.

Она имеет ряд несомненных достоинств. В том числе такие как шихтованный зубчатый ротор 1 без обмотки, потери в котором как известно минимальны и многофазная обмотка статора 2, выполненная в виде отдельных концентрических катушек 3 без пересечения лобовых частей, что упрощает конструкцию, технологию производства, а также увеличивает надежность при эксплуатации [3].

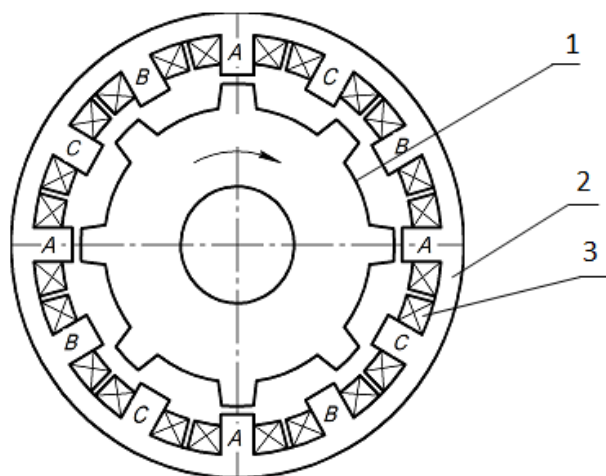


Рис. 2. Устройство активной зоны индукторного электродвигателя 1 – ротор; 2 – статор; 3 – катушка концентрическая

Обязательным условием работы системы охлаждения является обеспечение оптимального температурного режима. Для этого посредством электропривода (рис.1) жидкостный насос 9 выводится на номинальную производительность, заслонки жа-

люзи 3 поворачиваются на угол  $90^\circ$  для более полного доступа потоков воздуха. Интенсивность циркуляции воздушных потоков обеспечивается электроприводом вентилятора 7.

При этом работа насоса и вентилятора бесступенчато регулируется контроллером 6 в зависимости от теплового состояния двигателя. Таким образом, достигается необходимый баланс между расходами жидкости и воздуха в системе охлаждения двигателя, что позволяет снизить затраты мощности на привод насоса. Соответственно обеспечивается экономия топлива при одновременном снижении углеводородов СН и оксида углерода СО.

Макетный образец рассматриваемого электроприводного насоса системы охлаждения спроектирован и изготовлен в соответствии с требованиями, предъявляемыми к жидкостным насосам. При этом обеспечена электрическая мощность 0,3 кВт при частоте вращения  $\sim 3000$  об/мин, что подтверждено стендовыми испытаниями.

Предлагаемая система охлаждения поршневого двигателя внутреннего сгорания с электроприводным насосом позволяет обеспечить стабильный заданный температурный режим двигателя и оптимизированный режим его работы при переменном характере нагрузки, обеспечивает рациональное и энергоэффективное распределение мощности, затрачиваемой на привод агрегатов системы охлаждения.

#### **Список литературы**

1. Драгомиров С.Г. Настоящее и будущее систем электронного управления автомобильными двигателями / С.Г. Драгомиров // Автотракторное электрооборудование. – 2003. – № 3. – С. 3-6.
2. Орлин А.С. Системы поршневых и комбинированных двигателей / А.С. Орлин, М.Г. Круглов – М.: Машиностроение, 1985. – 456 с.
3. Щербаков В.Г Индукторный привод для электроподвижного состава / В.Г. Щербаков, Л.Ф. Коломейцев, С.А Пахомин // Локомотив. – 2005. – №2. – С. 36-37.

УДК 620.3

### НАНОПОРОШКИ СОСТАВА $BaZrO_3$ ПРИ ЗАМЕЩЕНИИ ЦИРКОНИЯ НА ИТТРИЙ

Гаджимагомедов С.Х., Сайпулаев П.М., Шабанов Н.С., Эмиров Р.М., Алиханов Н.М.-Р.,  
Фараджев Ш.П.

Дагестанский государственный университет  
Махачкала, Россия  
darkusch@mail.ru

*В работе изготовлены нанопорошки составов  $BaZrO_3$  и  $BaZrO_3$  при 10%-ом замещении циркония на иттрий ( $BaZr_{0.9}Y_{0.1}O_3$ ) методом нитрат - органических прекурсоров. Водный раствор нитратов иттрия, бария и меди с глицином выпаривался при непрерывном перемешивании на магнитной мешалке. Процесс испарения завершился формированием геля и с последующим его горением, в результате которого образовался агломерированный нанопорошок. При этом глицин играл роль органического топлива, обеспечивающего платформу для окислительно-восстановительных реакций между реагентами в процессе горения. У исходного нанопорошка  $BaZrO_3$ , сразу после синтеза, насыпная плотность  $\gamma_n$  равна  $\sim 0.0276$  г/см<sup>3</sup>, а для образца состава  $BaZr_{0.9}Y_{0.1}O_3$  величина  $\gamma_n \sim 0.018$  г/см<sup>3</sup>.*

**Ключевые слова:** агломерированный нанопорошок, цирконаты, методом нитрат - органических прекурсоров.

*In this work, nanopowders of the compositions  $BaZrO_3$  and  $BaZrO_3$  were prepared with 10% substitution of zirconium for yttrium ( $BaZr_{0.9}Y_{0.1}O_3$ ) by the method of nitrate-organic precursors. An aqueous solution of yttrium, barium, and copper nitrates with glycine was evaporated with continuous stirring on a magnetic stirrer. The evaporation process ended with the formation of a gel and its subsequent combustion, which resulted in the formation of an agglomerated nanopowder. At the same time, glycine played the role of organic fuel, providing a platform for redox reactions between reagents during combustion. For the initial  $BaZrO_3$  nanopowder, immediately after synthesis, the bulk density  $\gamma_b$  is  $\sim 0.0276$  g/cm<sup>3</sup>, while for the  $BaZr_{0.9}Y_{0.1}O_3$  sample,  $\gamma_b$  is  $\sim 0.018$  g/cm<sup>3</sup>.*

**Keywords:** agglomerated nanopowder, zirconates, nitrate - organic precursor method.

В последнее время цирконаты рассматривают как перспективные материалы [1] для создания на их основе новых функциональных устройств. Эти материалы являются важными объектами для практических применений: для искусственных центров пиннинга в высокотемпературных сверхпроводниках или для фотокаталитического выделения водорода. Наиболее изученным соединением этого класса является цирконат бария ( $BaZrO_3$ ). Интерес к нему вызван за проявляемые им свойства: механическая стабильность; термическая стабильность; небольшой коэффициент теплового расширения в широком интервале температур; структурная стабильность; химическая стабильность.

В работе методом нитрат - органических прекурсоров изготовлены нанопорошки  $BaZrO_3$  и  $BaZr_{0.9}Y_{0.1}O_3$ . Для приготовления водного раствора нитратов использовались реактивы соответствующей чистоты: нитрат бария ( $Ba(NO_3)_2$ ), нитрат иттрия ( $Y(NO_3)_3 \cdot 6H_2O$ ), цирконил ( $ZrO(NO_3)_2$ ) и аминокислота (глицин) ( $C_2H_5NO_2$ ). Водный раствор нитратов с глицином выпаривался при непрерывном перемешивании на магнитной мешалке. Процесс испарения завершается формированием геля и с последующим его горением, в результате которого образуется агломерированный нанопорошок. При этом глицин играл роль органического топлива, обеспечивающего платформу для окислительно-восстановительных реакций между реагентами в процессе горения.

У исходного нанопорошка  $BaZrO_3$ , сразу после синтеза, насыпная плотность  $\gamma_n$  равна  $\sim 0.0276$  г/см<sup>3</sup>, а для образца состава  $BaZr_{0.9}Y_{0.1}O_3$  величина  $\gamma_n \sim 0.018$  г/см<sup>3</sup>. Термообработку порошков проводили в течение 30 мин при температуре 500°C (рис. 1). Как и ожидалось, такая обработка агломерированных порошков не привела к существенной рекристаллизации и соответственно к повышению величины  $\gamma_n$ . Для образцов плотность изменилась незначительно, т.е. для состава  $BaZrO_3$  величина  $\gamma_n$  составляет  $\sim 0.025$  г/см<sup>3</sup>, а для образца  $BaZr_{0.9}Y_{0.1}O_3$   $\gamma_n \sim 0.017$  г/см<sup>3</sup>.

На рис. представлена морфология нанопорошков BZY10 (после синтеза и обработки при температуре 500°C).

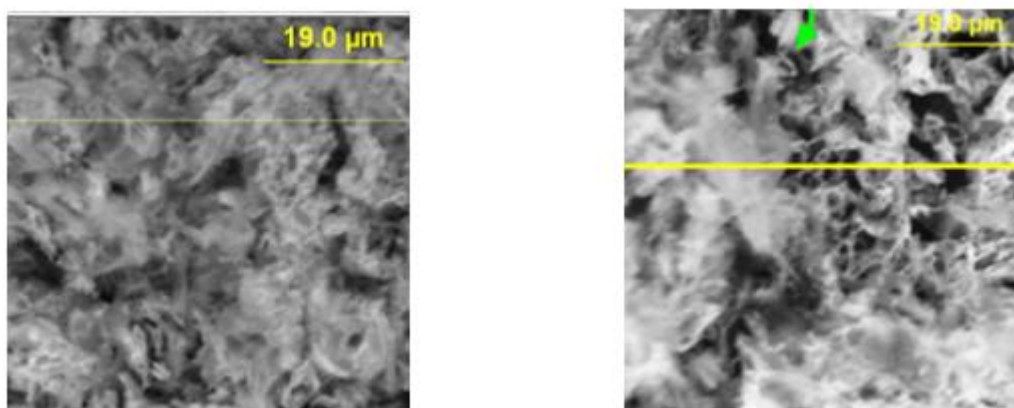


Рис. Морфология порошков BZY10 после синтеза (слева) и обработанного при 500°C (справа).

Как видно, порошки состоят из агломератов наночастиц – наряду с «плотными» образованиями, присутствуют включения в виде «хлопьев». Насыпная плотность у исходного порошка BZY10 составляет  $\sim 0.018$  г/см<sup>3</sup>. Как видно, термическая обработка не привела к существенной рекристаллизации зерен, высокопористая структура в виде «паутины» из наночастиц (см. рис. 2) все еще сохраняется.

Итак, синтезированные золь-гель методом нанопорошки состава  $BaZrO_3$  с 10% замещением циркония на иттрий имеют высокопористую структуру. Для формирования заданного распределения частиц по размерам термическую обработку осуществляли при более высоких температурах (до 900°C).

Работа выполнена в рамках проекта УМНИК (Договор 16504ГУ/2021 от 31.05.2021) и частично гос. задания FZNZ-2020-0002. Исследования выполнены с использованием оборудования НОЦ «Нанотехнологии» ДГУ.

## Список литературы

1. P.Manju, M.R.Ajith, D.Jaiswal-Nagara Synthesis and characterization of BaZrO<sub>3</sub> nanoparticles by citrate-nitrate sol-gel auto-combustion technique: Systematic study for the formation of dense BaZrO<sub>3</sub> ceramics. Journal of the European Ceramic Society Volume 39, Issue 13, October 2019, Pages 3756-3767

УДК 537.9

## СОЗДАНИЕ ГРАДИЕНТНЫХ НАНОКЕРАМИК НА ОСНОВЕ ФЕРРИТА ВИСМУТА ПУТЕМ ПЛАЗМЕННОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ

Гаджимагомедов С.Х., Алиханов Н.М.-Р., Рабаданов М.Х., Рабаданова А.Э., Гаджиев М.Х., Ильичев М.В., Эмиров Р.М., Палчаев Д.К., Мурлиева Ж.Х.

Дагестанский государственный университет  
Махачкала, Россия  
darkusch@mail.ru

*В работе показана возможность создания градиентной наноструктурированной керамики BiFeO<sub>3</sub> при 5% замещении Bi на La (Bi<sub>0.95</sub>La<sub>0.05</sub>FeO<sub>3</sub>), путем воздействия плазменным потоком аргона. Воздействие осуществлялось на расстоянии ~25 мм в течение ~20 сек при удельном тепловом потоке ~ 0.05 кВт/см<sup>2</sup>. Плазменная обработка вызвала значительные изменения пористости из-за фазовых превращений, роста зерен и спекания.*

**Ключевые слова:** фазовые превращения, слоистые структуры, градиентная керамика.

*The paper shows the possibility of creating a gradient nanostructured BiFeO<sub>3</sub> ceramic with 5% substitution of Bi for La (Bi<sub>0.95</sub>La<sub>0.05</sub>FeO<sub>3</sub>) by exposure to an argon plasma flow. cm<sup>2</sup>. Plasma treatment caused significant changes in porosity due to phase transformations, grain growth and sintering.*

**Keywords:** phase transformations, layered structures, graded ceramics.

В последнее время особый интерес для практических приложений представляет материалы с градиентными свойствами – слоистые структуры [1] с градиентным химическим составом; градиентная керамика [2], сочетающая сегнетоэлектрические и ферромагнитные свойства при комнатной температуре. В работе приведены результаты исследования морфологии и структуры поверхности наноструктурированной керамики Bi<sub>0.95</sub>La<sub>0.05</sub>FeO<sub>3</sub>, после воздействия плазменным потоком аргона.

Наноструктурированная керамика состава Bi<sub>0.95</sub>La<sub>0.05</sub>FeO<sub>3</sub> была изготовлена из термообработанного при температуре ~450°C в течение 30 мин нанопорошка того же состава. Нанопорошок синтезировался золь-гель методом, согласно рекомендациям [3]. Прессование исходного сырца осуществлялось при давлении ~250 МПа. Спеклась керамика при температуре ~ 600°C в течение 30 мин (рис.1). Воздействие осуществлялось на расстоянии ~25 мм в течение ~20 сек при удельном тепловом потоке ~ 0.05 кВт/см<sup>2</sup>.

На рисунке 2 представлены дифрактограммы наноструктурированных керамик до и после обработки плазмой. Как видно, на спектрах проявились характерные пики для искаженной ромбоэдрической структуре Bi<sub>0.95</sub>La<sub>0.05</sub>FeO<sub>3</sub> с пространственной групп-

пой симметрии R3c. Воздействие плазменным потоком (рис. 1), наряду с увеличением разрешения рефлекса (104), приводит к смещениям примерно на  $\sim 0.24^\circ$  пиков (012) и (110) в область высоких значений углов  $2\theta$ . После обработки на спектрах присутствуют уже расщепленные пики (104, 110) и (116, 122), в окрестности  $\sim 32^\circ$  и  $\sim 52^\circ$  соответственно. По увеличению интенсивности пика (006) при  $\sim 39^\circ$ , являющегося индексом ромбоэдрической структуры  $\text{BiFeO}_3$ , можно предположить [4] о произошедшем структурном переходе.

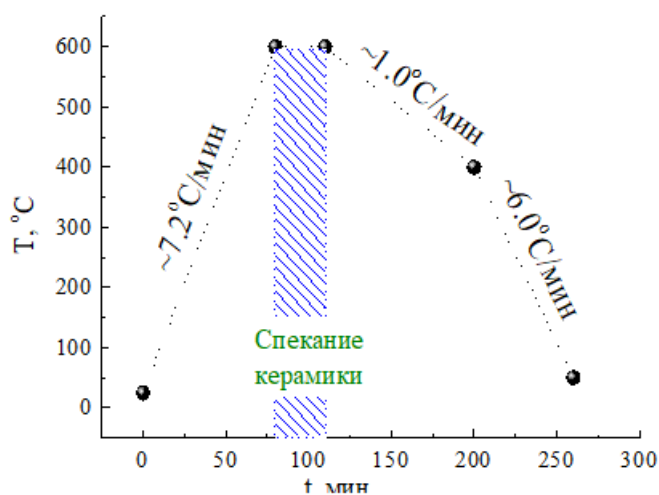


Рис. 1. Режимы обработки порошка и спекания керамики

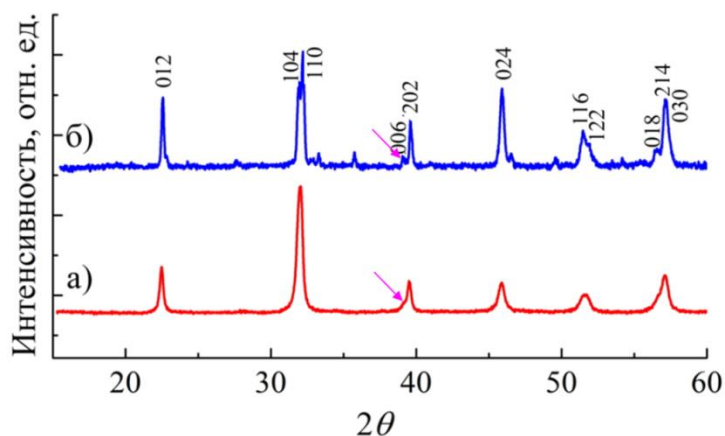


Рис. 2. Дифрактограммы для керамик до – а) и после – б) обработки потоком плазмы

На рисунке 3 приведена морфология керамик до и после обработки плазменным потоком. Видно, что термическая обработка вызвала значительные изменения пористости из-за фазовых превращений, роста зерен и спекания. Уплотнение происходит, в основном, за счет приповерхностного слоя (см. рис. 3). Толщина этого слоя достигает до  $\sim 300$  мкм. Т.е. воздействие привело к уплотнению до  $\sim 30\%$  от толщины образца. Зерна каркаса слоя образуют монолитно сопряженную структуру в отличие от объема.

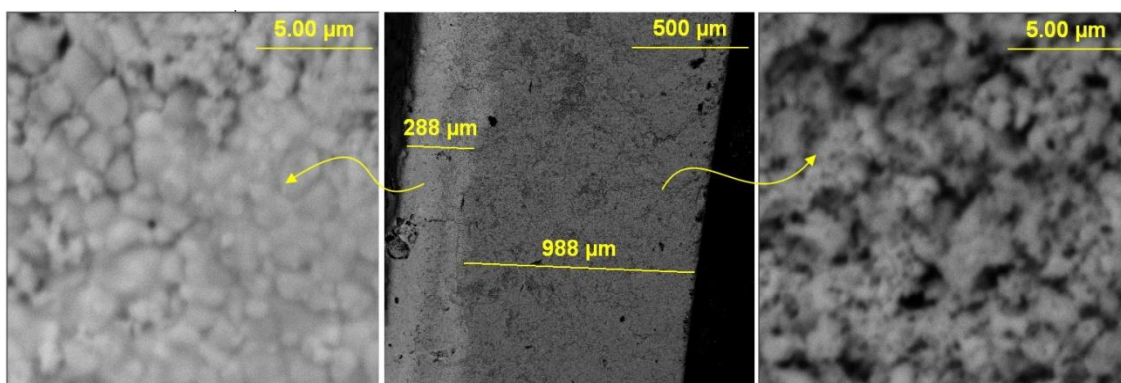


Рис. 2. Морфологии при различных увеличениях скола для керамики после плазменной обработки.

Работа выполнена в рамках проектов: гранта РФФИ № 20-08-00242А и частично Гос. задания FZNZ-2020-0002.

#### Список литературы

1. Dedon L. R. et al. Nonstoichiometry, structure, and properties of BiFeO<sub>3</sub> films // Chemistry of Materials. – 2016. – Т. 28. – №. 16. – С. 5952-5961.
2. He X. et al. Dielectric performance controlled by magnetic field in PZT-BFO gradient multiferroic ceramics // Ferroelectrics. – 2017. – Т. 514. – №. 1. – С. 158-164.
3. Rabadanova A. E. et al. Structure and dielectric properties of Bi<sub>1-x</sub>La<sub>x</sub>FeO<sub>3</sub> nanostructured ceramics // Ferroelectrics. – 2021. – 576(1). P.1-7.
4. Yang Y. et al. Structural properties of Bi<sub>1-x</sub>La<sub>x</sub>FeO<sub>3</sub> studied by micro-Raman scattering // Chinese Physics B. – 2010. – 19(3), 037802.



СБОРНИК МАТЕРИАЛОВ  
всероссийской научно-технической конференции  
«ПОЛУПРОВОДНИКОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ В СОВРЕМЕННОЙ  
МИКРО- И НАНОЭЛЕКТРОНИКЕ»,  
*посвященной памяти д.ф.-м.н., профессора Билалова Б.А.*  
(27-28 октября 2022 г., Махачкала)

*Научное издание*

Формат 60x84 1/16. Бумага офсет 1. Печать ризографная. Гарнитура Таймс.  
Усл.п.л. 9,5. Заказ № 082-20. Тир. 100 экз. Отпеч. в тип. ИП Тагиева Р.Х.  
г.Махачкала, ул. Батырая, 149. Тел.: 8 928 048 10 45

“ **ф о р м а т** ”