

# НАНО- и МИКРОСИСТЕМНАЯ ТЕХНИКА

№ 12(137) ✧ 2011

ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ МЕЖДИСЦИПЛИНАРНЫЙ ТЕОРЕТИЧЕСКИЙ И ПРИКЛАДНОЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ ЖУРНАЛ

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

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

Главный редактор  
Мальцев П. П.

Зам. гл. редактора  
Лучинин В. В.

Редакционный совет:

Аристов В. В.  
Асеев А. Л.  
Волчихин В. И.  
Гапонов С. В.  
Захаревич В. Г.  
Каляев И. А.  
Квардаков В. В.  
Климов Д. М.  
Ковальчук М. В.  
Нарайкин О. С.  
Никитов С. А.  
Сауров А. Н.  
Серебряников С. В.  
Сигов А. С.  
Стриханов М. Н.  
Чаплыгин Ю. А.  
Шахнов В. А.  
Шевченко В. Я.

Редакционная коллегия:

Абрамов И. И.  
Андривский Р. А.  
Антонов Б. И.  
Арсентьева И. П.  
Астахов М. В.  
Быков В. А.  
Горнев Е. С.  
Градецкий В. Г.  
Гурович Б. А.  
Кальнов В. А.  
Карякин А. А.  
Колобов Ю. Р.  
Кузин А. Ю.  
Мокров Е. А.  
Норенков И. П.  
Панич А. Е.  
Панфилов Ю. В.  
Петросьянц К. О.  
Петрунин В. Ф.  
Путилов А. В.  
Пятышев Е. Н.  
Сухопаров А. И.  
Телец В. А.  
Тимошенко С. П.  
Тодуа П. А.  
Шубарев В. А.

Отв. секретарь

Лысенко А. В.

Редакция:

Григорин-Рябова Е. В.  
Чугунова А. В.

Учредитель:  
Издательство  
"Новые технологии"

Издается с 1999 г.

## СОДЕРЖАНИЕ

### НАНОТЕХНОЛОГИИ

Галлерин В. А., Павлов А. А., Поломошнов С. А., Шаман Ю. П., Шаманаев А. А. Исследование электрофизических характеристик структур на основе топологических массивов углеродных нанотрубок . . . 2  
Басаев А. С., Галлерин В. А., Павлов А. А., Цыганцов А. В., Шаман Ю. П., Шаманаев А. А. Влияние окисления катализатора на рост углеродных нанотрубок . . . 6  
Галиев Г. Б., Васильевский И. С., Климов Е. А., Пушкарёв С. С., Рубан О. А. Использование метаморфной технологии для получения МНЕМТ-наногетероструктур InAlAs/InGaAs на подложках GaAs и InP с различным содержанием InAs в активной области . . . 8  
Сеничкин А. П., Бугаев А. С., Ячменев А. Э. Вольт-амперные характеристики системы нанонитей из атомов олова, встроенных в кристалл арсенида галлия 11

### КОНСТРУИРОВАНИЕ И МОДЕЛИРОВАНИЕ МНСТ

Вернер В. Д., Луканов Н. М., Сауров А. Н. Принципы конструирования биполярных СВЧ структур с предельно узкими эмиттерными областями Пономарев Д. С., Васильевский И. С., Галиев Г. Б., Климов Е. А., Хабибуллин Р. А., Кульбачинский В. А. Моделирование зонной диаграммы и расчет эффективной массы электронов в составных квантовых ямах InGaAs с нанослоями GaAs/InAs . . . 16  
Козлов А. В., Королев М. А., Поломошнов С. А., Тихонов Р. Д., Черемисинов А. А., Шаманаев С. В. Конструктивные и схемотехнические способы повышения чувствительности биполярных магнитотранзисторов для прецизионного контроля перемещений микромеханических элементов . . . 19  
Хабибуллин Р. А., Васильевский И. С., Пономарев Д. С., Галиев Г. Б., Кульбачинский В. А. Подвижность электронов в комбинированно-легированных транзисторных наногетероструктурах Al/GaAs/GaAs/InGaAs/GaAs/AlGaAs с высокой концентрацией электронов: моделирование и эксперимент . . . 21

### МАТЕРИАЛОВЕДЧЕСКИЕ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МНСТ

Сигов А. С., Лазарев А. П., Абрамов А. В., Битюцкая Л. А., Богатиков Е. В., Тучин А. В. Спиновые состояния нанокластеров силицидов переходных металлов . . . 25

Громов Д. Г., Козьмин А. М., Поломошнов С. А., Шулятьев А. С., Шаманаев С. В. Оптимизация условий формирования тонких пленок ZnO для использования в интегральных МЭМС-устройствах . . . 27  
Троян П. Е., Данилина Т. И., Гребнева Ю. Ю., Кулинич И. А. Изготовление МДМ-катодов с наноострийным нижним электродом . . . 31

### ЭЛЕМЕНТЫ МНСТ

Амеличев В. В., Касаткин С. И., Поломошнов С. А., Решетников И. А., Тихонов Р. Д., Черемисинов А. А., Шаманаев С. В. Микросистема контроля двух компонент вектора магнитной индукции на основе наноразмерных магниторезистивных структур . . . 33  
Суханов В. С., Панков В. В., Годовицын И. В., Михайлов Ю. А., Данилова Н. Л., Земляничников Н. С. Тензорезистивный кремниевый МЭМС-преобразователь давления мембранного типа . . . 36  
Уваров И. В., Морозов О. В., Козин И. А., Постников А. В., Амиров И. И., Кальнов В. А. Динамические характеристики чувствительного элемента микроакселерометра с повышенным фактором демпфирования . . . 38  
Чуйко О. В., Кузнецов А. Е. Исследование кремниевых наноструктур в качестве pH-чувствительных элементов . . . 40  
Козин И. А., Постников А. В., Морозов О. В. Исследование динамики микроэлектромеханических устройств с нанесенной металлизацией . . . 43  
Уваров И. В., Наумов В. В., Аминов М. К., Куприянов А. Н., Амиров И. И. Исследование резонансных характеристик металлических микро- и нанобалок . . . 45  
Прокофьев И. В., Тихонов Р. Д. Нано- и микросистемы для мониторинга параметров движения транспортных средств . . . 48

### СИСТЕМЫ НА КРИСТАЛЛЕ

Матвеев О. С., Гнатюк Д. Л., Галиев Р. Р. Интегрированные антенны на наногетероструктурах арсенида галлия . . . 50

### БИОЭЛЕКТРОНИКА

Амеличев В. В., Гаврилов Р. О., Касаткин С. И., Резнев А. А., Решетников И. А., Сауров А. Н. Профилированный магниторезистивный микрочип биосенсорного устройства регистрации магнитных меток . . . 52  
Contents . . . 55

Аннотации на русском и английском языках с 1999 г. по настоящее время находятся в свободном доступе на сайтах журнала (<http://novtex.ru/nmst/>, <http://www.microsystems.ru>) и научной электронной библиотеки (<http://elibrary.ru>). Электронные версии полнотекстовых статей расположены на сайте журнала: с 1999 г. по 2010 г. в разделе "АРХИВ".

### ПОДПИСКА:

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

### Адрес для переписки:

197073 Москва, Стромьинский пер., д. 4  
тел./факс 8-499-269-55-10

e-mail: [nmst@novtex.ru](mailto:nmst@novtex.ru)

## 2-Я МЕЖДУНАРОДНАЯ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ ТЕХНОЛОГИИ МИКРО- И НАНОЭЛЕКТРОНИКИ В МИКРО- И НАНОСИСТЕМНОЙ ТЕХНИКЕ

13—14 октября 2011 года (г. Зеленоград) состоялась вторая международная научно-техническая конференция "Технологии микро- и нанoeлектроники в микро- и наносистемной технике" в НПК "Технологический центр". Конференция проводилась при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований и компании TOKYO BOEKI Ltd и с участием Института нанотехнологий микроэлектроники РАН и Научного исследовательского университета "МИЭТ".

Председатель программного комитета — **Вернер В. Д.** — д-р физ.-мат. наук, проф., председатель НТС НПК "Технологический центр".

В состав Программного комитета вошли:

**Благов Е. В.** — д-р физ.-мат. наук, первый заместитель директора ИНМЭ РАН;

**Булярский С. В.** — д-р физ.-мат. наук, проф., член-корреспондент Академии Наук Татарстана, зав. кафедрой УлГУ;

**Гуляев Ю. В.** — академик РАН, директор ИРЭ РАН;

**Мальцев П. П.** — д-р техн. наук, проф., директор ИСВЧПЭ РАН, зав. кафедрой МИРЭА;

**Лабунов В. А.** — академик НАНБ, глав. науч. сотрудник БГУ информатики и радиоэлектроники, Белоруссия;

**Никитов С. А.** — член-корреспондент РАН, заместитель директора ИРЭ РАН;

**Резнёв А. А.** — д-р техн. наук, проф., заместитель командира в/ч;

**Сауров А. Н.** — член-корреспондент РАН, директор НПК "Технологический центр" МИЭТ, Председатель оргкомитета Конференции;

**Чаплыгин Ю. А.** — член-корреспондент РАН, ректор МИЭТ;

**Шелепин Н. А.** — д-р техн. наук, заместитель генерального директора по науке ОАО "НИИМЭ и завод "Микрон".

Во второй международной конференции приняли участие ученые, специализирующиеся в следующих областях:

- Теория и моделирование нанотехнологий: квантовые точки, наноразмерные кластеры, термодинамика образования кластеров и комплексов, кинетика роста пленок, квантовых нитей и точек.
- Нанотрубки и пористые материалы: структура, физические и химические свойства, методы измерения и контроля структур и их свойств.
- Моделирование, проектирование и технологии производства нанoelementов и устройств: нанoeлектроника, нанoeлектромеханические системы, эмиссионные структуры, системы хранения и преобразования энергии, биохимические системы.
- Интегральные и беспроводные микроэлектромеханические системы: микро- и наночувствительные элементы и преобразователи, аналоговые и цифровые микросхемы обработки сигналов в интегральных МЭМС, аналоговые и цифровые приемо-передающие устройства беспроводных МЭМС, средства проектирования полужаказных интегральных схем для высоконадежных систем обработки, хранения и передачи информации, средства снижения и возобновления энергопотребления беспроводных МЭМС.
- Комплексные системы мониторинга на базе интегральных и беспроводных МЭМС для медицинских, технологических, инженерных и транспортных применений.

По решению Оргкомитета конференции наиболее интересные и подготовленные доклады в виде статей печатаются в данном номере журнала "Нано- и микросистемная техника".

Информация о конференции — на сайте <http://www.tcen.ru/>

## НАНОТЕХНОЛОГИИ

УДК 539.23.21: 548.527

**В. А. Галперин**<sup>1</sup>, канд. техн. наук, нач. лаб.,

**А. А. Павлов**<sup>2</sup>, канд. техн. наук, науч. сотр.,

**С. А. Поломошнов**<sup>1</sup>, канд. техн. наук, ст. науч. сотр.,

**Ю. П. Шамап**<sup>1</sup>, мл. науч. сотр.,

**А. А. Шаманаев**<sup>2</sup>, мл. науч. сотр.,

<sup>1</sup> НПК "Технологический центр", Москва,

<sup>2</sup> Институт нанотехнологий микроэлектроники РАН,

Москва,

e-mail: alexander.a.pavlov@gmail.com

### ИССЛЕДОВАНИЕ ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК СТРУКТУР НА ОСНОВЕ ТОПОЛОГИЧЕСКИХ МАССИВОВ УГЛЕРОДНЫХ НАНОТРУБОК

Поступила в редакцию 05.10.2011

*Резистивные элементы на основе углеродных нанотрубок (УНТ) могут выступать в качестве чувствительных элементов обширного спектра различных датчиков физических величин и химических сенсоров. Однако создание элементов на основе топологических массивов УНТ с воспроизводимыми геометрическими и электрофизическими параметрами остается*

*сложной научно-технической задачей. В работе рассматриваются результаты исследований в области синтеза топологических массивов УНТ с использованием технологии "совмещенного катализатора". Применение малых концентраций инжектируемого металлоорганического соединения в растворе с углеводородами для процесса химического парофазного осаждения УНТ в сочетании с использованием сверхтонких пленок каталитических металлов позволяет минимизировать недостатки ранее разработанных методик синтеза УНТ. В настоящей работе в рамках развития данной методики изучается влияние размерных эффектов топологических элементов различной формы на электрофизические характеристики массивов УНТ.*

**Ключевые слова:** углеродные нанотрубки, массив УНТ

В настоящее время УНТ рассматриваются как наиболее перспективные наноструктурированные материалы для применения в качестве чувствительных элементов различного типа датчиков [1]. Их малые размеры в сочетании с большой эффективной площадью поверхности, высокими механическими и электрическими характеристиками в широком диапазоне температур определяют дальнейшее применение УНТ в данной области микросистемной техники. Одними из наиболее широко применяемых в настоящее время являются механические и емкостные датчики, которые используют для измерения сил, напряжений, ускорений и давления. К таким датчикам относятся акселеромет-

ры для управления подушками безопасности при авариях, датчики давления для мониторинга давления в шинах, датчики напряжения для измерения напряжения в некоторых механизмах. В современных датчиках давления широко используют чувствительные элементы (ЧЭ) на пьезорезистивном эффекте [2], которые работают по принципу преобразования давления в изменение значения сопротивления ЧЭ в мостовой схеме. Также используются другие материалы для датчиков давления, такие как керамические [3], полупроводниковые датчики измерения пульсирующего давления [4], датчики давления на гибких мембранах [5]. Для большинства перечисленных выше датчиков характерны определенные недостатки. В частности, пьезорезистивные датчики подвержены отрицательному воздействию изменения окружающей среды по температуре, влажности и наличию окружающих электрических полей. Благодаря тому, что УНТ имеют высокую прочность и одновременно эластичность, они являются одним из наиболее перспективных материалов для создания ЧЭ датчиков давления и других подобных приборов.

Несмотря на проведение широких исследований электрофизических свойств УНТ, не существует методологии, позволяющей рассчитывать с достаточной степенью достоверности номиналы сопротивлений, соответствующих резистивным элементам на основе различных топологических массивов УНТ. В какой-то степени это обусловлено тем, что в настоящее время в литературе представлены исследования электрических свойств УНТ вдоль их оси [6, 7], а не в плоскости, перпендикулярной направлению роста массива УНТ. Таким образом, перед исследовательской группой стояла задача по разработке тестовых конструкций, включающих в себя широкий перечень элементов с различными геометрическими параметрами для набора необходимых значений сопротивления резистивных элементов на основе топологических массивов УНТ. Результатом таких разработок стал тестовый кристалл (рис. 1), обеспечивающий возможность одновременного синтеза большого числа резистивных эле-

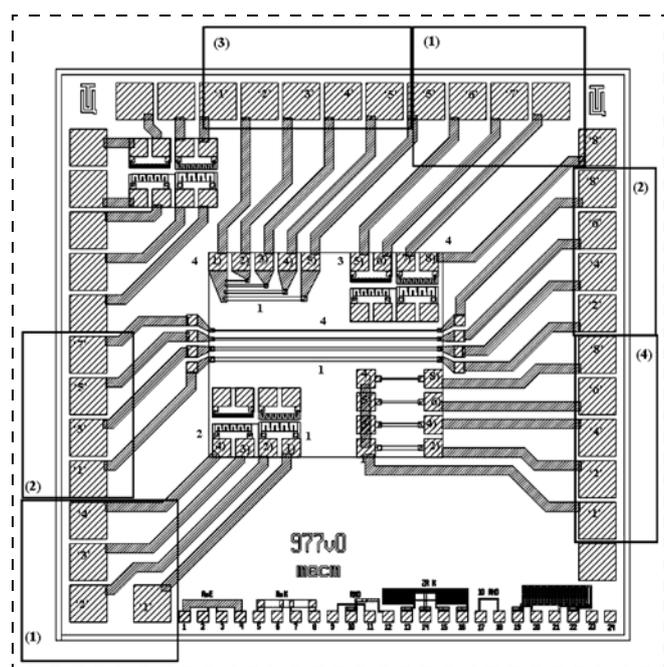


Рис. 1. Топология тестового кристалла для исследования электрофизических характеристик массивов углеродных нанотрубок

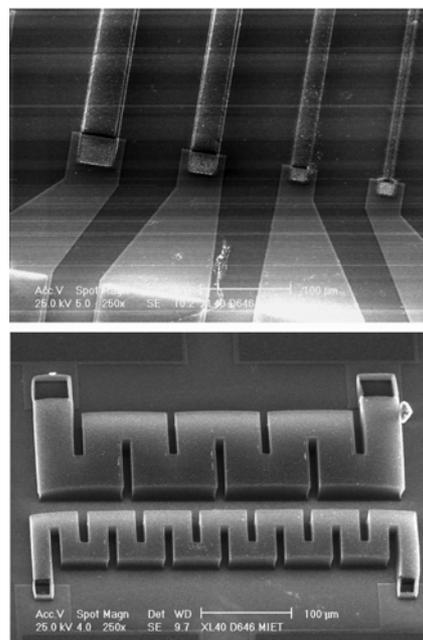


Рис. 2. Результаты синтеза массива УНТ на тестовых кристаллах

ментов, а специально разработанная электрическая разводка значительно упрощает проведение измерений электрофизических характеристик исследуемых образцов.

Изготовление тестового кристалла предусматривает проведение трех литографических циклов, обеспечивающих как эффективную защиту электрической разводки пассивирующим слоем диэлектрика, так и строгое задание участков синтеза массива УНТ посредством нанесения слоя каталитического материала и проведения по нему фотолитографии. Синтез УНТ проводился методом химического парофазного осаждения (ХПО) с использованием оригинальной методики "совмещенного" катализатора, которая обеспечивает высокие скорости роста УНТ благодаря составляющей инжектируемого каталитического вещества и обладает необходимыми показателями селективности синтеза, характерными для методик на основе локализованных каталитических слоев. Благодаря этому удается добиться получения качественных топологических массивов УНТ необходимой геометрии. На рис. 2 показаны результаты синтеза УНТ на тестовых кристаллах. Для проведения процессов ХПО использовался трубчатый кварцевый реактор. Синтез проводился при температуре 740 °С, давлении 1,05 атм., скорости потока газа-носителя 150 см<sup>3</sup>/мин в виде 5 %-ной смеси водорода в аргоне, расходе раствора инжектируемого катализатора ферроцена в углеводороде на уровне 2 г/ч. В качестве углеводорода, который при разложении поставляет углерод для роста УНТ, использовались этанол, гексан, декан и некоторые другие органические материалы [8]. Локализованный катализатор был представлен топологическим рисунком двухслойной структуры, состоящей из наноразмерных пленок Al и FeNiCo. Перед проведением синтеза тестовые кристаллы подвергались термическому отжигу длительностью 10 мин в присутствии аргона. Наличие водорода в составе газа-носителя обеспечивает восстановление окисленных металлических пленок и позволяет добиваться необходимых параметров синтезируемых

### Результаты измерений параметров резистивных элементов

Группа	Ширина элемента, мкм	Сопротивление каталитической пленки до отжига, кОм	Сопротивление каталитической пленки после отжига, МОм	Сопротивление массива УНТ, кОм
1	40	3,3	2,1	24
	30	3,9	6,0	27
	20	4,1	9,5	43
	10	4,7	12,7	163
2	40	3,4	9,1	61
	30	3,8	18,3	70
	20	4,1	27,0	177
	10	4,6	39,6	912
4	40	3,5	2,5	28
	30	3,7	6,7	32
	20	4,1	10,4	65
	10	4,7	14,3	230

структур. Время проведения процесса было выбрано из расчета получения массивов УНТ высотой 20...30 мкм.

Исследования электрофизических характеристик топологических массивов УНТ проводились на стенде, состоящем из измерителя характеристик Л2-56, вольтметра В7-4074 и зондовой головки Karl SUSS SOM4, включающей четыре зонда и совмещенной с оптическим микроскопом. Тестовые кристаллы также были исследованы на наличие токов утечек и пробоев до процесса синтеза массивов УНТ на их поверхности. Первоначально были оценены номиналы сопротивлений резистивных элементов, сформированных слоем алюминия и пленкой каталитического материала до и после проведения термического отжига тестовых кристаллов (таблица).

Измерения показали (см. таблицу), что значение сопротивления составляет единицы килоом до отжига, что характерно для подобных резисторов с заданной толщиной проводящего слоя, и увеличивается до десятков мегаом после проведения термической обработки. Данный факт объясняется нарушением целостности пленки, сворачивающейся в наноразмерные кластеры, в последующем образующие каталитические центры роста углеродных нанотрубок.

Результаты измерений электрофизических характеристик непосредственно топологических массивов УНТ, полученных в результате синтеза, показали, что посредством варьирования линейных параметров резистивных элементов возможно формирование различных номиналов сопротивлений в широком диапазоне значений (см. таблицу). Так, на разработанных тестовых кристаллах были получены минимальные значения сопротивлений резистивных элементов на основе топологических массивов УНТ, равные 20 кОм, и максимальные значения, превышающие 900 кОм. Полученные значения номиналов сопротивлений покрывают диапазон наиболее широко используемых значений сопротивления резистивных элементов датчиков физических величин и химических сенсоров различного назначения.

Необходимо отметить тот факт, что ширина резистивного элемента на основе массивов УНТ оказывает значительно большее влияние на характеристики элемента, нежели его общая длина. При анализе результатов измерений (см. таблицу) видно, что сопротивление линейных резистивных элементов на основе УНТ шириной 30 мкм отличается от аналогичных элементов шириной

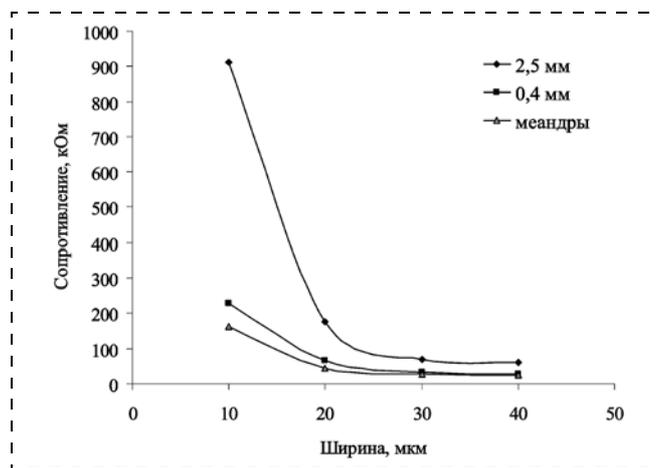


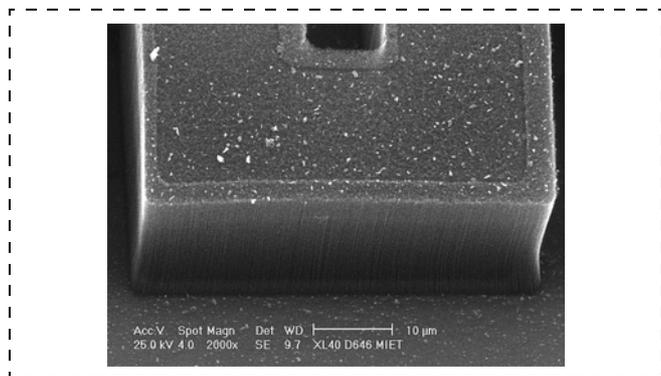
Рис. 3. Зависимость сопротивления резистивных элементов от их ширины, формы и длины

40 мкм на 10...15 %. В то же время разница между характеристиками подобных элементов шириной 30 и 20 мкм достигает 90...120 % в зависимости от формы. При дальнейшем уменьшении ширины резисторов на основе топологических массивов углеродных нанотрубок до 10 мкм разница номиналов по сравнению с элементами шириной 20 мкм достигает 350...500 %. Подобная нелинейность зависимости сопротивления от ширины резистивного элемента прослеживается для структур, спроектированных как в виде меандров, так и в виде прямолинейных проводников. На рис. 3 представлены графики зависимостей сопротивления от ширины проводников на основе массивов УНТ.

Полученные результаты затруднительно объяснить на основе классической теории электропроводности металлов с обратно пропорциональной зависимостью проводимости от площади поперечного сечения проводника, так как в данных исследованиях изменению подвергалась только ширина элементов. Высота массивов оставалась на одном уровне благодаря высокой эффективности разработанных технологических процессов синтеза, обеспечивающих минимальное влияние размерных эффектов элементов на толщину синтезируемого слоя углеродных нанотрубок. Таким образом, при оценке площади поперечного сечения изменяется только один параметр, что, в конечном итоге, должно было обеспечить линейную зависимость, однако представленные графики имеют более выраженную обратноквадратичную зависимость.

Одним из возможных вариантов объяснения данного эффекта может послужить факт наличия неоднородности структуры массива в областях, близких к боковым стенкам структур (рис. 4), что негативно сказывается на проводящих свойствах всего элемента в целом. При уменьшении ширины проводников эти области занимают больший объем в процентном отношении ко всему массиву УНТ, тем самым привнося еще один немаловажный параметр, требующий учета при теоретической оценке сопротивления элементов.

Таким образом, всю площадь поперечного среза массива можно разбить на две области: центральную, с высокой степенью структурированности массива, которая выступает в роли основного проводника, ее можно назвать эффективной областью, и боковые области, содержащие слабо упорядоченную структуру углеродных нанотрубок, привносящих значительные потери и имеющих



**Рис. 4.** Структура проводящего элемента на основе топологического массива УНТ, выполненного в виде меандра

значительно большее сопротивление. С учетом того, что площадь второй области в абсолютном эквиваленте остается величиной практически постоянной и зависящей исключительно от параметров синтеза, эффективная площадь поперечного сечения имеет нелинейную зависимость от ширины проводящего элемента. Данная нелинейность тем ярче выражается, чем уже элемент, что в конечном итоге можно наблюдать на представленных графиках (см. рис. 3). Высота синтезируемого массива при превышении порога в 25...30 мкм вносит незначительный вклад в изменение конечных номиналов сопротивлений. Выяснение причины подобного эффекта требует детального рассмотрения как структуры массивов углеродных нанотрубок в целом, так и способа создания контакта к резистивным элементам на их основе.

Необходимо отметить сложность оценки вклада контактного сопротивления металл—массив УНТ при измерении общих значений характеристик исследуемых структур. Однако при рассмотрении результатов исследований видно, что на пологом участке зависимости сопротивления от ширины проводящего элемента (см. рис. 3) разница значений обусловлена только протяженностью резистивного элемента на основе массива УНТ, в то время как вклады контактных сопротивлений и сопротивления проводящих элементов структуры кристалла и зондов абсолютно идентичны. Как показано на графиках, минимальные значения сопротивлений для линейных проводников и выполненных в виде меандров остаются на уровне 25...30 кОм, что, в первую очередь, можно объяснить ограничениями, накладываемыми предложенным способом формирования контакта металл — массив УНТ, при котором массив располагался непосредственно над контактной площадкой из титана.

Сравнительный анализ различных электрических цепей резистивных элементов на основе массивов УНТ по-

зволил провести приблизительную оценку значения сопротивления контакта металл — массив УНТ, который составил около 300 Ом. Исследования показали необходимость оптимизации конструктивно-технологических принципов организации контакта металл — массив УНТ и проведения разработки теоретических основ расчета электрофизических параметров как элементов на основе углеродных наноструктур, так и контактов к ним.

Проведенные исследования позволили определить геометрические параметры резистивных элементов на основе топологических массивов УНТ для набора необходимых значений номиналов сопротивлений, предназначенных для применения в датчиках физических величин и сенсорах различного назначения. Показано, что ширина проводящего элемента на основе массивов УНТ оказывает значительное влияние на электрофизические характеристики, особенно при формировании элемента в виде меандра. Влияние высоты массива на конечное сопротивление топологических элементов на их основе в рамках данной работы не рассматривалось и требует дополнительного исследования.

*Исследования проводились при участии центра коллективного пользования научным оборудованием "Функциональный контроль и диагностика микро- и наносистемной техники" на базе НПК "Технологический центр" МИЭТ в рамках государственного контракта № 16.426.11.0029.*

*Авторы выражают благодарность сотрудникам центра коллективного пользования "Диагностика и модификация микроструктур и нанообъектов" МИЭТ за помощь в исследовании массивов УНТ методом РЭМ.*

#### Список литературы

1. **Paradis M., Goswami T.** Carbon Nanotubes — Production and Industrial Applications // *Materials and Design*. 2007. N 28. P. 1477—1489.
2. **Li C. Y., Chow T. W.** Atomistic Modelling of Carbon Nanotube-based Mechanical Sensors // *Journal of Intelligent Material Systems and Structures*. 2006. N 17. P. 247—254.
3. **Ayerdi I., Castano E., Garsia-Alonso A., Gracia J.** High-temperature ceramic pressure sensor // *Sensors and Actuators A*. 1997. Vol. 60. P. 72—75.
4. **Stankevicius V., Simkevicius C.** Semiconductor pressure-pulse sensor // *Sensors and Actuators A*. 1996. Vol. 51. P. 159—163.
5. **Lim H. C., Schulkin B., Pulincal H. J., Lin S., Petrova R.** et al. Flexible membrane pressure sensor // *Sensors and Actuators A*. 2005. Vol. 119. P. 332—335.
6. **Дьячков П. Н.** Электронные свойства и применение нанотрубок. М.: БИНОМ. Лаборатория знаний, 2011.
7. **Srivastava N., Banerjee K.** Performance Analysis of Carbon Nanotube Interconnects for VLSI Applications // *Computer-Aided Design*. 2005. ICCAD-2005. IEEE/ACM International Conference. P. 383—390.
8. **Галперин В., Павлов А., Шаман Ю., Шаманаев С., Шаманаев А., Шулицкий Б.** Новые разработки технологии и оборудования синтеза углеродных нанотрубок // *Нанотехнологии, экология, производство*. 2010. Т. 2, № 4. С. 94.

А. С. Басаев<sup>1</sup>, канд. физ.-мат. наук, зам. директора,  
 В. А. Галперин<sup>1</sup>, канд. техн. наук, нач. лаб.,  
 А. А. Павлов<sup>2</sup>, канд. техн. наук, науч. сотр.,  
 А. В. Цыганцов<sup>3</sup>, мл. науч. сотр.,  
 Ю. П. Шаман<sup>1</sup>, мл. науч. сотр.,  
 А. А. Шаманаев<sup>2</sup>, мл. науч. сотр.,  
<sup>1</sup> НПК "Технологический центр", Москва,  
<sup>2</sup> Институт нанотехнологий микроэлектроники РАН,  
 Москва,  
<sup>3</sup> ГОУ ВПО Ульяновский государственный  
 университет,  
 e-mail: V. Galperin@tcen.ru

## ВЛИЯНИЕ ОКИСЛЕНИЯ КАТАЛИЗАТОРА НА РОСТ УГЛЕРОДНЫХ НАНОТРУБОК

Поступила в редакцию 05.10.2011

На основе разработанной теории термодинамики формирования металлических нанокластеров и проведенных экспериментальных исследований анализируется влияние структуры и материала подложки на результаты последующего синтеза массивов углеродных нанотрубок. Показано значительное влияние предварительного отжига подложек в кислородсодержащей атмосфере на высоту синтезируемого массива.

**Ключевые слова:** углеродные нанотрубки, кластер, катализатор

Рост углеродных нанотрубок (УНТ) во многом определяется формированием кластера катализатора. В этом процессе существенную роль играет поверхностное натяжение кластера [1–3]. Изменить поверхностное натяжение можно с помощью окисления катализатора. В целях проверки предположения о влиянии поверхностного натяжения катализатора на рост УНТ были проведены следующие эксперименты. Выращивались массивы УНТ на кремниевых образцах, на поверхность которых осаждался буферный слой Al толщиной 10 нм и затем слой Ni или FeNiCo толщиной 8 нм. На сформированной описанным выше способом поверхности образцов проводился синтез массивов УНТ. Для этого образцы помещали в нагретую зону реактора в потоке  $Ag = 100 \text{ см}^3/\text{мин}$  и выдерживали 10 мин при температуре  $700 \text{ }^\circ\text{C}$ , после чего устанавливали расход реактива, равный  $0,1 \text{ см}^3/\text{мин}$ , в качестве реактива использовался 0,1 %-ный раствор ферроцена в этаноле. Длительность синтеза массивов УНТ составляла 25 мин, после чего прекращалась подача реактива и образцы извлекались из нагретой зоны реактора в потоке Ag. РЭМ-изображения полученных образцов представлены на рис. 1, 2.

В случае использования слоя FeNiCo высота массива равна 46 мкм, в отличие от образца со слоем Ni, где синтезирован массив УНТ, высота которого не превышает 14 мкм. Полученный результат показывает, что каталитический слой FeNiCo в качестве активатора распада металлоорганического соединения более эффективен по сравнению со слоем Ni.

В заявке на патент [4] описан обязательный отжиг образцов в кислородной среде в диапазоне температур  $200...400 \text{ }^\circ\text{C}$  до проведения синтеза массивов УНТ.

Аналогичная методика была использована в наших исследованиях. Перед синтезом массива УНТ проводился отжиг образцов при температуре  $300 \text{ }^\circ\text{C}$  в окисляющей атмосфере в течение 20 мин. Далее проводился синтез в течение 10 мин. Типичные РЭМ-изображения получен-

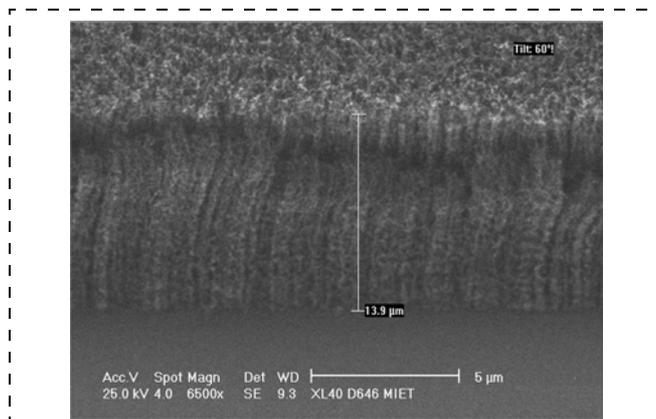


Рис. 1. РЭМ-изображение массивов УНТ, где в качестве слоя активатора распада металлоорганического соединения использовалась пленка Ni

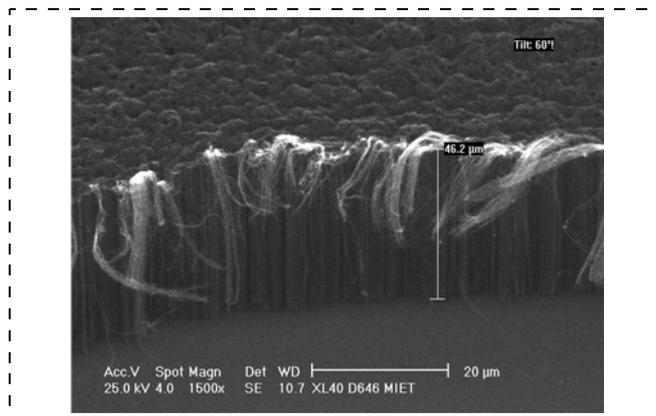


Рис. 2. РЭМ-изображение массивов УНТ, где в качестве слоя активатора распада металлоорганического соединения использовалась пленка FeNiCo

ных образцов представлены на рис. 3, 4. При использовании слоя Ni в качестве активатора распада характерная высота массива значительно ниже по сравнению с аналогичными образцами, содержащими слой FeNiCo, при этом в обоих случаях высота массива, синтезированного на образцах, подвергшихся отжигу, значительно превышает высоту первоначально полученных структур. Это указывает на то, что в данном случае рост проходит с большей скоростью. Таким образом, отжиг образцов в кислородсодержащей среде перед синтезом улучшает условия роста. Для объяснения данного факта обратимся к термодинамическому анализу формирования кластеров катализаторов.

Свободная энергия кластера при постоянном давлении — энергия Гиббса — играет существенную роль в процессах самоформирования кластера, его плавления и роста из него УНТ. Кластер — система связанных атомов и молекул. Свободная энергия кластера зависит от числа частиц в нем, энергии связи между частицами, а также поверхностной энергии. Несмотря на то, что процесс самоформирования кластера можно считать квазиравновесным, химический потенциал элемента внутри кластера, равный энергии присоединения атома к кластеру, не равен химическому потенциалу данного атома в газовой фазе. В силу того, что кривизна поверхности кластера высока, внешнее давление в газовой фазе отличается от внутреннего давления кластера на величину избыточного давления, возникающего под искривленной поверх-

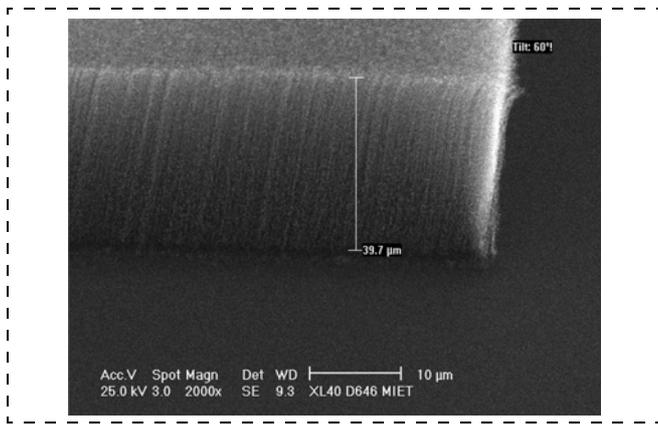


Рис. 3. РЭМ-изображение массивов УНТ, синтезированных после отжига образцов на воздухе, в качестве слоя активатора распада металлоорганического соединения использовалась пленка Ni

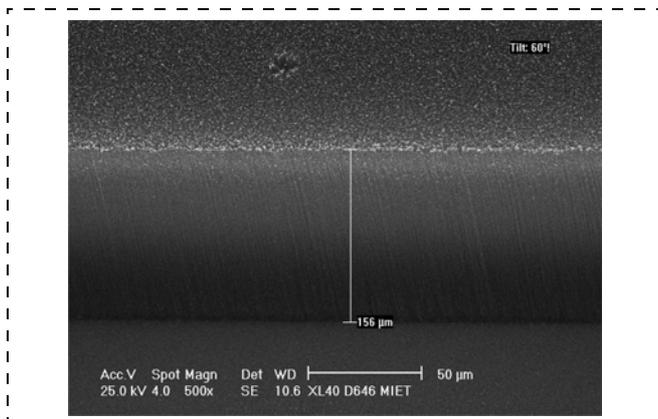


Рис. 4. РЭМ-изображение массивов УНТ, синтезированных после отжига образцов на воздухе, в качестве слоя активатора распада металлоорганического соединения использовалась пленка FeNiCo

ностью. В процессе присоединения к кластеру атом должен преодолеть данное давление, на что затрачивается дополнительная работа. Соответственно, энергия присоединения атома к кластеру превышает химический потенциал в газовой фазе на эту величину. Кривизна макроскопической поверхности твердого тела незначительна, поэтому, как принято считать, при равновесии химические потенциалы в различных фазах принимают одинаковое значение. Свободная энергия  $g_i$  нанокластера определяется выражением [5]

$$g_i = \Delta\mu + v_l \Delta P_\gamma = \Delta\mu + \frac{2\gamma_l}{r_i} v_l, \quad (1)$$

где  $g_i$  — химический потенциал элемента внутри кластера;  $\Delta\mu$  — изменение химических потенциалов элемента в газовой и конденсированных фазах, сопровождающее присоединение атома к кластеру;  $v_l$  — объем, приходящийся на один атом в жидкой фазе;  $\Delta P_\gamma$  — избыточное давление под поверхностью кластера;  $\gamma_l$  — коэффициент поверхностного натяжения расплава, образующего кластер;  $r_i$  — радиус кластера, содержащего  $n_i$  атомов металла.

Поверхностная энергия для случая гетерогенного формирования кластеров получена в работе [3]:

$$G_s = \pi r^2 \gamma_{ef}, \quad \gamma_{ef} = 2\gamma_l(1 + \cos\Theta) + \gamma_{sl}(1 + \cos\Theta), \quad (2)$$

где  $r$  — радиус кластера;  $\gamma_l$  — коэффициент поверхностного натяжения расплава, составляющего катализатор;  $\gamma_{sl}$  — коэффициент поверхностного натяжения на границе расплава с подложкой;  $\Theta$  — угол смачивания.

Таким образом, при гетерогенном зарождении поверхностную энергию кластера (2) можно представить формулой, аналогичной формуле поверхностной энергии кластера при гомогенном зарождении, но вместо коэффициента поверхностного натяжения чистого материала появляется эффективный коэффициент зарождения ( $\gamma_{ef}$ ), который является комбинацией коэффициентов поверхностного натяжения материала кластера, подложки и границы раздела подложка — кластер.

Коэффициент поверхностного натяжения играет важную роль в насыщении кластера катализатора углеродом. Исходя из формулы (1) можно считать, что в кластерах малого размера избыточное давление под изогнутой поверхностью препятствует вхождению примесей в кластер, в результате чего растворимость примеси в кластере зависит от коэффициента поверхностного натяжения [6]. В частности, на основании результатов работы [6] можно получить концентрацию углерода ( $N_C^{Fe}$ ) и карбида железа ( $N_{Fe_3C}^{Fe}$ ) в кластере:

$$N_C^{Fe} = \frac{\gamma_C^L}{\gamma_{Fe}^L} N^{Fe} \left( 1 - \exp\left\{-\frac{\Delta G_{Fe}}{kT}\right\} \exp\left\{-\frac{\pi r^2 \gamma_{ef}}{3kT}\right\} \right) \exp\left\{-\frac{\Delta g_C^{Fe}}{kT}\right\};$$

$$N_{Fe_3C}^{Fe} = \quad (3)$$

$$= \frac{\gamma_{Fe_3C}^L}{\gamma_{Fe}^L} N^{Fe} \left( 1 - \exp\left\{-\frac{\Delta G_{Fe}}{kT}\right\} \exp\left\{-\frac{\pi r^2 \gamma_{ef}}{3kT}\right\} \right) \exp\left\{-\frac{\Delta g_{Fe_3C}^{Fe}}{kT}\right\},$$

где  $\gamma_C^L$  — коэффициент активности углерода в катализаторе;  $\gamma_{Fe}^L$  — коэффициент активности железа в катализаторе;  $N^{Fe}$  — концентрация железа в катализаторе;  $\Delta G_{Fe}$  — свободная энергия плавления катализатора;  $\Delta g_C^{Fe}$  — изменение парциальной свободной энергии при внедрении углерода в катализатор;  $\Delta g_{Fe_3C}^{Fe}$  — изменение парциальной свободной энергии при формировании карбида железа в кластере катализатора.

Окисление уменьшает коэффициент поверхностного натяжения [7] и, в соответствии с формулой (3), увеличивает растворимость углерода в катализаторе и количество карбида железа на фронте кристаллизации нанотрубки. Это приводит к наблюдаемым выше зависимостям роста углеродных нанотрубок от материала катализатора, введения предварительного отжига в кислородсодержащей среде и режимов его проведения.

Добавка железа и/или кобальта к никелю может понизить температуру окисления сплава, в результате чего формирование слоя активатора распада металлоорганического соединения более предпочтительно из сплава FeNiCo, чем из чистого никеля. В случае тонких слоев окисление пленки может протекать полностью при более низких температурах в результате наличия свободной энергии, обусловленной поверхностью кластера катализатора [7].

В работе выстроена термодинамическая модель, связывающая параметры формирования наноразмерных кластеров активации распада металлоорганического соединения с коэффициентом поверхностного натяжения. Это позволяет объяснить экспериментально наблюдаемые зависимости роста углеродных нанотрубок от материала катализатора, введения предварительного отжига в кислородсодержащей среде и режимов его проведения. Показана необходимость проведения предварительного отжига для получения высоких скоростей роста УНТ в массивах, что позволяет достигать значительных толщин наноструктурированных слоев.

#### Список литературы

1. Булярский С. В., Басаев А. С., Галперин В. А., Павлов А. А., Пятилова О. В., Цыганцов А. В., Шаман Ю. П. Термодинамика

формирования кластеров катализаторов для роста углеродных нанотрубок // Изв. вузов. Сер. Электроника. 2010. № 1.

2. Булярский С. В., Басаев А. С., Галперин В. А., Павлов А. А., Пятилова О. В., Цыганцов А. В., Шаман Ю. П. Расчет параметров нуклеации кластеров катализаторов для роста углеродных нанотрубок // Изв. вузов. Сер. Электроника. 2010. № 3.

3. Булярский С. В., Басаев А. С., Галперин В. А., Павлов А. А., Пятилова О. В., Цыганцов А. В., Шаман Ю. П. Гомогенное и гетерогенное формирование кластеров катализаторов для роста углеродных нанотрубок // Нано- и микросистемная техника. 2010. № 5 (122).

4. Liu L., Fan S.-S. Carbon nanotube array and method for making same // US 2004/0109815A1, Jun. 10. 2004. P. 5–28.

5. Samsonov V. M., Malkov O. A. Thermodynamic model of crystallization and melting of small particles // Central European science journals. 2004. Vol. 2 (1). P. 90–103.

6. Булярский С. В., Светухин В. В. Физические основы управления дефектообразованием в полупроводниках. Ульяновск: УлГУ, 2003. 385 с.

7. Campbell C. T. Transition Metal Oxides: Extra Thermodynamic Stability as Thin Films // Physical Review Letters. 2006. Vol. 96. P. 0661061–0661064.

УДК 538.911, 538.975

Г. Б. Галиев<sup>1</sup>, д-р физ.-мат. наук, зав. каф.,  
И. С. Васильевский<sup>2</sup>, канд. физ.-мат. наук, доц.,  
Е. А. Климов<sup>1</sup>, мл. науч. сотр.,  
С. С. Пушкарёв<sup>1, 2</sup>, инженер-исследователь,  
О. А. Рубан<sup>1, 2</sup>, лаборант,  
<sup>1</sup> Учреждение Российской академии наук Институт сверхвысокочастотной полупроводниковой электроники РАН, Москва, e-mail: s\_s\_e\_r@mail.ru  
<sup>2</sup> Национальный исследовательский ядерный университет "Московский инженерно-физический институт", e-mail: ivasilevskii@mail.ru

## ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МЕТАМОРФНОЙ ТЕХНОЛОГИИ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ НЕМТ-НАНОГЕТЕРОСТРУКТУР InAlAs/InGaAs НА ПОДЛОЖКАХ GaAs И InP С РАЗЛИЧНЫМ СОДЕРЖАНИЕМ InAs В АКТИВНОЙ ОБЛАСТИ

Поступила в редакцию 05.10.2011

Методом молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ) выращены МНЕМТ-наногетероструктуры  $In_xAl_{1-x}As/In_yGa_{1-y}As$  с различным содержанием InAs в активной области (около 40 % и более 70 %) на подложках GaAs и InP. Метаморфный буфер  $In_xAl_{1-x}As$  варьировался по толщине и по составу с неизменным линейным законом возрастания  $x$  по толщине, а также был подвергнут модификации с помощью введения в него напряженных сверхрешеток. Показано, что путем выбора конструкции метаморфного буфера можно в наногетероструктурах на подложках GaAs добиться значений подвижности и концентрации двумерного электронного газа в квантовой яме InGaAs, сравнимых со значениями в наногетероструктурах на подложках InP.

**Ключевые слова:** метаморфные наногетероструктуры, метаморфный буфер, молекулярно-лучевая эпитаксия, рассогласованные сверхрешетки, напряженные сверхрешетки

### Введение

В настоящее время InAlAs/InGaAs метаморфные НЕМТ (МНЕМТ)-наногетероструктуры на подложках GaAs являются одними из наиболее перспективных для СВЧ элект-

роники. Хотя на сегодняшний день на НЕМТ и псевдоморфных НЕМТ (PHEMT)-наногетероструктурах, выращенных на подложках InP, получены самые быстрейшие транзисторы с рекордно высокими значениями частоты отсечки  $f$  до 644 ГГц [1, 2], но МНЕМТ-структуры на GaAs успешно конкурируют со структурами на InP, поскольку на них также можно получить активные слои с высоким содержанием InAs (более 30 % в слоях InGaAs и InAlAs).

Высокие значения  $f$  в МНЕМТ структурах на GaAs и в решеточно-согласованных структурах  $In_{0.52}Al_{0.48}As/In_{0.53}Ga_{0.47}As$  на InP обусловлены уменьшением эффективной массы электрона при увеличении содержания InAs в активной области и соответствующим увеличением подвижности электронов  $\mu_e$  и дрейфовой скорости насыщения электронов в таких структурах. Но относительно высокая стоимость подложек InP по сравнению с GaAs, их меньшая технологичность, в основном вызванная хрупкостью, а также меньший размер подложек делает МНЕМТ-структуры на GaAs более предпочтительными.

Суть метаморфной технологии заключается в выращивании между подложкой и активными слоями относительно толстого переходного слоя — метаморфного буфера (ММБ) InAl(Ga)As с изменяющимся по толщине химическим составом, который согласует параметр решетки подложки со слоями требуемого состава путем постепенной релаксации возникающих механических напряжений.

Первые работы по росту наногетероструктур с ММБ относятся к 1980-м годам [3–6]. В работах [7–9] представлены характеристики СВЧ приборов, изготовленных на МНЕМТ-структурах, которые показывают перспективность таких наногетероструктур.

Структуры с метаморфными буферами на GaAs также оказываются перспективными для изготовления PIN-фотодиодов [10], в устройствах спинтроники [11] и для оптоэлектронных приложений [10]. В большинстве случаев наногетероструктуры с метаморфным буфером на подложках GaAs используются в СВЧ электронике для изготовления транзисторов, малошумящих усилителей (МШУ) и монолитных интегральных схем (МИС).

При эпитаксиальном росте гетероструктур с ММБ в большинстве случаев сохраняется режим двумерного роста эпитаксиальных слоев с приемлемым структурным совершенством, однако поверхность выращенной гетероструктуры отличается волнообразным поперечно-полосатым рельефом (*cross-hatch*). Такой рельеф возникает из-за полей деформации, создаваемых сетью образующихся дислокаций несоответствия (*misfit dislocations*) [12]. Плотность рельефа на поверхности гетероструктуры и гладкость рельефа влияют на свойства и характеристики гетероструктурных электронных приборов, особенно при использовании наноразмерных технологий, поскольку топологические размеры элементов на поверхности на сегодняшний день составляют ~30...50 нм. Поэтому получение достаточно совершенной поверхности гетероструктур с ММБ с требуемым параметром решетки является крайне актуальной задачей. Как правило, для практического применения наногетероструктур с ММБ необходимо оптимизировать и конструкцию, и технологические условия роста как ММБ, так и активной части.

В настоящее время наиболее распространенной является конструкция ММБ с линейным увеличением содержания InAs  $x$  в зависимости от толщины [9, 13–15] (линейный ММБ) либо со скачкообразным увеличением содержания InAs на  $\Delta x = 0,04...0,10$  через каждые 50...100 нм [16, 17] (ступенчатый ММБ). Иногда ММБ выращивают линейно, но с разными градиентами состава: большим в первой части ММБ и меньшим во второй [15]. Похожая идеология заключается в использовании параболического ММБ [18].

Разработана модель частично релаксированного ММБ, завершающегося инверсной ступенью [19]. Эта модель предсказывает, что ММБ релаксирует, начиная от подложки до некоторой толщины, а выше останется механически напряженным и потому требует завершения инверсной ступенью с меньшим параметром решетки. Упомянутая модель была проверена экспериментально [20], получены результаты, хорошо согласующиеся с предсказанными.

В данной работе предложена и реализована принципиально новая конструкция ММБ, представляющая собой модификацию линейного ММБ  $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}$  за счет введения в него групп слоев с различающимися параметрами решетки и позволяющая регулировать механические деформации внутри ММБ. Также проведены исследования структурных и электрофизических характеристик полученных МНЕМТ-наногетероструктур.

### Конструкция образцов и методы исследования

Исследуемые образцы в количестве шести штук были выращены методом молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ) из твердотельных источников In, Ga и As на подложках  $(100) \pm 0,1^\circ$  GaAs и InP, приготовленных по технологии LTD. Образцы представляют собой метаморфные НЕМТ-наногетероструктуры с  $\delta$ -легированной кремнием квантовой ямой (КЯ)  $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}/\text{In}_y\text{Ga}_{1-y}\text{As}/\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}$  толщиной 16,0...20 нм. Образец 1 выращен на подложке InP, а образцы 2–6 — на подложках GaAs, при этом образцы 1, 3–6 одинаково легированы и имеют одинаковые активные области с содержанием InAs более 70 %, а образец 2 легирован сильнее и имеет активную область с содержанием InAs около 40 %. Под активной областью понимается совокупность барьера  $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{Al}$ , квантовой ямы  $\text{In}_y\text{Ga}_{1-y}\text{As}$ , спейсера  $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{Al}$ ,  $\delta$ -слоя Si, второго барьера  $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{Al}$  и защитного кэп-слоя  $\text{In}_y\text{Ga}_{1-y}\text{As}$ .

$\text{In}_{0,76}\text{Ga}_{0,24}\text{As}$ ("cap"-слой)	73 Å	
$\text{In}_{0,70}\text{Al}_{0,30}\text{As}$	200 Å	
$\delta$ -Si	—	
$\text{In}_{0,70}\text{Al}_{0,30}\text{As}$ (спейсер)	67 Å	
$\text{In}_{0,76}\text{Ga}_{0,24}\text{As}$ (канал)	220 Å	
$\text{In}_{0,70}\text{Al}_{0,30}\text{As}$ (залечивающий слой)	161 nm	
$\text{In}_{0,75}\text{Al}_{0,25}\text{As} \rightarrow \text{In}_{0,70}\text{Al}_{0,30}\text{As}$ (инверсный слой)	46 nm	1.07 $\mu\text{m}$
$\text{In}_{0,70}\text{Al}_{0,30}\text{As} \rightarrow \text{In}_{0,75}\text{Ga}_{0,25}\text{As}$ (ММБ)	80 nm	
SL3 $\{\text{In}_{0,65}\text{Ga}_{0,35}\text{As}/\text{In}_{0,75}\text{Ga}_{0,25}\text{As}\} \times 5.5$	49 nm	
$\text{In}_{0,45}\text{Al}_{0,55}\text{As} \rightarrow \text{In}_{0,70}\text{Al}_{0,30}\text{As}$ (ММБ)	0.33 $\mu\text{m}$	
SL2 $\{\text{In}_{0,40}\text{Ga}_{0,60}\text{As}/\text{In}_{0,50}\text{Ga}_{0,50}\text{As}\} \times 5.5$	35 nm	
$\text{In}_{0,05}\text{Al}_{0,95}\text{As} \rightarrow \text{In}_{0,45}\text{Al}_{0,55}\text{As}$ (ММБ)	0.59 $\mu\text{m}$	
SL1 $\{\text{Al}_{0,52}\text{Ga}_{0,48}\text{As}/\text{GaAs}\}$	19.5 nm	
GaAs	34 nm	
GaAs (подложка)	—	

Рис. 1. Структура образца 5 со сверхрешетками в ММБ

В образцах варьировались состав и толщина ММБ  $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{Al}$  при неизменном линейном законе увеличения содержания InAs  $x$ , а внутри ММБ образцов 5 и 6 в целях улучшения их кристаллической структуры вставлены по две сверхрешетки  $\text{In}_{(x+\Delta x)}\text{Al}_{1-(x+\Delta x)}\text{As}/\text{In}_{(x-\Delta x)}\text{Ga}_{1-(x-\Delta x)}\text{As}$  (SL2 и SL3), симметрично рассогласованные на  $\Delta x \sim 0,08$  относительно окружающего их состава ММБ и потому механически напряженные (рис. 1). Цель данной конструкции заключается в создании короткопериодных локальных полей механического напряжения с разным знаком, компенсирующих друг друга и потому не вносящих дополнительного напряжения в ММБ. Такие поля могут способствовать изгибанию вбок прорастающих дислокаций и тем самым препятствовать проникновению их в активную область [21, 22]. Отличительной чертой сверхрешеток SL2 и SL3 по сравнению с SL1 является то, что они отличаются по составу. Кроме того, составляющие их слои рассогласованы по параметру решетки как в большую, так и в меньшую сторону относительно непосредственно примыкающих к ним областей метаморфного буфера, что должно приводить к образованию короткопериодных полей упругой деформации и отсутствию дальнедействующего поля упругой деформации. Реализация чередующегося рассогласования слоев сверхрешеток была выбрана так, что слои  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  выращивались с пониженным содержанием

Таблица 1

Параметры образцов  
( $h$  — толщина ММБ,  $x_0$  и  $x_1$  — начальная и конечная молярные доли InAs в ММБ,  $\text{grad}(x)$  — градиент состава ММБ)

Образец	Подложка	$h$ , мкм	$x_0$	$x_1$	$\text{grad}(x)$ , мкм <sup>-1</sup>	Состав КЯ
1	InP	0,93	0,57	0,74	0,183	$x = 0,70/y = 0,75$
2	GaAs	1,29	0,07	0,40	0,256	$x = 0,40/y = 0,38$
3	GaAs	1,07	0,06	0,74	0,630	$x = 0,70/y = 0,75$
4	GaAs	1,50	0,06	0,74	0,453	$x = 0,70/y = 0,75$
5	GaAs	1,07	0,06	0,74	0,630	$x = 0,70/y = 0,75$
6	GaAs	1,50	0,06	0,74	0,453	$x = 0,70/y = 0,75$

Таблица 2

**Электрофизические параметры  
и шероховатость поверхности образцов**

Образец	$\mu_e, \text{cm}^2 \cdot (\text{В} \cdot \text{с})^{-1}$		$n_S, 10^{12} \text{cm}^{-2}$		RMS, нм
	300 К	77 К	300 К	77 К	
1	12 500	51 000	1,5	1,4	1,6
2	6 940	19 670	3,4	3,2	1,8
3	730	520	1,22	1,14	19,0
4	440	260	1,16	1,12	26,6
5	10 550	33 900	1,41	1,36	5,4
6	10 610	34 300	1,32	1,26	7,9

InAs  $x$  относительно текущего состава ММБ, а слой  $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}$  — с повышенным. Это было сделано также и в целях предотвращения образования дополнительных квантовых ям для электронов и, в связи с этим, возможности появления параллельной проводимости по сверхрешеткам.

В табл. 1 представлены параметры конструкций выращенных образцов. Электрофизические характеристики (подвижность электронов проводимости  $\mu_e$  и их двумерная концентрация  $n_S$ ) были измерены с помощью эффекта Холла (метод ван дер Пау) при температурах 300 и 77 К (табл. 2). Морфология рельефа поверхности была исследована методом атомно-силовой микроскопии (рис. 2). На области  $9,5 \times 9,5$  мкм была измерена среднеквадратичная шероховатость поверхности (RMS).

### Результаты и обсуждение

Из результатов проведенных исследований видно, что образцы 1 и 2 с простым линейным ММБ и небольшим перепадом состава в нем обладают достаточно гладкой поверхностью с поперечно-полосатым рельефом и высокими значениями подвижности электронов. Замечено, что поперечно-полосатый рельеф поверхности метаморфной гетероструктуры служит характерным признаком двумерного режима роста ММБ [12]. Однако оказалось, что такой же линейный ММБ с большим перепадом состава, использованный в образцах 3 и 4, не может обеспечить хороших структурных свойств расположенной выше него активной области, вероятно, из-за развивающихся в процессе роста ММБ процессов дефектообразования и фазового расслоения [23]. Это проявляется, во-первых, в развитом рельефе поверхности, а во-вторых, в локализации и рассеянии электронов на

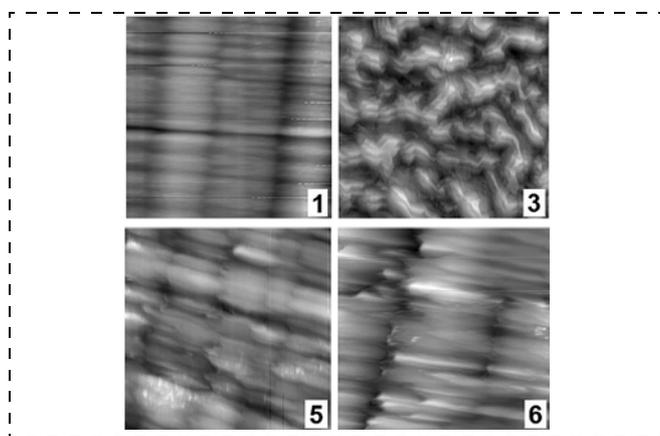


Рис. 2. АСМ-изображения поверхности образцов 1, 3, 5, 6

многочисленных дефектах, что приводит к уменьшению  $n_S$  и сильному уменьшению  $\mu_e$ . Увеличение толщины ММБ, а значит, уменьшение градиента состава в нем (образец 4) привело к еще большему увеличению шероховатости поверхности и уменьшению  $\mu_e$  и  $n_S$ . В то же время образец 5 с ММБ, модифицированным через введение внутрь него двух механически напряженных сверхрешеток, продемонстрировал достаточно гладкую поверхность и подвижность электронов, сравнимую с подвижностью в наногетероструктуре на подложке InP. Увеличение толщины такого ММБ (образец 6) приводит к увеличению шероховатости поверхности при сохранении поперечнополосатой морфологии ее рельефа, к небольшому снижению  $n_S$  (вероятно, из-за локализации электронов на дефектах, число которых увеличилось с увеличением толщины ММБ) и не приводит к увеличению  $\mu_e$ .

Таким образом, представленные результаты показывают, что основные электрофизические параметры метаморфных наногетероструктур сильно зависят от конструкции ММБ. При этом проявляется четкая корреляция этих параметров со среднеквадратичной шероховатостью поверхности.

### Заключение

Предложены и методом молекулярно-лучевой эпитаксии выращены МНЕМТ-наногетероструктуры  $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}/\text{In}_y\text{Ga}_{1-y}\text{As}$  с различным содержанием InAs в активных слоях (около 40 % и более 70 %), в том числе с группой слоев, компенсирующих механическую деформацию в метаморфном буфере и представляющих собой механически напряженные сверхрешетки  $\text{In}_{(x+\Delta x)}\text{Al}_{1-(x+\Delta x)}\text{As}/\text{In}_{(x-\Delta x)}\text{Ga}_{1-(x-\Delta x)}\text{As}$ .

Электрофизические характеристики образцов (подвижность электронов и их концентрация) были измерены с помощью эффекта Холла (методом ван дер Пау), а морфология и шероховатость поверхности образцов были исследованы с помощью атомно-силовой микроскопии.

Показано, что путем выбора конструкции метаморфного буфера можно в наногетероструктурах на подложках GaAs добиться значений подвижности и концентрации двумерного электронного газа в квантовой яме InGaAs, сравнимых со значениями в наногетероструктурах на подложках InP. В частности, показано, что введение внутрь линейного метаморфного буфера симметрично рассогласованных сверхрешеток улучшает кристаллическую структуру образцов. Также при росте метаморфного буфера с большим перепадом состава при использовании упомянутой модификации удается избежать пропорционального увеличения его толщины, а значит, увеличения времени роста и расхода материалов.

*Выражаем благодарность сотрудникам лаборатории зондовой микроскопии НИИВТ им. С. А. Векшинского Нестерову С. Б. и Нежметдиновой Р. А.*

*Работа выполнена в рамках государственных контрактов № 14.740.11.0869 и № 16.513.11.3113 по заказу Минобрнауки и при финансовой поддержке Программы фундаментальных исследований Президиума РАН № 21 "Основы фундаментальных исследований нанотехнологий и наноматериалов".*

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Kim D.-H. and del Alamo J. A. 30-nm InAs PHEMTs with  $f_T = 644$  GHz and  $f_{\text{max}} = 681$  GHz // IEEE Electron Device Letters. 2010. Vol. 31, N 8. P. 806–808.

2. Kim D.-H. and del Alamo J. A. Scalability of sub-100 nm InAs HEMTs on InP substrate for future logic applications // IEEE Transaction on Electron Devices. 2010. Vol. 57, N 7. P. 1504–1511.
3. Ueda T., Onozawa S., Akiyama M., Sakuta M. Heteroepitaxy of InGaAs on GaAs substrate with InAlAs intermediate layer // J. Cryst. Growth. 1988. Vol. 93. P. 517–522.
4. Harmand J. C., Matsuno T. and Inoue K. Lattice-mismatched growth and transport properties of InAlAs/InGaAs heterostructures on GaAs substrates // Jpn. J. Appl. Phys. 1989. Vol. 28, part 2, N 7. P. L1101–L1103.
5. Inoue K., Harmand J. C., Matsuno T. High-quality In<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>As/InAlAs modulation-doped heterostructures grown lattice-mismatched on GaAs substrates // J. Cryst. Growth. 1991. Vol. 111. P. 313–317.
6. Uppal P. N., Gill D. M., Svensson S. P., Tu D.-W. High-indium modulation doped field effect transistors on GaAs substrates // J. Vac. Sci. Technol B. 1992. Vol. 10. P. 1029.
7. Cordier Y., Bollaret S., Zaknoute M., Dipersio J., Ferre D. InAlAs/InGaAs metamorphic high electron mobility transistors on GaAs substrate: influence of indium content on material properties and device performance // Jpn. J. Appl. Phys. 1999. Vol. 38, part 1, N 2B. P. 1164–1168.
8. Bollaert S., Cordier Y., Zaknoute M., Happy H., Hoel V., Lepilliet S., Treron D., Cappy A. The indium content in metamorphic In<sub>x</sub>Al<sub>1-x</sub>As/In<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>As HEMTs on GaAs substrate: a new structure parameter // Solid-State Electronics. 2000. Vol. 44. P. 1021–1027.
9. Kim J. H., Yoon H.-S., Lee J.-H., Chang W. J., Shim J. Y., Lee K. H., Song J.-I. Low-frequency noise characteristics of metamorphic In<sub>0.52</sub>Al<sub>0.48</sub>As/In<sub>0.60</sub>Ga<sub>0.40</sub>As double-heterostructure pseudomorphic high electron mobility transistors grown on a GaAs substrate // Solid-State Electronics. 2002. Vol. 46. P. 69–73.
10. Hoke W. E., Kennedy T. D., Torabi A., Whelana C. S., Marsh P. F., Leoni R. E., Lardizabal S. M., Zhang Y., Jang J. H., Adesida I., Xu C., Hsieh K. C. Properties of metamorphic materials and device structures on GaAs substrates // J. Cryst. Growth. 2003. Vol. 251. P. 804–810.
11. Joo K. S., Chun S. H., Lim J. Y., Song J. D., Chang J. Y. Metamorphic growth of InAlAs/InGaAs MQW and InAs HEMT structures on GaAs // Physica E. 2008. Vol. 40. P. 2874–2878.
12. Yastrubchak O., Vosinski T., Figielski T., Lusakowska E., Pecz B., Toth A. L. Misfit dislocations and surface morphology of lattice-mismatched GaAs/InGaAs heterostructures // Physica E. 2003. Vol. 17. P. 561–563.
13. Yu S.-J., Hsu W.-C., Chen Y.-J., Wu C.-L. High power and high breakdown  $\delta$ -doped In<sub>0.35</sub>Al<sub>0.65</sub>As/In<sub>0.35</sub>Ga<sub>0.65</sub>As metamorphic HEMT // Solid-State Electronics. 2006. Vol. 50. P. 291–296.
14. Hoke W. E., Kennedy T. D., Torabi A., Whelana C. S., Marsha P. F., Leoni R. E., Xub C., Hsieh K. C. High indium metamorphic HEMT on a GaAs substrate // J. Cryst. Growth. 2003. Vol. 251. P. 827–831.
15. Lee D., Park M. S., Tang Z., Luo H., Beresford R., Wie C. R. Characterization of metamorphic In<sub>x</sub>Al<sub>1-x</sub>As/GaAs buffer layers using reciprocal space mapping // J. Appl. Phys. 2007. Vol. 101. P. 063523.
16. Mendach S., Hu C. M., Heyn Ch., Schnull S., Oepen H. P., Anton R., Hansen W. Strain relaxation in high-mobility InAs inserted-channel heterostructures with metamorphic buffer // Physica E. 2002. Vol. 13. P. 1204–1207.
17. Jeong Y., Choi H., Suzuki T. Invalidity of graded buffers for InAs grown on GaAs (0 0 1) — A comparison between direct and graded-buffer growth // J. Cryst. Growth. 2007. Vol. 301–302. P. 235–269.
18. Васильевский И. С., Галиев Г. Б., Климов Е. А., Кванин А. Л., Пушкарев С. С., Пушкин М. А. Взаимосвязь конструкции метаморфных наногетероструктур InAlAs/InGaAs с содержанием InAs в активном слое 76–100 % с морфологией их поверхности и электрофизическими свойствами // Физика и техника полупроводников. 2011. Т. 45, вып. 9. С. 1203–1208.
19. Tersoff J. Dislocations and strain relief in compositionally graded layers // Appl. Phys. Lett. 1993. Т. 62, N 7. P. 693–695.
20. Capotondi F., Biasiol G., Ercolani D., Grillo V., Carlino E., Romanato F., Sorba L. Strain induced effects on the transport properties of metamorphic InAlAs/InGaAs quantum wells // Thin Solid Films. 2005. Vol. 484. P. 400–407.
21. Chu S. N. G., Tsang W. T., Chiu T. H., Macrander A. T. Lattice-mismatched-generated dislocation structures and their confinement using superlattices in heteroepitaxial GaAs/InP and InP/GaAs grown by chemical beam epitaxy // J. Appl. Phys. 1989. Vol. 66. P. 520–530.
22. Hayashida K., Takagi Y., Samonji K., Yonezu H., Yokozeki M., Ohshima N., Pak K. Realization of two-dimensional growth and suppression of threading dislocation generation in (InP)<sub>1</sub>(GaAs)<sub>n</sub> quaternary strained short-period superlattices grown on GaAs // Jpn. J. Appl. Phys. 1995. Vol. 34, part 2, N 11A. P. L1442–L1444.
23. Quitariano N. J., Fitzgerald E. A. Relaxed, high-quality InP on GaAs by using InGaAs and InGaP graded buffers to avoid phase separation // J. Appl. Phys. 2007. Vol. 102. P. 033511.

УДК 621.315.592

А. П. Сеничкин, канд. техн. наук, зам. директора,  
А. С. Бугаев, зав. лаб.,  
А. Э. Ячменев, мл. науч. сотр.,  
Учреждение Российской академии наук Институт  
сверхвысокочастотной полупроводниковой  
электроники РАН г. Москва,  
e-mail: alsen2007@yandex.ru

## ВОЛЬТ-АМПЕРНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СИСТЕМЫ НАНОНИТЕЙ ИЗ АТОМОВ ОЛОВА, ВСТРОЕННЫХ В КРИСТАЛЛ АРСЕНИДА ГАЛЛИЯ

Поступила в редакцию 30.09.2011

С помощью дифракции электронов было установлено, что атомы Sn декорируют края атомных террас вицинальной поверхности GaAs кристалла при дельта-легировании. Этот факт был использован для создания методом молекулярно-лучевой эпитаксии новой наноструктуры — системы проводящих нанонитей, состоящих из атомов олова, встроенных в кристалл GaAs. Обнаружена анизотропия вольт-амперных характеристик наноструктур, измеряемых в направлениях вдоль и поперек нанонитей.

**Ключевые слова:** наноструктуры, квантовые проволоки, квантовые нити, молекулярно-лучевая эпитаксия

В настоящей работе опробован способ получения системы квазиодномерных нанонитей, расположенных в одной плоскости, с помощью декорирования атомами олова краев атомных террас на поверхности вицинальной грани GaAs кристалла при дельта-легировании и последующего гомоэпитаксиального зарастивания образовавшихся при декорировании атомных цепочек. Проведены измерения вольт-амперных характеристик полученных образцов при комнатной температуре в электрических полях до 10 кВ/см.

Образцы выращивали на установке молекулярно-лучевой эпитаксии МВЕ-32Р. Для получения нанонитей использовали вицинальные подложки GaAs, плоскость которых была отклонена от точной ориентации (100) на углы  $0,3 \pm 0,1^\circ$  и  $3 \pm 0,1^\circ$  в направлении [011]. Среднее расчетное расстояние между краями атомных террас в этом направлении составляло для указанных подложек соответственно 50 и 5 нм, т. е. было существенно больше и меньше боровского радиуса мелкой донорной примеси (которой является олово в арсениде галлия), равного 10 нм.

В ортогональном направлении террасы сильно вытянуты и их размер существенно превышает 50 нм.

С помощью метода дифракции быстрых электронов "на отражение" было показано [1], что при дельта-легировании (в концентрациях, меньших начала образования второй фазы) олово сегрегирует на краях атомных террас вицинальной поверхности. Это доказывается фактом расщепления нулевого дифракционного рефлекса от исходной поверхности, свидетельствующим об образовании при напылении олова нового дополнительного к исходному дифракционного объекта — плоскости, наклонной к сингулярной поверхности (100), составленной из атомов олова (рис. 1, см. третью сторону обложки). Расщепление нулевого дифракционного рефлекса свидетельствует о преимущественном расположении атомов олова на краях террас вицинальной грани, т. е. об образовании цепочек атомов олова.

Было установлено, что максимальная сегрегация атомов олова на краях террас происходит при температуре 520 °С. При более высоких температурах подложки происходит либо частичное реиспарение атомов олова с поверхности, либо диффузия олова в пленку, о чем свидетельствует непрерывное уменьшение интенсивности дифракционного экстремума с течением времени, прошедшего после окончания процесса дельта-легирования.

После формирования цепочек атомов олова при дельта-легировании проводили их гомоэпитаксиальное зарастивание и формировали верхние (контактные) слои эпитаксиальной структуры, параметры которых были выбраны с учетом выхода на плоские зоны к дельта-легированному слою, содержащему цепочки атомов олова.

Были выращены две серии образцов в идентичных технологических условиях на вицинальных подложках, отличающиеся значением угла разориентации:

- 3° (образцы серии А, имеющие среднее расчетное расстояние между краями террас 5 нм);
- 0,3° (образцы серии В, имеющие в 10 раз большее среднее расчетное расстояние между краями террас).

Слоевая концентрация олова в дельта-слоях образцов обеих серий составила  $7,5 \times 10^{12} \text{ см}^{-2}$ . Оценка среднего расстояния между атомами олова вдоль атомных цепочек в предположении, что все атомы олова при дельта-легировании сегрегировали на края террас вицинальной грани и их расположение сохранилось при последующем эпитаксиальном зарастивании, дает значения 2,5 и 0,25 нм для серий А и В соответственно. В образцах обеих серий среднее расстояние между атомами в цепочке существенно меньше борковского радиуса (10 нм). В то же время среднее расстояние между атомными цепочками для образцов серии А (5 нм) меньше, а для образцов серии В (50 нм) существенно больше борковского радиуса. Это позволяет ожидать формирования квазидномерных нанонитей в образцах серии В.

Образование нанонитей должно сопровождаться возникновением анизотропии протекания тока параллельно и перпендикулярно краям террас. О наличии нанонитей в выращенных образцах судили по анизотропии вольт-амперных характеристик (ВАХ) при протекании тока в указанных направлениях.

Образцы для измерений ВАХ изготавливали с помощью прецизионной контактной фотолитографии. Омические контакты Ni/Ge/Au/Ni/Au формировали методом быстрого термического отжига в потоке N<sub>2</sub>. Топо-

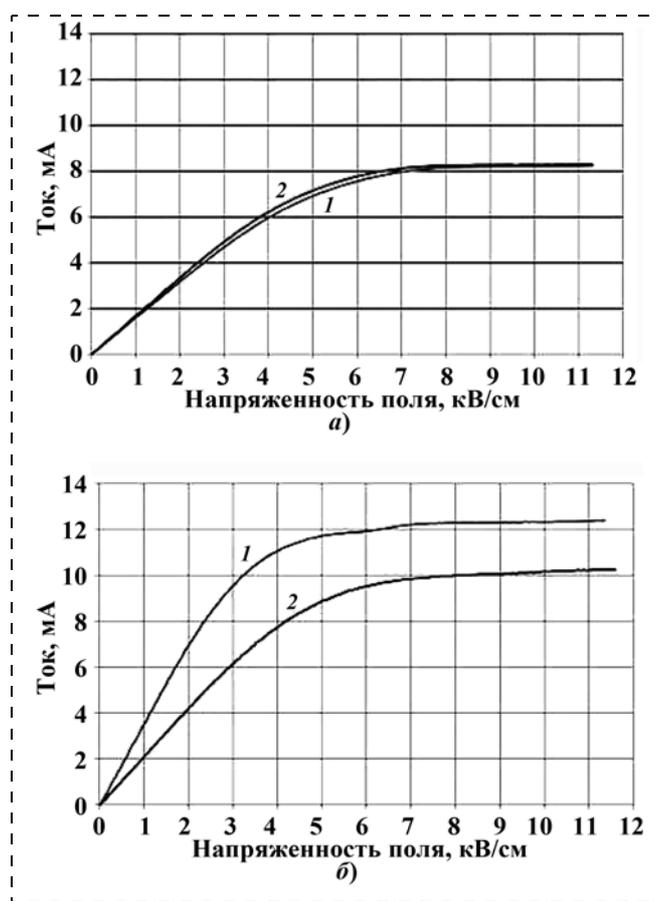


Рис. 3. ВАХ образцов серии А (а) и серии В (б)

логия контактов показана на рис. 2 (см. третью сторону обложки).

Усредненные значения измерений ВАХ (по 10 образцам) приведены на рис. 3. ВАХ выращенных структур показали заметную анизотропию при протекании тока параллельно и перпендикулярно краям террас (кривые 1 и 2 соответственно) для образцов серии В и отсутствие анизотропии для образцов серии А. Отсутствие анизотропии ВАХ для образцов серии А является следствием малости расстояний между нанонитями (около 5 нм) и сильного перекрытия огибающих волновых функций.

В то же время наличие заметной анизотропии ВАХ для образцов серии В позволяет утверждать о формировании нанонитей, составленных из атомов олова, встроенных в кристалл арсенида галлия.

*Эта работа выполняется в рамках контракта № 16.513.11.3045 по заказу Минобрнауки России.*

#### Список литературы

1. Сенячкин А. П., Бугаев А. С., Ячменев А. Э. Изучение декорирования оловом краев террас вицинальной поверхности арсенида галлия методом дифракции быстрых электронов "на отражение" // XIV Национальная конф. по росту кристаллов, Москва, 6–10 декабря 2010 г. Тез. докл. Т. 2, С. 110. М.: ИК РАН, 2010.

# КОНСТРУИРОВАНИЕ И МОДЕЛИРОВАНИЕ МНСТ

УДК 621.3.049.77

**В. Д. Вернер**, д-р физ.-мат. наук, проф., председатель научно-технич. совета,  
e-mail: tc@tcen.ru,

**Н. М. Луканов**, д-р техн. наук, вед. науч. сотр.,

**А. Н. Сауров**, чл.-корр. РАН, директор,  
НПК "Технологический центр", Москва

## ПРИНЦИПЫ КОНСТРУИРОВАНИЯ БИПОЛЯРНЫХ СВЧ СТРУКТУР С ПРЕДЕЛЬНО УЗКИМИ ЭМИТТЕРНЫМИ ОБЛАСТЯМИ

Поступила в редакцию 04.10.2011

Приведены конструктивные и технологические особенности формирования биполярных СВЧ самосовмещенных и полностью самосовмещенных транзисторных структур на кремнии. Эти структуры с предельно узкими эмиттерными областями предназначены для создания монолитных маломощных широкополосных усилителей и радиочастотных ИС с рабочей частотой 10...160 ГГц. Разработан новый метод осаждения (или селективного наращивания) и анизотропного травления различных слоев с использованием исходной одной (вертикальной или наклонной) плоскости, задающей опорный рельеф самоформирования для всей структуры.

**Ключевые слова:** конструктивные и технологические особенности, СВЧ самосовмещенные и полностью самосовмещенные транзисторные структуры, предельно узкие эмиттерные области, опорный рельеф самоформирования для всей структуры, кремний, радиочастотные ИС с рабочей частотой 10–160 ГГц

### Введение

Высокоскоростные беспроводные гигабитные системы обработки больших массивов информации с рабочей частотой 10...160 ГГц находят самое широкое применение при создании систем связи, аналого-цифровых систем, специализированных радарных устройств, систем пространственной ориентации объектов, различных чувствительных элементов, промышленных, биологических и специальных систем контроля. Для их реализации широко используются биполярные транзисторные гетероструктуры (БТГС) с ультратонкими областями базы на основе материала Si—Ge—V—C. Дорожная карта ITRS 2009 г. ставит целью достижение к 2024 г. узких эмиттерных областей с шириной 50 нм. В этом случае расчетная максимальная частота генерации БТГС должна достигать 910 ГГц, а граничная частота усиления 565 ГГц. На рис. 1 приведена зарубежная самосовмещенная структура БТГС с шириной эмиттерного окна  $W_{30} = 100$  нм, реализованная с технологическими нормами 45 нм [1].

Исходные псевдоэмиттерные окна 5 (ПЭО) в пассивных областях базы имеют наклонные стенки и формируются путем прецизионных прямых методов литографии для получения в дальнейшем узких эмиттерных областей. Тонкие области 8 боковой диэлектрической изоляции переходов эмиттер — база (БДИЭ<sub>1</sub>) создают на основе Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> дополнительные утолщенные области 9 (БДИЭ<sub>2</sub>) из пиролитического диоксида кремния SiO<sub>2п</sub>. Ультра-

тонкие базовые области 7 самоформируются в ПЭО методом селективной эпитаксии из газовой фазы Si—Ge—V—C после селективного выправливания в участках ПЭО первой маскирующей пленки 2 SiO<sub>2т</sub>. Создание узких эмиттерных окон осуществляется по типовому методу встречного осаждения и селективного травления различных слоев (6, 8, 9) с двух противоположных наклонных плоскостей самоформирования. Очевидно, что результирующая ширина эмиттерных окон зависит от ширины ПЭО, толщины областей БДИ, БДИЭ<sub>1</sub>, БДИЭ<sub>2</sub> и от их разбросов, а также от точности анизотропного реакционно-ионного травления (АРИТ) этих областей [1].

Ряд конструктивно-технологических особенностей самоформирования СВЧ структур на чистом кремнии и их критические места в конструкции и технологии изготовления приведены в статьях авторов [2–14].

### Методика изготовления псевдолитографических масок

В настоящей работе создание предельно узких (в диапазоне 30...50 нм) и относительно длинных (более 2 мкм) эмиттерных окон осуществляется по методу осаждения (или селективного наращивания) и анизотропного травления различных слоев с использованием исходной одной (вертикальной или наклонной) плоскости, задающей опорный рельеф самоформирования (ОРСФ) для всей структуры. Длина ОРСФ задается отдельным типовым процессом литографии. Ниже приведены различные конструктивно-технологические варианты самоформирования узлов эмиттер — база. Для их реализации авторы использовали косвенные методы литографии с псевдолитографическими масками (ПЛМ) и самосовмещенными резистивными масками (СРМ), а также методы самосовмещения

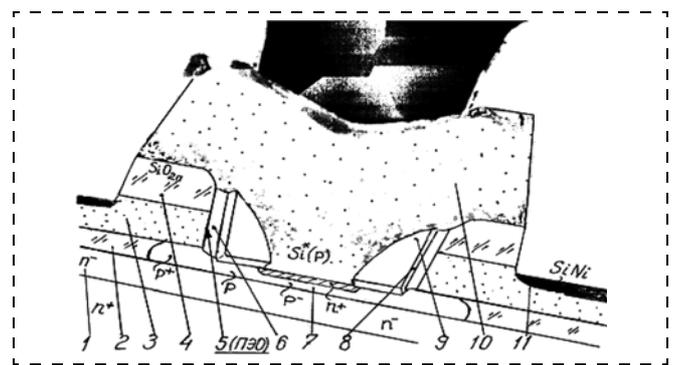


Рис. 1. Микрофотография сечения БТГС:

1 — тонкий n-коллекторный слой; 2 — маскирующая пленка термического SiO<sub>2т</sub>; 3 — пассивные области базы из поликремния, легированного В — Si\*(В); 4 — защитный слой пиролитического SiO<sub>2п</sub>; 5 — псевдоэмиттерные окна (ПЭО); 6 — боковая диэлектрическая изоляция (БДИ); 7 — селективные области (p<sup>+</sup>—p—p<sup>-</sup>) базы Si—Ge—V—C; 8 — области изоляции БДИЭ<sub>1</sub>; 9 — области изоляции БДИЭ<sub>2</sub>; 10 — области пассивного эмиттера из поликремния, легированного Р — Si\*(Р); 11 — локальные контакты на основе SiNi

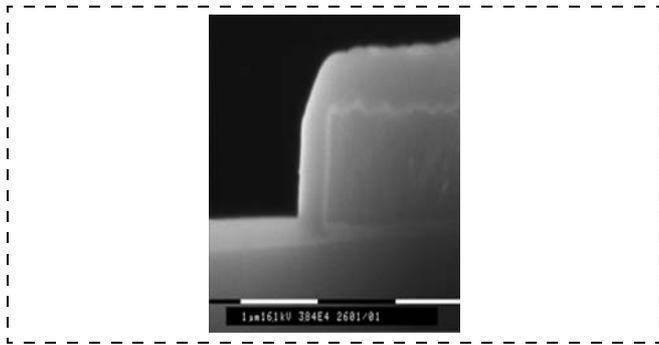


Рис. 2. Сечение ПЛМ на 1-м этапе ее изготовления

и самоформирования с составными областями БДИЭ, представленные в работах [2–13].

На рис. 2 представлено сечение структуры на этапе предварительного создания ПЛМ. В самом общем случае формирование ПЛМ начинается с создания на исходном Si тонкого пассивирующего слоя  $\text{SiO}_{2\text{T}}$ , тонкой маскирующей пленки  $\text{Si}_3\text{N}_4$  и временного слоя опорного материала  $\text{SiO}_{2\text{П}}$ . Затем в этом материале создается опорный рельеф самоформирования (ОРСФ) практически с вертикальными стенками с помощью АРИТ и осаждения слоя  $\text{Si}_3\text{N}_4$  заданной толщины для создания собственно ПЛМ. Разброс по толщине пленки  $\text{Si}_3\text{N}_4$  определяет разброс ширины области ПЛМ, а следовательно, и разброс ширины эмиттерного окна. Далее (не показано на рис. 2) формируется СРМ с помощью заливки углублений фоторезистом и задается промежуточный 1-й уровень планаризации, расположенный ниже поверхности опорного материала (около границы изгиба пленки ПЛМ). Проводится АРИТ до полного вскрытия поверхности опорного материала, удаляется СРМ, вытравливается опорный материал и переносится изображение ПЛМ в нижележащий материал с помощью АРИТ. В итоге получается ПЛМ практически прямоугольного сечения. В качестве опорного материала может быть использован  $\text{Si}^*$ , аморфный Si, в этом случае ПЛМ создается на основе  $\text{SiO}_{2\text{П}}$ ,  $\text{Si}_3\text{N}_4$ ,  $\text{SiN}_x$  или фосфорно(боро)силикатного стекла.

На рис. 3 представлены примеры самоформирования ПЛМ в виде выступа (а, б) и в виде щели (в, г). На рис. 3, а материал СРМ1 не проходит стадию предварительной градиентной обработки в плазме для получения близких по скорости АРИТ материалов СРМ1 и ПЛМ. На рис. 3, б, в применяется еще и СРМ2.

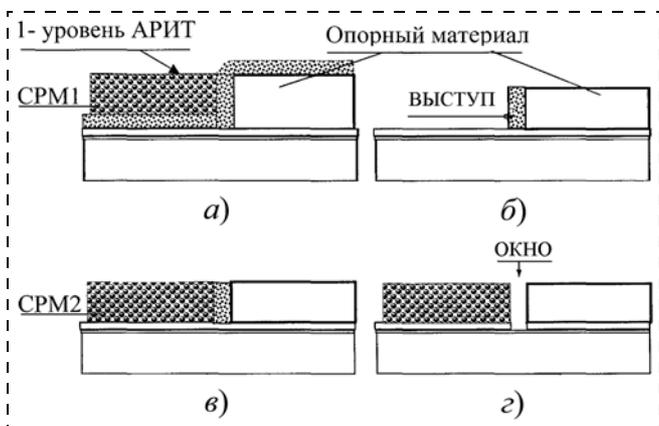


Рис. 3. Примеры самоформирования ПЛМ в виде выступа (а, б) и в виде узкой щели (в, г)

## Примеры самоформирования СВЧ транзисторных структур

На рис. 4 и 5 представлены различные структуры с узкими и тонкими пассивными эмиттерными областями. Структуры, показанные на рис. 4, а, б, имеют металлические вставки для уменьшения сопротивления эмиттера. Приведенные конструктивные варианты применимы и для селективной эпитаксии Si—Ge—В—С,  $\text{Si}^*(\text{P})$  и W [3, 4, 14].

Структура, приведенная на рис. 4, а, имеет предельно узкую эмиттерную вертикальную область 5 на основе  $\text{Si}^*(\text{P})$  и селективного металла W.

Структура содержит:

- мелкие области 1 боковой диэлектрической изоляции (БДИ) из  $\text{SiO}_{2\text{П}}$ ;
- тонкие, сильнолегированные As, скрытые области 2 коллектора;
- сверхтонкие области 3 коллектора со средним уровнем легирования;
- ультратонкие области 4 базы Si—Ge—В—С, заключенные между ультратонкими буферными n-слоями;
- узкие пассивные области 5 эмиттера на основе  $\text{Si}^*(\text{P})$ , сформированные с применением ПЛМ;
- ультратонкие пассивирующие слои 6  $\text{SiO}_{2\text{T}}$ ;
- области 7 БДИЭ из  $\text{SiN}_x$ ;
- пассивные области 8 базы из  $\text{Si}^*(\text{B})$  или  $\text{Ge}^*(\text{B})$ , самоформируемые после создания областей 5–7 (или до их создания с использованием узких щелей);
- маскирующие слои 9 из  $\text{SiO}_{2\text{П}}$ ;
- селективные металлизированные области 10 из W;
- шины 11 металлизации TiN.

Структура, показанная на рис. 4, б, самоформируется относительно исходной области прямоугольной ПЛМ из  $\text{Si}_3\text{N}_4$ . Относительно границ ПЛМ создаются:

- точно локализованные тонкие изолирующие области БДИ —  $\text{SiO}_{2\text{T}}$ , задающие предельно узкие (0,2...0,3 мкм) окна для пассивных областей базы;
- точно смещенные утолщенные области БДИ —  $\text{SiO}_{2\text{П}}$ ;
- пассивные области базы из  $\text{Si}^*(\text{B})$ ;
- дополнительные вставки из  $\text{SiO}_{2\text{П}}$ , ограничивающие области селективной металлизации на  $\text{Si}^*(\text{B})$  и паразитную емкость эмиттер—база.

После удаления ПЛМ самоформируются области БДИЭ ( $\text{SiO}_{2\text{T}} - \text{SiO}_{2\text{П}}$ ), задающие ширину эмиттерных окон. Области БДИЭ могут быть созданы и на основе композиционных материалов (рис. 5).

Структура, представленная на рис. 4, в, имеет ПЭО с наклонными стенками и с малым разбросом по ширине. Для достижения цели на исходном слое пассивной базы  $\text{Si}^*(\text{B})$  или  $\text{Ge}^*(\text{B})$  создается дополнительная пленка  $\text{SiO}_{2\text{T}}$  (или металла TiN, TaN), в которой с помощью ПЛМ и АРИТ формируются исходные (см. рис. 3, б) узкие окна. Последние используются для дальнейшего са-

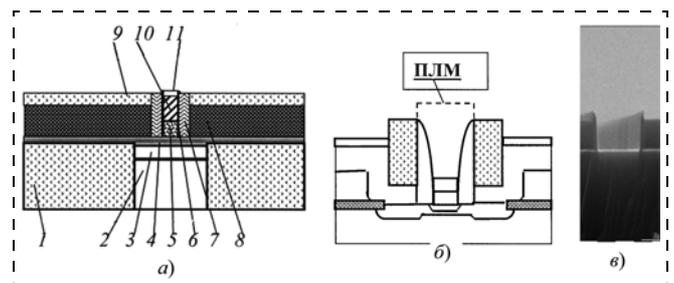


Рис. 4. Самосовмещенные ультратонкие структуры

моформирования ПЭО с малым разбросом по ширине и с требуемым наклоном стенок в слое Si\*(В) или Ge\*(В).

В структуре, приведенной на рис. 5, обеспечивается полное самоформирование всех критичных узлов конструкции относительно области 4 ОРСФ, выполненной на основе исходной ПЛМ — SiN<sub>x</sub> (или SiO<sub>2п</sub>) и показанной штриховой линией 4.

Для этого на исходных пластинах высокоомного p-Si создаются скрытые n<sup>++</sup>-коллекторные слои 1, сильно легированные As с отжигом в водороде, высокоомные n<sup>-</sup>-коллекторные слои 2 и глубокие области 3 БДИ. Между этими областями на слое 2 формируется область 4 ПЛМ. Затем с помощью АРИТ создаются канавки с вертикальными стенками, которые последовательно заполняются сначала материалом 5 — SiO<sub>2п</sub>, с проведением процесса селективного травления, затем материалом 6 — Si\*(В). После селективного травления последнего на нем формируется маскирующая пленка 7 термического SiO<sub>2т</sub>. Далее избирательно вытравливается ПЛМ и верхний слой 2 высокоомного Si. При этом маской является сильнолегированная В пассивная область 6 базы. Используя селективную эпитаксию создают:

- ультратонкий демпфирующий слой чистого Si;
- ультратонкий слой 8 базы на основе сплава Si—Ge—В—С;
- ультратонкий слой чистого Si;
- пассивирующий слой 9 сверхчистого SiO<sub>2т</sub>;
- защитный слой 10 — БДИЭ<sub>1</sub> на основе пленки Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>.

После этого самоформируются временные области 11 — БДИЭ<sub>2</sub> на основе Si или SiO<sub>2п</sub>. Тонкие (0,6...0,8 мкм) области пассивного эмиттера (на рис. 5 не показаны) из Si\*(Р) селективно осаждаются в узких эмиттерных окнах сразу после вытравливания временных областей 11.

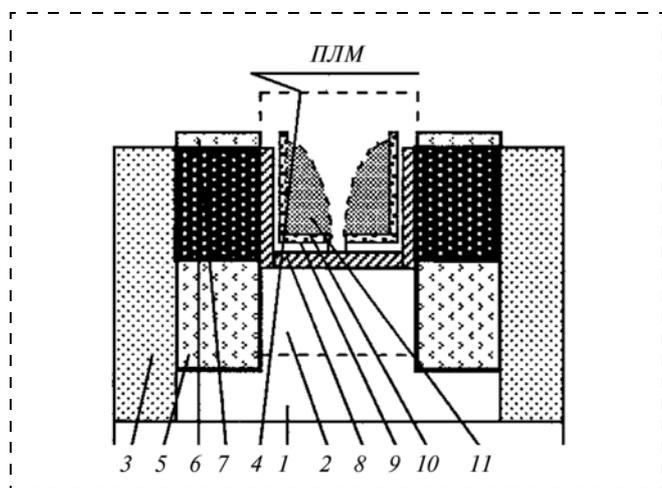


Рис. 5. Полностью самосовмещенная СВЧ структура:

1 — скрытый коллекторный слой, сильно легированный As с отжигом в водороде; 2 — сверхтонкий коллекторный слой; 3 — глубокие области шелевой изоляции; 4 — псевдолитографическая маска (ПЛМ), задающая ПЭО; 5 — мелкие области шелевой изоляции — SiO<sub>2п</sub>; 6 — пассивные области базы из Si\*(В) шелевого типа; 7 — маскирующая пленка термического SiO<sub>2т</sub>; 8 — ультратонкие области базы Si—Ge—В—С, расположенные между двумя ультратонкими слоями чистого кремния; 9 — пассивирующий слой сверхчистого SiO<sub>2т</sub>; 10 — защитный слой (БДИЭ<sub>1</sub>) на основе Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>; 11 — временные дополнительные области изоляции БДИЭ<sub>2</sub> на основе Si\* или SiO<sub>2п</sub>. Тонкие (0,8 мкм) области пассивного эмиттера (не показаны на рисунке) из поликремния, легированного P, —Si\*(P), селективно осаждаются в эмиттерных окнах сразу после вытравливания временных областей 11

С использованием в общем случае схемы конструктивного варианта, приведенного на рис. 5, полностью самоформируемые СВЧ транзисторные структуры с областями БДИ могут быть изготовлены по отечественному "эпипланарному" процессу [14] при комплексном применении методов селективной (избирательной) эпитаксии: скрытых сильнолегированных слоев, ультратонких коллекторных слоев, базовых и эмиттерных слоев, а также локальных слоев металлизации. В этом случае на исходных подложках Si создаются мелкие области 5 БДИ, области 6 пассивной базы из Si\*(В) или Ge\*(В) с маскирующим слоем 7 и глубокие области 3 шелевой изоляции. Затем для создания основных коллекторных областей транзисторных структур и близко расположенных к ним контактных коллекторных областей в слое 7 с помощью ПЛМ вскрываются окна и АРИТ создаются ОРС в слоях 6 и 5. При этом глубокие области 3 БДИ ограничивают площадь структур. С помощью диффузии As создают внутренние соединения основных коллекторных областей и близко расположенных к ним контактных коллекторных областей. Затем на боковых стенках окон формируют тонкие демпфирующие слои SiN<sub>x</sub>, проводят селективную эпитаксию составных коллекторных областей до уровня нижней поверхности слоя 6 и диффузией P создают сильнолегированные контактные области коллектора.

Далее избирательно вытравливают слой SiN<sub>x</sub> в верхней его части до уровня нижней поверхности слоя 6 и проводят самоформирование слоя 8 для ультратонких областей базы Si—Ge—В—С, расположенных между двумя ультратонкими слоями чистого кремния. В таком конструктивном варианте пассивные области 6 базы надежно соединяются с пассивными областями 8 собственно ультратонких областей базы Si—Ge—В—С. Далее проводится самоформирование эмиттерного узла по рассмотренной выше схеме. В последнем конструктивном варианте обеспечивается полное и точное самоформирование всех элементов критичных узлов.

В известной зарубежной структуре [15] элементы пассивной базы и элементы БДИЭ не самосовмещаются относительно мелких областей БДИ.

При разработке конкретной структуры для определенной СВЧ системы необходимо учитывать ряд факторов, которые будут влиять на окончательный выбор W<sub>эо</sub>:

- воспроизводимость ширины эмиттерного окна;
- проводимость и надежность границы раздела p—Si—полиэмиттер;
- сплошность и однородность границы p—Si—полиэмиттер;
- профиль легирования и поверхностное сопротивление эмиттера;
- сопротивление узла металл—пассивный эмиттер;
- паразитные емкости всего узла эмиттер—база;
- паразитные емкости областей БДИЭ;
- активацию примеси в активной и пассивной областях базы и эмиттера с учетом метода и аппаратуры для активации примеси.

3D-оптимизация конструктивно-технологического базиса структуры должна проводиться с учетом реальных профилей легирования ионизированной и неактивной примесей.

## Заключение

Показано, что создание предельно узких (в диапазоне 30...50 нм) и относительно длинных (более 2 мкм) эмиттерных окон с относительно малым разбросом по ширине, может быть осуществлено по методу осаждения (или селективного наращивания) и анизотропного травления

различных слоев с использованием исходной одной (вертикальной или наклонной) плоскости формирования опорного материала, задающей опорный рельеф самоформирования (ОРСФ) для всей транзисторной структуры. Рассмотрены различные конструктивно-технологические варианты изготовления самоформируемых СВЧ транзисторных структур с предельно узкими эмиттерными областями.

#### Список литературы

1. Chevalier P., Barbalat B., Laurens M. et al. High-speed SiGe BiCMOS technologies: 120-nm Status and End-of-Roadmap challenges // IEEE Xplore. 2007. P. 18–23.
2. Луканова Н. Н., Луканов Н. М. Конструктивно-топологическое проектирование самосовмещающихся субмикронных сверхтонкослойных транзисторных структур с улучшенными параметрами // Сб. науч. тр. МИЭТ. "Физика, технология и схемотехника СБИС". М.—Зеленоград: МИЭТ. 1989. — С. 80–93.
3. Lukanov N. M. et al. Bipolar VLSI based on self-aligned transistor structures // Electronic Engineering. Series Microelectronics. 1991. Issue 1 (1). News from Soviet "Silicon Valley". М.—Зеленоград: НПО "Научный центр". 1991. P. 53–55.
4. Сауров А. Н. Методы самоформирования в микроэлектронике // Изв. вузов. Сер. ЭЛЕКТРОНИКА. 1997. № 5. С. 41–47.
5. Сауров А. Н. Специальные методы плазменного травления в технологии самоформирования // Изв. вузов. Сер. Электроника. 1997. № 6. С. 60–68.
6. Сауров А. Н. Графическая модель метода самоформирования интегральных структур // Изв. вузов. Сер. Электроника. 1998. № 1. С. 61–70.
7. Сауров А. Н., Вернер В. Д. Методы самоформирования в технологии микросистем // Изв. вузов. Сер. Электроника. 2000. № 4–5. С. 118–123.
8. Демидова Ю. Б., Луканов Н. М., Сауров А. Н. Методы самоформирования и методики контроля трехмерных элементов

микроэлектроники // Научные основы разработки технологий и оборудования микроэлектроники: Межвузовский сб. / Под ред. В. В. Гусева и М. Л. Минкина. М.: МГИЭТ, 2000. С. 32–43.

9. Галушков А. И., Демидова Ю. Б., Луканов Н. М., Сауров А. Н. Би-КМОП технологии, использующие методы самосовмещения и самоформирования // Оборонный комплекс — научно-техническому прогрессу России. М.: ФГУП "ВИМИ". 2001. № 2. С. 8–20.
10. Галушков А. И., Демидова Ю. Б., Луканов Н. М., Путря М. Г., Рыбачек Е. Н. Влияние маскирующих слоев на геометрические параметры трехмерных элементов СБИС при реактивно-ионном травлении // Оборонный комплекс — научно-техническому прогрессу России. М.: ФГУП "ВИМИ". 2001. № 1. С. 7–11.
11. Демидова Ю. Б., Луканов Н. М., Метельков П. В., Сауров А. Н. Конструктивно-технологический базис СВЧ сверхинтегрированных структур и микросхем РЧ-диапазона на кремнии // Изв. вузов. Сер. Электроника 2003. № 2. С. 25–32.
12. Голишников А. А., Демидова Ю. Б., Луканов Н. М., Сауров А. Н. Особенности изготовления самоформируемых СВЧ транзисторных структур на кремнии. Ч. 1, 2 // Оборонный комплекс — научно-техническому прогрессу России. М.: ФГУП "ВИМИ". Ч. № 1. № 4. 2005. С. 73–77; Ч. 2. № 1. 2006. С. 44–49.
13. Вернер В. Д., Луканов Н. М., Сауров А. Н., Метельков П. В. Оптимизация СВЧ самосовмещенных транзисторных структур на чистом кремнии и малошумящего широкополосного усилителя для радиопередающих ИС с элементами МЭМС. Ч. 1–3 // Оборонный комплекс — научно-техническому прогрессу России. М.: ФГУП "ВИМИ". 2011. Ч. 1. № 1. С. 78–84; Ч. 2. № 2. С. 20–27; Ч. 3. № 3. С. 11–20.
14. Авторское свидетельство № 439863 СССР. Способ изготовления активных элементов интегральных схем / Луканов Н. М., Лебедев В. В., Любушкин Е. Н., Шварц К.-Г. М., Щербинин А. А. Опубл. 19.04.74 (приоритет от 13.07.70).
15. Tilke A. T., Rochel M., Berkner J. et al. A Low-cost fully self-aligned SiGe BiCMOS technology using selective epitaxy and a lateral quasi-single-poly Integration Concept // IEEE Transactions on Electron Devices. 2004. Vol. 51. N 7. С. 1101–1107.

УДК 538.975, 539.23

Д. С. Пономарев<sup>1</sup>, аспирант,  
И. С. Васильевский<sup>1</sup>, канд. физ.-мат. наук, доц.,  
Г. Б. Галиев<sup>2</sup>, д-р физ.-мат. наук, зав. лаб.,  
Е. А. Климов<sup>2</sup>, мл. науч. сотр.,  
Р. А. Хабибуллин<sup>1</sup>, аспирант,  
В. А. Кульбачинский<sup>1,3</sup>, д-р физ.-мат. наук, проф.,  
<sup>1</sup> Национальный исследовательский ядерный университет "МИФИ" (НИЯУ МИФИ),  
<sup>2</sup> Институт сверхвысокочастотной полупроводниковой электроники Российской академии наук (ИСВЧПЭ РАН),  
<sup>3</sup> Московский государственный университет имени М. В. Ломоносова (МГУ),  
e-mail: kulb@mig.phys.msu.ru

## МОДЕЛИРОВАНИЕ ЗОННОЙ ДИАГРАММЫ И РАСЧЕТ ЭФФЕКТИВНОЙ МАССЫ ЭЛЕКТРОНОВ В СОСТАВНЫХ КВАНТОВЫХ ЯМАХ InGaAs С НАНОСЛОЯМИ GaAs/InAs

Поступила в редакцию 04.10.2011

Теоретически и экспериментально изучены зонная структура и электрофизические свойства гетероструктур InAlAs/InGaAs/InAlAs/InP с составной квантовой ямой (КЯ) InGaAs с нановставками InAs и GaAs. С помощью эффекта Шубникова — де Гааза измерены и рассчитаны значения эффективной циклотронной массы  $m_c^*$  с учетом непараболичности энергетического спектра электронов. Впервые предложенная гетероструктура с двумя симметрично расположенными в КЯ нановставками InAs позволяет уменьшить  $m_c^*$  на 26 % по сравнению с КЯ In<sub>0,53</sub>Ga<sub>0,47</sub>As.

**Ключевые слова:** СВЧ транзисторы, нанoeлектроника, наногетероструктуры, молекулярно-лучевая эпитаксия, полупроводники типа АЗВ5

### Введение

В наногетероструктурах InAlAs/InGaAs/InAlAs на подложках InP двумерный электронный газ с высокой концентрацией  $n_s \approx (2...3) \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$  имеет высокую подвижность  $\mu_e \geq 10000 \text{ см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$  [1, 2]. Данные структуры активно применяют для создания СВЧ устройств миллиметрового и субмиллиметрового диапазона длин волн [3, 4]. Согласно нашим предыдущим результатам [5] введение одного тонкого слоя InAs в квантовой яме (КЯ) InGaAs приводит к увеличению подвижности двумерных электронов по сравнению со структурой, содержащей однородную КЯ. Однако увеличение толщины слоя InAs ограничено критическим значением, превышение которого приводит к ухудшению качества вставки и всей активной области вследствие образования дислокаций несоответствия. Таким образом, для дальнейшего увеличения  $\mu_e$  необходимо изменять слоевую конструкцию КЯ с учетом ограничений, накладываемых механической деформацией слоев, а также влиянием нановставок на электронную структуру КЯ. Одним из решений является применение составных КЯ (СКЯ), неоднородных по составу, в том числе содержащих несколько гетероставок различных полупроводников. В настоящей работе предложен альтернативный метод уменьшения эффективной массы электронов в СКЯ за счет введения двух наноразмерных вставок InAs, равноотстоящих как

от центра КЯ, так и от гетерограниц InGaAs/InAlAs. Такой подход сочетает в себе инженерию волновой функции (ВФ) электронов при изменении зонной структуры и состава в СКЯ и позволяет уменьшить  $m_c^*$ , одновременно обеспечивая более плавное распределение механической деформации в активной области гетероструктуры.

### Теоретический анализ профиля зоны проводимости и расчет эффективной массы электронов

Для теоретического анализа нами были рассмотрены гетероструктуры на базе КЯ InAlAs/In<sub>0,53</sub>Ga<sub>0,47</sub>As/InAlAs, содержащие как однородную КЯ, так и СКЯ следующего состава: КЯ + две нановставки InAs, КЯ + два пристенка GaAs, и наконец, СКЯ с комбинацией двух нановставок InAs и двух пристенков GaAs. Идея такой конструкции при введении вставок InAs состоит в том, чтобы, с одной стороны, достаточное расстояние между вставками обеспечило отсутствие заметной локализации ВФ электронов в области индивидуальной вставки, с другой стороны, в среднем увеличивалось содержание InAs в СКЯ. Расчетное моделирование зонной структуры проводилось с помощью решения самосогласованной системы уравнений Шредингера и Пуассона в приближении эффективной массы. Согласно данным, наиболее часто встречающимся в литературе, использованы следующие значения эффективных масс: в InAs —  $m_c^* = 0,03m_0$ , в In<sub>0,53</sub>Ga<sub>0,47</sub>As —  $m_c^* = 0,043m_0$ , в GaAs —  $m_c^* = 0,067m_0$  и в InAlAs —  $m_c^* = 0,075m_0$ , где  $m_0$  — масса свободного электрона. Разрывы дна зон проводимости принимались равными  $\Delta E_c = -0,7$  эВ между InGaAs/InAlAs и  $\Delta E_c = -0,45$  эВ и  $-0,3$  эВ между InGaAs/InAs и InGaAs/GaAs, соответственно. Значение поверхностного потенциала для всех гетероструктур принималось равным  $\phi_s = 0,5$  эВ. Все расчеты проводились для температуры 300 К.

При введении достаточно широкой вставки InAs уровень энергии электронов нижней подзоны размерного квантования  $E_0$  понижается относительно дна КЯ и начинает выделяться в самостоятельный уровень, связанный преимущественно со вставкой [5]. При этом эффективная ширина КЯ, определяемая как полуширина ВФ электронов в нижней подзоне размерного квантования  $E_0$ , уменьшается, способствуя тем самым усилению локализации электронов в активном слое. При этом растет рассеяние электронов на шероховатостях границ в узкой эффективной СКЯ. Вследствие того, что эпитаксиальные слои InAs являются напряженными по отношению к слою In<sub>0,53</sub>Ga<sub>0,47</sub>As,  $\mu_e$  продолжает увеличиваться вплоть до некоторой критической толщины вставки InAs. Таким образом, необходимо выбирать оптимальную толщину вставки исходя из двух противоречивых условий. Первое — необходимо постепенно увеличивать толщину вставки InAs (тем самым увеличивая среднее содержание InAs в активном слое) в СКЯ и сохраняя эффективную ширину слоя InGaAs достаточно большой, а второе — избегать релаксации механической деформации в области напряженных нановставок. Чтобы удовлетворить этим параметрам, нами был промоделирован, а затем выращен образец с двумя тонкими вставками InAs в СКЯ (рис. 1). В такой составной яме ВФ электронов не являются локализованными в области одной из вставок в отличие от случая одиночной вставки InAs,

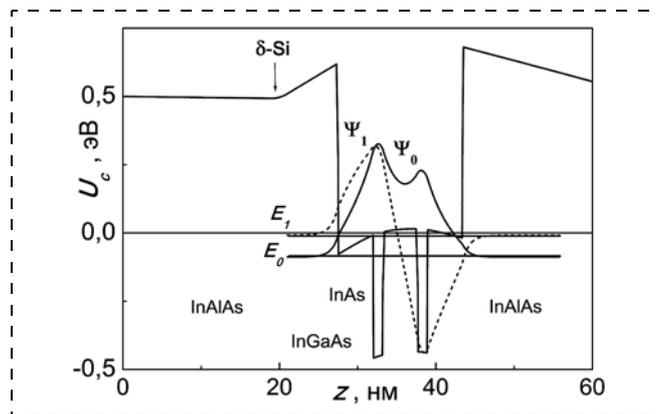


Рис. 1. Зона проводимости  $U_c$  и профили ВФ электронов  $\Psi_i$  в СКЯ InGaAs, содержащей две вставки InAs. Нуль энергии отсчитывается от уровня Ферми

а по причине достаточно большого расстояния между вставками, распространяются на область, сравнимую с полной шириной КЯ. Таким образом, как видно из рис. 1, возникает усиление амплитуд ВФ в области нановставок. Помимо этого механическая деформация распределяется более плавно, так как изоморфный к InAlAs слой InGaAs разделяет напряженные области. Стоит, однако, отметить, что значение эффективной ширины КЯ зависит от выбранного расстояния  $r$  между вставками InAs и от профиля потенциала СКЯ в целом (рис. 2). Так, при промежуточном расположении вставок ( $r = 4$  нм) ВФ электронов имеют достаточно большие амплитуды как в центральной области СКЯ, так и в области нановставок.

После моделирования зонных диаграмм и расчета ВФ электронов проводился расчет эффективной массы электронов  $m_c^*$  в одиночной и составных КЯ, согласно следующей формуле:

$$m_c^*/m_0 = \frac{\int m_c^*(z)/m_0 \Psi(z) \Psi^*(z) dz}{\int \Psi(z) \Psi^*(z) dz}, \quad (1)$$

где  $m_c^*(z)/m_0$  — кусочная функция, отражающая значения  $m_c^*$  по разным слоям гетероструктуры;  $m_0$  — масса свободного электрона, а  $\Psi(z)$  и  $\Psi^*(z)$  — ВФ и комплексно сопряженная ВФ электронов в первой подзоне размерного квантования, соответственно. Такое усреднение

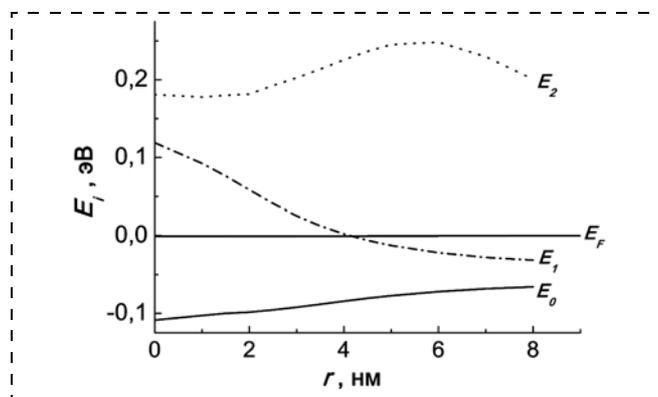


Рис. 2. Энергия нижней ( $E_0$ ) и двух верхних подзон размерного квантования ( $E_1$  и  $E_2$ ) в зависимости от расстояния  $r$  между двумя вставками InAs

In <sub>0,53</sub> Ga <sub>0,47</sub> As	6 нм
In <sub>0,52</sub> Al <sub>0,48</sub> As	3 нм
δ-Si	
In <sub>0,52</sub> Al <sub>0,48</sub> As	6,5 нм
In <sub>0,53</sub> Ga <sub>0,47</sub> As	4,5 нм
InAs	1,2 нм
In <sub>0,53</sub> Ga <sub>0,47</sub> As	4,5 нм
InAs	1,2 нм
In <sub>0,53</sub> Ga <sub>0,47</sub> As	4,5 нм
Буфер In <sub>0,52</sub> Al <sub>0,48</sub> As	244 нм
Подложка InP	

Рис. 3. Структура слоев в обр. № 803 с двумя нановставками InAs

предложено исходя из соотношения вероятностей для электрона находиться в той или иной пространственной области СКЯ, где действует локальное приближение эффективной массы.

### Образцы и методика измерений

Образцы были выращены методом молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ) на подложках InP (100). Все образцы имели сходную конструкцию слоев, за исключением области КЯ. Схематическое изображение эпитаксиальных слоев для образца № 803 с двумя нановставками InAs приведено на рис. 3. Вначале выращивали буфер InAlAs, изоморфный подложке InP. Затем при  $T = 430 \text{ }^\circ\text{C}$  выращивали либо однородную КЯ InGaAs (обр. № 802), либо СКЯ со вставками InAs толщиной 1,2 нм и пристенками GaAs толщиной 1,1 нм (обр. № 803, 804 и 805). Пониженная температура роста необходима для сохранения резких гетерограниц в СКЯ, а также для предотвращения частичной релаксации напряженного слоя InAs. Все образцы имели спейсер толщиной 6,5 нм и одностороннее δ-легирование кремнием с концентрацией  $2,72 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$ . Образцы для измерения электронных транспортных свойств были изготовлены в форме холловских мостиков с нанесением омических контактов InSn. Измерительный ток составлял единицы микроампер.

### Результаты измерений и их обсуждение

Экспериментальные приведенные значения циклотронных масс электронов  $m_c^*/m_0$  в одиночной и составных КЯ представлены ниже в таблице. Там же даны холловские концентрации  $n_H$  и подвижности электронов  $\mu_H$ , а также рассчитанные приведенные значения эффективных масс электронов. Из таблицы видно, что по мере изменения состава активного слоя InGaAs, концентрация электронов  $n_H$  в КЯ незначительно меняется. Стоит отметить, что результаты измерения концентрации электронов с помощью эффектов Шубникова—де Гиза (ШдГ)  $n_{SDH}$  и Холла  $n_H$  совпадают, что является подтверждением того, что заполнена только одна подзона размерного квантования. Обр. № 802 с одиночной КЯ In<sub>0,53</sub>Ga<sub>0,47</sub>As демонстрирует наилучшие электрофизические свойства по сравнению с другими образцами. Однако эффективная масса электронов в нем самая большая. Введение двух пристенок GaAs толщиной 1,1 нм на гетерограницах In<sub>0,53</sub>Ga<sub>0,47</sub>As/InAlAs (обр. № 804) позволяет немного понизить  $m_c^*$ . При этом концентрация электронов в данном образце самая низкая. Это связано с частичным обеднением второй подзоны размерного квантования при введении пристенок GaAs. Использование комбинации двух пристенок GaAs толщиной 1,1 нм и двух вставок InAs толщиной 1,2 нм (обр. № 805) позволяет немного повысить концентрацию электронов в СКЯ за счет слабого вырождения второй подзоны, однако не приводит к уменьшению  $m_c^*$  в составной яме. В свою очередь, использование СКЯ, состоящей только из двух симметрично расположенных нановставок InAs толщиной 1,2 нм (обр. № 803), приводит к существенному уменьшению эффективной массы электронов, при этом значение  $n_H$  сохраняется достаточно большим. Максимальное значение  $\mu_H$  достигается в обр. № 802 с одиночной ямой InGaAs. При этом значения холловской подвижности в обр. № 803 и 804 схожи, а в обр. № 805 ее значение меньше на 20 %. Это связано с частичным размытием гетероинтерфейса InGaAs/InAs и увеличением его шероховатости.

Таким образом, для получения наиболее хорошей подвижности электронов  $\mu_e$  в СКЯ необходимо улучшить морфологию нановставок и обеспечить контроль границы раздела с атомной гладкостью. При этом несмотря на подобранные режимы роста вставок InAs, в процессе МЛЭ обязательно возникают локальные деформации толщины нановставки. Отметим, что для правильного расчета  $m_c^*$  необходимо учитывать непараболичность энергетического спектра электронов (которая может дать отклонение в пределах 10...30 %) с учетом вариации концентрации электронов. Таким образом, эффективные массы электронов были пересчитаны с учетом непараболичности дна зоны проводимости  $U_c$  (см. правый столбец в таблице).

Холловские концентрация  $n_H$  и подвижность  $\mu_H$  электронов, концентрации  $n_{SDH}$  и циклотронные массы электронов  $m_c^*$ , измеренные с помощью эффекта ШдГ, а также расчетные данные  $m_c^*$  с учетом и без непараболичности зоны проводимости

№ обр.	$n_{SDH}, 10^{12} \text{ см}^{-2}$	$n_H, 10^{12} \text{ см}^{-2}$	$\mu_H, \text{ см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$	$m_c^*/m_0$ (ШдГ)	Расчетные значения $m_c^*/m_0$	Расчетные значения $m_c^*/m_0$ с учетом непараболичности
802	1,55	1,57	45 170	$0,065 \pm 0,001$	0,0430	0,06923
803	1,38	1,36	28 100	$0,0436 \pm 0,0010$	0,0394	0,04410
804	1,13	1,12	30 800	$0,0588 \pm 0,0010$	0,0433	0,06170
805	1,53	1,54	21 800	$0,059 \pm 0,010$	0,0388	0,06119

## Заключение

В работе теоретически и экспериментально изучены зонная структура и электрофизические свойства гетероструктур InAlAs/InGaAs/InAlAs с одиночной и составной КЯ InGaAs, выращенных методом МЛЭ на подложках InP. Введение в КЯ продуманно расположенных нановставок InAs приводит к заметному (26 %) уменьшению эффективной массы электронов  $m_c^*$ . Предложен и апробирован теоретический подход к оценке эффективной массы электронов в составных квантовых ямах, основанный на весовом усреднении  $m_c^*$  в составляющих сложную КЯ материалах. При учете непараболичности энергетического спектра электронов получено превосходное соответствие измеренных с помощью эффекта ШдГ величин  $m_c^*$  с расчетными значениями.

Работа выполнена на оборудовании ЦКП "Гетероструктурная СВЧ электроника и физика широкозонных полупроводников" НИЯУ МИФИ при частичной поддержке Минобрнауки России в рамках проектов 2010-218-02-136 "Разработка конструкции и промышленной технологии изготовления твердых компонентов на широкозонном ма-

териале GaN" № 138/2010У от 10.08.2010 г., ФЦП "Развитие инфраструктуры наноиндустрии в Российской Федерации" (государственный контракт № 16.64 7.12.2023).

## Список литературы

1. Yamashita Y., Endoh A., Shinohara K. et al. Pseudomorphic In<sub>0,52</sub>Al<sub>0,48</sub>As/In<sub>0,7</sub>Ga<sub>0,3</sub>As HEMTs with an Ultrahigh  $f_t$  of 562 GHz // IEEE Electron. Dev. Lett. 2002. № 10. P. 573–575.
2. Wallart X., Pinsard B., Mollot F. High-mobility InGaAs/InAlAs pseudomorphic heterostructures on InP (001) // J. Appl. Phys. 2005. P. 053706–053711.
3. Chen Y., Chen Y. J., Chen Y. W. et al. Characteristics of In<sub>0,52</sub>Al<sub>0,48</sub>As/In<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>As HEMTs with various In<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>As channels // Solid State Electron. 2004. № 48. P. 119–124.
4. Hu J., Saraswa K., Philip Wong H. Experimental demonstration of In<sub>0,53</sub>Ga<sub>0,47</sub>As field effect transistors with scalable nonalloyed source/drain contacts // Appl. Phys. Lett. 2011. N 98. P. 062107–062109.
5. Васильев А. Л., Васильевский И. С., Галиев Г. Б., Пономарев Д. С. и др. Структурные и электрофизические свойства квантовых ям с наноразмерными вставками InAs в гетероструктурах на основе In<sub>y</sub>Ga<sub>1-y</sub>As/In<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>As на подложках InP // Кристаллография. 2011. № 2. С. 324–335.

УДК 621.3.049.77.002

А. В. Козлов<sup>1</sup>, канд. техн. наук, доц.,  
М. А. Королев<sup>1</sup>, д-р. техн. наук, проф.,  
С. А. Поломошнов<sup>2</sup>, канд. техн. наук, ст. науч. сотр.,  
Р. Д. Тихонов<sup>2</sup>, канд. техн. наук, ст. науч. сотр.,  
А. А. Черемисинов<sup>1</sup>, инженер,  
С. В. Шаманаев<sup>3</sup>, директор,  
<sup>1</sup> МИЭТ,  
<sup>2</sup> НПК "Технологический центр",  
<sup>3</sup> ООО "НПП "Технология",  
e-mail: R. Tikhonov@tcen.ru; S. Polomoshnov@tcen.ru

## КОНСТРУКТИВНЫЕ И СХЕМОТЕХНИЧЕСКИЕ СПОСОБЫ ПОВЫШЕНИЯ ЧУВСТВИТЕЛЬНОСТИ БИПОЛЯРНЫХ МАГНИТОТРАНЗИСТОРОВ ДЛЯ ПРЕЦИЗИОННОГО КОНТРОЛЯ ПЕРЕМЕЩЕНИЙ МИКРОМЕХАНИЧЕСКИХ ЭЛЕМЕНТОВ

Поступила в редакцию 17.10.2011

С использованием приборно-технологического моделирования и в процессе экспериментальных исследований установлено, что относительная по току чувствительность двухколлекторного латерального биполярного магнитотранзистора определяется расположением электродов, легированием кармана, служащего базой, схемой включения с общим потенциалом базы и подложки, режимом работы вблизи насыщения, значением сопротивления нагрузки коллекторов.

**Ключевые слова:** приборно-технологическое моделирование, биполярный магнитотранзистор, чувствительность

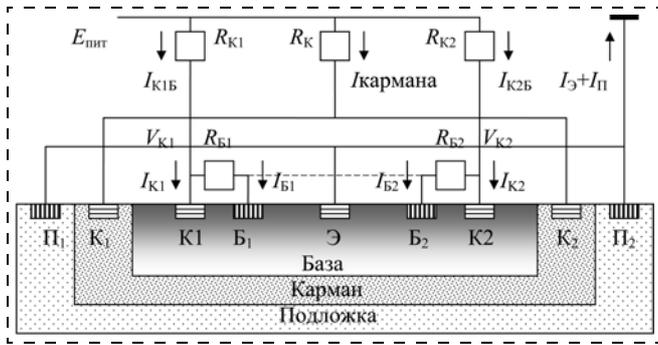
Приборно-технологическое моделирование структуры биполярного магнитотранзистора (БМТ) показало, что относительная по току чувствительность зависит от расположения электродов латерального БМТ [1]. Максимальное значение относительной магниточувстви-

тельности по току БМТ при последовательности расположения электродов в порядке эмиттер—база—коллектор можно повысить с 0,07 до 0,28 Тл<sup>-1</sup>.

Оптимизация структуры БМТ, сформированного в диффузионном кармане (БМТК) показала, что чувствительность зависит от уровня легирования диффузионного кармана, являющегося базой транзистора, и от расстояния между эмиттером и коллекторами [2]. Максимальное значение относительной магниточувствительности по току при уменьшении уровня легирования базы с 3,6 до 0,8 мкКл/см<sup>2</sup> и при увеличении расстояния между эмиттером и коллекторами с 4 до 22 мкм повышается до 0,45 Тл<sup>-1</sup>.

Исследование БМТК со схемой включения с внешним соединением подложки с карманом показало, что при воздействии магнитного поля происходит формирование потоков носителей заряда, изменение их концентрации и объемной рекомбинации [3]. Концентрационно-рекомбинационная чувствительность и выбор параметров структуры и режима работы БМТ в соответствии с установленным механизмом чувствительности позволяют рассчитывать на повышение относительной чувствительности по току до 30 Тл<sup>-1</sup> [4].

В НПК "Технологический центр" проведена разработка БМТ и БМТК по единой топологии, изготовлены микросхемы и проведен контроль датчиков с навесными резисторами на стенде для измерения параметров приборов в магнитном поле постоянного магнита с индукцией 60 мТл с использованием источника питания Б5-47 и вольтметра ЦУИП в Центре коллективного пользования "Функциональный контроль и диагностика микро- и наносистемной техники" на базе НПК "Технологический центр". Три типа латеральных двухколлекторных биполярных магнитотранзисторов исследовались при формировании в подложке (БМТ), в кармане (БМТК) при задании тока базы, а также при равных потенциалах на базе-кармане и на подложке (БМТК  $V_B = V_P$ ) [5]. При сопротивлении в нагрузке коллекторов 27,4 кОм получены максимальные значения относительной чувстви-



Электрическая схема включения интегральных магнитных датчиков на основе поликремниевых резисторов и биполярного двухколлекторного латерального магнитотранзистора с базой в кармане:

Э — эмиттер; Б<sub>1</sub> и Б<sub>2</sub> — контакты к базе; К<sub>1</sub> и К<sub>2</sub> — два коллектора; К<sub>1</sub> и К<sub>2</sub> — контакты к карману, П<sub>1</sub> и П<sub>2</sub> контакты к подложке

тельности по току для БМТ — 0,128 Тл<sup>-1</sup>; для БМТК — 0,188 Тл<sup>-1</sup>; для БМТК при  $V_B = V_{П} - 0,284$  Тл<sup>-1</sup>.

Биполярные транзисторы с базой в кармане (БМТБК) изготовлены на одной пластине и отличаются расстоянием  $L_{БК}$  между эмиттером и коллекторами [6]. Измерения БМТБК проводились при напряжении питания  $E_{пит} = 9$  В, нагрузочных сопротивлениях в коллекторах  $R_{K1} = R_{K2} = 546$  кОм, магнитной индукции  $B = 5$  мТл. Ток в объединенные контакты к базе и к карману  $I_{BW}$  задавался от отдельного источника питания. Увеличение  $L_{БК}$  приводит к увеличению тока эмиттера и практически равного ему тока базы-кармана  $I_{BW}$ , при котором появляется коллекторный ток, достаточный для переключения транзистора из закрытого состояния в режим насыщения. Этот ток коллектора определен как порог срабатывания БМТБК. Максимум чувствительности по напряжению 49 В/Тл и по току 3 Тл<sup>-1</sup> наблюдаются при токе  $I_{BW} = 4,1$  мА для образцов с  $L_{БК} = 32$  мкм.

В соответствии с результатами проведенных исследований выбраны размеры структуры БМТБК с размерами эмиттера  $260 \times 2$  мкм, с расстоянием между эмиттером и коллекторами 50 мкм, с размерами коллектора  $260 \times 13$  мкм. Схема включения интегрального датчика представлена на рисунке. Измеренная чувствительность транзисторов для 10 образцов БМТБК с сопротивлением нагрузки в коллекторной цепи 78 кОм представлена выше в таблице при напряжении питания 9 В и задании тока смещения на базу и карман  $I_{BW}$ , при котором напряжение на коллекторе составляет 4,5 В. Магнитное поле с индукцией 230 мТл задавалось постоянным магнитом. Среднее значение дифференциальной чувствительности по напряжению  $S_D^V$  равно 6,4 В/Тл. В последней колонке таблицы приведены значения относительно дифференциальной токовой чувствительности, которая характеризует чувствительность самого магнитотранзистора.

Чувствительность по напряжению образцов БМТБК

№ образца	$I_{BW}$ , мА	$V_{K1}(B) - V_{K2}(B) - V_{K1}(0) + V_{K2}(0)$ , мВ	$B$ , мТл	$S_D^V$ , В/Тл	$S_R^I$ , 1/Тл
1	12,6	1830	230	8	0,88
4	12,2	1750	230	7,6	0,85
8	12,4	1910	230	8,3	0,92
10	12,6	1890	230	8,2	0,91

Среднее значение относительной чувствительности по току  $S_R^I$  составляет 0,89 Тл<sup>-1</sup>.

Проведенные исследования структуры и схемы включения БМТ позволяют разрабатывать интегральный магнитный датчик на основе биполярного магнитотранзистора с высокой чувствительностью. Значения чувствительности по току к воздействию магнитного поля, полученные при приборно-технологическом моделировании, в экспериментальных работах еще не достигнуты.

Продолженная работа позволяет понять причины, влияющие на чувствительность, и дает предпосылки для продолжения работ по улучшению конструкции и схемы включения БМО,Т в составе интегральных датчиков, которые необходимы для прецизионного контроля перемещений микромеханических элементов. Ширина эмиттера БМТБК 4 мкм позволяет получать прецизионные датчики перемещений магнитов, закрепленных на микромеханических элементах, по сравнению с датчиками Холла, которые имеют размеры активных областей 1–2 мм.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации (государственный контракт № 16.513.11.3001 от 08.04.2011).

#### Список литературы

1. Тихонов Р. Д., Королёв М. А., Смирнов С. Ю., Чаплыгин Ю. А. Оптимизация структуры планарного биполярного магниточувствительного транзистора // Оборонный комплекс — научно-техническому прогрессу России. 2003. № 2. С. 66–70.
2. Тихонов Р. Д., Козлов А. В. Исследование структурной зависимости чувствительности биполярного магнитотранзистора, сформированного в диффузионном кармане // Оборонный комплекс — научно-техническому прогрессу России. 2003. № 4. С. 56–60.
3. Тихонов Р. Д., Козлов А. В. Чувствительность трехколлекторного биполярного магнитотранзистора // Оборонный комплекс — научно-техническому прогрессу России. 2004. № 4. С. 57–62.
4. Козлов А. В., Тихонов Р. Д. Концентрационно-рекомбинационная чувствительность магнитотранзистора // Датчики и системы. 2004. № 8. С. 40.
5. Тихонов Р. Д. Обнаружительная способность двухколлекторного латерального биполярного магнитотранзистора // Измерительная техника. 2007. № 7. С. 47–51.
6. Тихонов Р. Д. Физико-технические характеристики двухколлекторного магнитотранзистора // Прикладная физика. 2008. № 4. С. 147–152.

**Р. А. Хабибуллин**<sup>1</sup>, аспирант, e-mail: khabibullin\_r@mail.ru,  
**И. С. Васильевский**<sup>1</sup>, канд. физ.-мат. наук, зам. зав. каф.,  
**Д. С. Пономарев**<sup>1</sup>, аспирант,  
 e-mail: ponomarev\_dmitr@mail.ru,  
**Г. Б. Галиев**<sup>2</sup>, д-р физ.-мат. наук, зав. лаб.,  
**В. А. Кульбачинский**<sup>3</sup>, проф.,

<sup>1</sup> Национальный исследовательский ядерный университет "МИФИ"

<sup>2</sup> Институт сверхвысокочастотной полупроводниковой электроники РАН

<sup>3</sup> Московский государственный университет имени М. В. Ломоносова

## ПОДВИЖНОСТЬ ЭЛЕКТРОНОВ В КОМБИНИРОВАННО-ЛЕГИРОВАННЫХ ТРАНЗИСТОРНЫХ НАНОГЕТЕРОСТРУКТУРАХ AlGaAs/GaAs/InGaAs/GaAs/AlGaAs С ВЫСОКОЙ КОНЦЕНТРАЦИЕЙ ЭЛЕКТРОНОВ: МОДЕЛИРОВАНИЕ И ЭКСПЕРИМЕНТ

Поступила в редакцию 05.10.2011

*Теоретически и экспериментально исследовалась подвижность электронов в гетероструктурах с высокой электронной плотностью в составной квантовой яме AlGaAs/GaAs/InGaAs/GaAs/AlGaAs. Предложен новый тип структуры с двусторонним дельта-легированием кремнием переходных слоев GaAs, расположенных на границах квантовой ямы. При таком легировании одновременно с высокой концентрацией электронов  $n_s = 1,37 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$  получено наибольшее значение электронной подвижности  $\mu_H = 1520 \text{ см}^2/\text{В} \cdot \text{с}$  при 300 К.*

**Ключевые слова:** наногетероструктуры, СВЧ электроника, молекулярно-лучевая эпитаксия

### Введение

В настоящее время для создания мощных высокочастотных приборов широко используются гетероструктурные полевые транзисторы с квантовой ямой (КЯ)  $\text{In}_y\text{Ga}_{1-y}\text{As}$  в качестве активного слоя [1]. Увеличение мощности требует одновременного увеличения максимального тока стока и сохранения высоких значений пробивного напряжения транзистора. Ток стока обеспечивается высокими значениями концентрации и дрейфовой скорости насыщения электронов.

В гетероструктурах для мощных транзисторов необходимо обеспечить:

- высокую концентрацию электронов в КЯ [2];
- высокий энергетический барьер КЯ в широкозонном подзатворном слое [3];
- отсутствие областей с пониженным потенциалом, за исключением области КЯ [4];
- увеличение энергии запрещенной зоны в наиболее узкозонной области гетероструктуры — КЯ [5];
- уменьшение рассеяния двумерного электронного газа (2D-газа) [6].

В данной работе теоретически и экспериментально исследована зависимость подвижности электронов в гетероструктуре при переходе от объемного легирования КЯ к комбинированному, с использованием двустороннего

дельта-легирования в переходных слоях (ПС) GaAs на границах КЯ. В качестве компромиссного решения проблемы дизайна структуры для мощного транзистора предложена наногетероструктура на основе ступенчатой КЯ с комбинированным легированием, сочетающая в себе принципы DC HFET (*Doped Channel Heterostructure Field Effect Transistor*) и ПНЕМТ (*Pseudomorphic High Electron Mobility Transistor*) технологий. Проведенное расчетное моделирование и исследование электронных транспортных свойств изготовленных образцов показали возрастание подвижности при использовании комбинированного и дельта-легирования в переходных слоях GaAs.

### Расчеты зонной структуры и подвижности электронов

С помощью самосогласованного решения системы уравнений Шредингера и Пуассона были рассчитаны, а затем проанализированы пространственный профиль дна зоны проводимости и распределение электронной плотности в исследуемых гетероструктурах. Схема слоев гетероструктур представлена на рис. 1. В расчетах использовались следующие значения эффективных масс:

- в GaAs  $m^* = 0,0667m_0$ ;
- в  $\text{In}_{0,15}\text{Ga}_{0,85}\text{As}$   $m^* = 0,060m_0$ ;
- в  $\text{Al}_{0,38}\text{Ga}_{0,62}\text{As}$   $m^* = 0,1m_0$ .

Разрывы дна зоны проводимости относительно GaAs принимались равными  $\Delta E_C = -0,1$  эВ для  $\text{In}_{0,15}\text{Ga}_{0,85}\text{As}/\text{GaAs}$  и  $\Delta E_C = +0,34$  эВ для  $\text{Al}_{0,38}\text{Ga}_{0,62}\text{As}/\text{GaAs}$ . Значение потенциала на поверхности принималось  $\phi_s = 0,7$  эВ. Нуль энергии соответствует уровню Ферми. Все расчеты были проведены для температуры 300 К.

В работе была промоделирована серия гетероструктур с различным способом легирования:

- однородное легирование;
- двустороннее дельта-легирование в ПС GaAs на границах КЯ;
- комбинированное легирование — одновременно сочетающее однородное и двустороннее дельта-легирование.

Для оценки особенностей рассеяния электронов в предложенных структурах со ступенчатой КЯ был про-

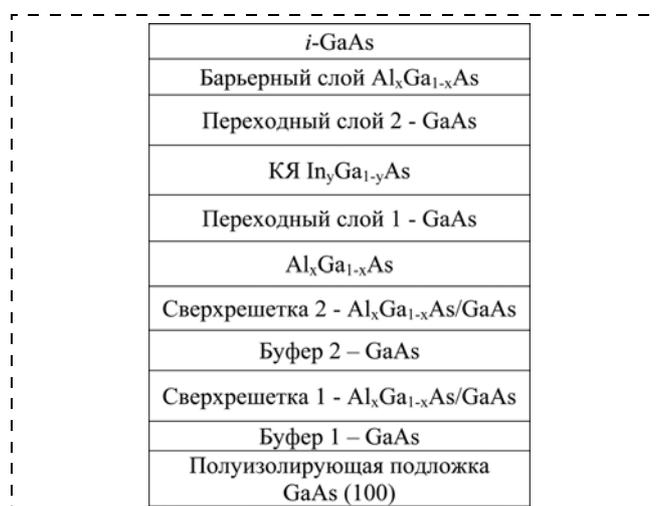


Рис. 1. Схема слоев образцов (легирование не показано)

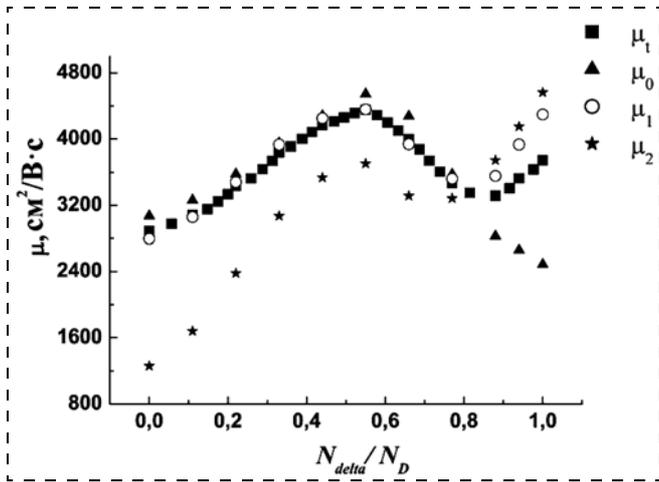


Рис. 2. Рассчитанные холловская подвижность электронов  $\mu_r$ , подвижности электронов первой, второй и третьей подзон размерного квантования —  $\mu_0$ ,  $\mu_1$  и  $\mu_2$  в гетероструктуре с постоянной степенью легирования при переходе от объемного к дельта-легированию

веден расчет транспортной подвижности электронов в подзонах  $\mu_i$  при рассеянии на ионизированной примеси, с учетом межподзонных переходов. Транспортная подвижность рассчитана в рамках кинетического уравнения, причем рассматривалось рассеяние на примесях в борновском приближении. По расчетным значениям подвижности электронов в каждой подзоне размерного квантования вычислена усредненная транспортная подвижность  $\mu_r$  2D электронов в КЯ. В вырожденной электронной системе она совпадает с холловской подвижностью.

На рис. 2 представлена рассчитанная зависимость транспортной (холловской) подвижности  $\mu_r$  и подвижностей электронов в трех подзонах размерного квантования ( $\mu_0$ ,  $\mu_1$  и  $\mu_2$ ) при переходе от объемного легирования к дельта-легированию. Зависимость расчетной подвижности  $\mu_i$  от отношения концентрации доноров в ПС GaAs  $N_{\text{delta}}/N_D$  к полной концентрации доноров  $N_D$  имеет два экстремума, что связано с различным поведением подвижностей электронов в подзонах. В диапазоне значений  $N_{\text{delta}}/N_D$  от 0 до 0,33 транспортная подвижность  $\mu_r$  возрастает, что связано с уменьшением рассеивающих центров в области локализации 2D-газа нижних подзон — квантовой яме InGaAs. При значении  $N_{\text{delta}}/N_D = 0,55$  данная зависимость имеет максимум. Это связано с появлением электронов в области ПС GaAs при  $N_{\text{delta}}/N_D \geq 0,33$ , где возрастает прямое рассеяние на ионах доноров. При небольших концентрациях электронов проводимости в ПС GaAs вклад рассеяния электронов в ПС в усредненную холловскую подвижность мал. Однако при увеличении электронной плотности в ПС GaAs амплитуды волновых функций и электронная плотность в данной пространственной области возрастают. При  $N_{\text{delta}}/N_D = 0,55$  две конкурирующие тенденции сравниваются:

1) рост  $\mu_r$  вследствие уменьшения доноров в КЯ InGaAs;

2) уменьшение  $\mu_r$  вследствие усиления рассеяния в ПС GaAs.

При дальнейшем увеличении степени легирования ПС GaAs ( $N_{\text{delta}}/N_D > 0,55$ ) вторая тенденция начинает преобладать, что приводит к уменьшению  $\mu_r$ .

Для электронов различных подзон зависимости  $\mu_0$ ,  $\mu_1$ ,  $\mu_2$  от  $N_{\text{delta}}/N_D$  имеют особенности при разном значении  $N_{\text{delta}}/N_D$ . Для электронов нижней подзоны  $\mu_0$  продолжает монотонно уменьшаться вплоть до значения параметра  $N_{\text{delta}}/N_D = 1$ . Однако  $\mu_1$  и  $\mu_2$  ведут себя иначе — при  $N_{\text{delta}}/N_D = 0,83$  и  $0,72$  соответственно данные зависимости имеют минимум, после которого наблюдается возрастание подвижностей при  $N_{\text{delta}}/N_D = 0,83 \dots 1$ . Рост  $\mu_1$  и  $\mu_2$  связан с увеличением области локализации электронов в верхних подзонах, когда вследствие перестройки профиля КЯ происходит уменьшение перекрытия электронных волновых функций и донорной примеси. При увеличении степени легирования в ПС GaAs  $N_{\text{delta}}/N_D > 0,83$  и  $0,72$  2D-газ второй и третьей подзоны размерного квантования локализован во всей составной КЯ, т. е. не только в V-образных потенциальных ямах в ПС GaAs, но и в КЯ InGaAs. Кроме того, для верхних электронных подзон возникает экранирование кулоновского потенциала примесей за счет высокой концентрации электронов в нижней подзоне.

### Приготовление образцов и методики измерений

На основе проведенного моделирования были выращены образцы гетероструктур методом молекулярно-лучевой эпитаксии. В качестве подложек использовались пластины полупроводящего GaAs с ориентацией (100). Выращенные образцы отличались степенью и способом легирования кремнием. Структура слоев выращенных образцов соответствует теоретически рассчитанной гетероструктуре (см. рис. 1).

Образцы 662 и 663 являются структурами с однородно легированной КЯ и изготовлены для сравнения как опорные с разной степенью легирования. Концентрация кремния в однородно легированных слоях задавалась температурой кремниевого источника и составляла  $T_{\text{Si}} = 1140$  °C для образца 662 и  $T_{\text{Si}} = 1160$  °C для образца 663, что соответствует степени легирования  $N_D = 5,8 \cdot 10^{18}$  см<sup>-3</sup> и  $N_D = 9,8 \cdot 10^{18}$  см<sup>-3</sup>. Напротив, дизайн структуры 656 таков, что в центральной части КЯ доноры отсутствуют, т. е.  $N_{\text{delta}}/N_D = 1$ . Для уменьшения эффекта самокомпенсации примеси кремния вследствие его амфотерности в данном образце в каждом из двусторонне легированных ПС GaAs на границах КЯ были сформированы по два дельта-слоя, разделенные слоем 1,5 нм GaAs. В верхнем ПС(2) находятся два дельта-слоя Si ( $N_d = 3,1 \cdot 10^{12}$  см<sup>-2</sup> для каждого дельта-слоя), в нижнем ПС(1) находятся два дельта-слоя Si ( $N_d = 2,2 \cdot 10^{12}$  см<sup>-2</sup> для каждого дельта-слоя). В образце 659 применялось комбинированное легирование, т. е. одновременно применялось однородное легирование КЯ ( $N_d = 3,5 \cdot 10^{18}$  см<sup>-3</sup>), два дельта-слоя Si ( $N_d = 1,1 \cdot 10^{12}$  см<sup>-2</sup> и  $3,1 \cdot 10^{12}$  см<sup>-2</sup>) в ПС(2), разделенные слоем 1,5 нм GaAs и один дельта-слой Si ( $N_d = 1,1 \cdot 10^{12}$  см<sup>-2</sup>) в ПС(1).

Толщина КЯ InGaAs для всех образцов, кроме 656, составляла  $L_{\text{КЯ}} = 15$  нм. В образце 656  $L_{\text{КЯ}} = 18$  нм. Температура роста слоев AlGaAs равнялась 580 °C, слоев GaAs — 570 °C, слоев InGaAs — 470 °C, а мольные доли компонент в тройных соединениях  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  и

$\text{In}_y\text{Ga}_{1-y}\text{As}$  равнялись  $x = 0,38$  и  $y = 0,15$  для всех выращенных образцов. Сверхрешетка до слоя КЯ была выращена для улучшения морфологии слоя  $\text{AlGaAs}$ .

Подвижность и концентрация электронов 2D-газа определялись из измерений эффекта Холла и сопротивления при температурах 300 и 77 К. Измерения проводили с помощью метода ван дер Пау. При температуре 1,5 К в магнитном поле до 7 Тл исследовались эффект Холла и осцилляции Шубникова—де Газа (ШдГ).

### Результаты измерений и их обсуждение

Экспериментальные значения электрофизических параметров исследуемых образцов (холловская концентрация  $n_H$  и подвижность  $\mu_H$  электронов) представлены в таблице. Стоит отметить, что в образцах 662, 656 и 659 концентрация 2D-газа ( $n_H \sim 10^{13} \text{ см}^{-2}$ ) не уступает значениям концентраций, полученных в гетеросистемах  $\text{AlGaIn}/\text{GaIn}$ . Для всех выращенных образцов подвижности  $\mu_H$ , измеренные при температурах 300 и 77 К имеют близкие значения и намного уступают подвижности в Р-HEMT структурах. Однако, как и для обычных DC-FET структур, это означает, что вклад фононов в рассеяние пренебрежимо мал, и в исследуемых образцах доминирующим механизмом рассеяния является рассеяние на ионизированных донорах кремния для всего исследованного диапазона температур.

Образцы с однородным легированием КЯ (образцы 662, 663) показали невысокую подвижность электронов. Комбинированное легирование немного увеличивает подвижность (образец 659), а легирование только в ПС  $\text{GaAs}$  приводит к наибольшим значениям подвижности (образец 656). Наблюдаемые изменения  $\mu_H$  связаны со взаимным расположением примеси и электронных волновых функций (ВФ), а также с экранированием при больших концентрациях электронов. В образцах с однородным легированием (образцы 662, 663) профиль КЯ достаточно симметричен, 2D-газ локализован в центральной части КЯ. При замене однородного легирования дельта-легированием размещение доноров ближе к

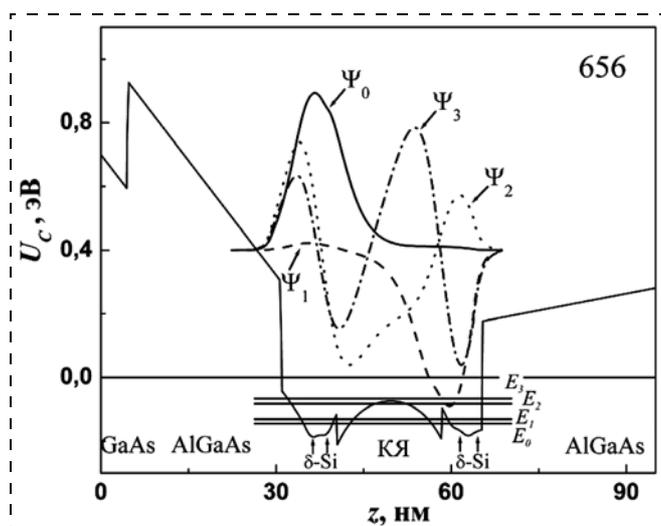


Рис. 3. Профиль зоны проводимости  $U_C$ , уровни подзон размерного квантования  $E_0, E_1, E_2$  и  $E_3$ , волновые функции электронов  $\Psi_0, \Psi_1, \Psi_2$  и  $\Psi_3$  для образца 656 с двусторонним дельта-легированием кремнием в ПС  $\text{GaAs}$

Значения холловской концентрации  $n_H$  и подвижности  $\mu_H$  электронов и теоретически рассчитанная усредненная холловская подвижность  $\mu_l$

№ образца	Тип легирования ПС-КЯ-ПС	300 К		77 К		Расчетные значения при 300 К
		$n_H, 10^{12} \text{ см}^{-2}$	$\mu_H, \text{ см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$	$\mu_H, \text{ см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$	$\mu_l, \text{ см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$	
663	$n+$ (КЯ)	5,9	1300	1330	2830	
662	$n++$ (КЯ)	11,7	1150	1320	2540	
656	$2\delta - i - 2\delta$	13,7	1520	1780	4310	
659	$2\delta - n+ - \delta$	12,0	1200	1450	4070	

границе КЯ приводит к увеличению пространственно-го разделения 2D-газа и ионизированных доноров. Однако максимально неоднородное расположение примеси в достаточно широкой КЯ (20 нм) приводит к появлению дополнительного изгиба дна ямы и уменьшает выгоду от несимметричного распределения доноров. Такая КЯ более чувствительна к изменению профиля дна при ее обеднении. В предлагаемых нами структурах использовано более симметричное легирование с использованием двустороннего дельта-легирования, причем расстояние между дельта-слоями сравнимо с эффективной шириной составной КЯ. В этом случае отеснение электронной плотности к границе КЯ при закрытии транзистора не приводит к уменьшению рассеяния в электронной системе, и деградация крутизны отсутствует.

В образце с максимальной проводимостью (образец 656) 2D-газ двух нижних подзон сконцентрирован в области треугольного потенциала на гетерогранице  $\text{GaAs}/\text{InGaAs}$ , а основная часть 2D-газа двух верхних подзон сосредоточена в КЯ  $\text{InGaAs}$  (рис. 3). В случае комбинированного легирования (образец 659), за счет более плоского дна КЯ, 2D-газ всех четырех подзон располагается в центральной части КЯ. Однако из-за того, что в данном образце однородно легирован слой  $\text{InGaAs}$ , электроны сильнее рассеиваются на ионизированных донорах по сравнению с образцом 656. Кроме того, в случае образца 659 однородно легируется тройное соединение —  $\text{InGaAs}$  в отличие от образца 656, где осуществляется дельта-легирование двойного соединения —  $\text{GaAs}$ .

Теоретический расчет  $\mu_l$  при рассеянии на ионизированной примеси с учетом нескольких заполненных подзон хорошо согласуется с экспериментальными результатами (см. таблицу). Расхождение расчетных значений  $\mu_l$  с экспериментально измеренной холловской подвижностью  $\mu_H$  может быть связано с наличием дополнительных механизмов рассеяния, которые не учитывались в расчете, использованием приближенного профиля распределения примесей (что существенно для нижних подзон) и без учета непараболичности энергетического спектра электронов.

В образце 656 с наибольшей подвижностью электронов при температуре 1,5 К в магнитном поле до 7 Тл наблюдались осцилляции Шубникова—де Газа с несколькими частотами. На рис. 4 приведена осциллирующая часть магнетосопротивления (монотонная часть вычи-

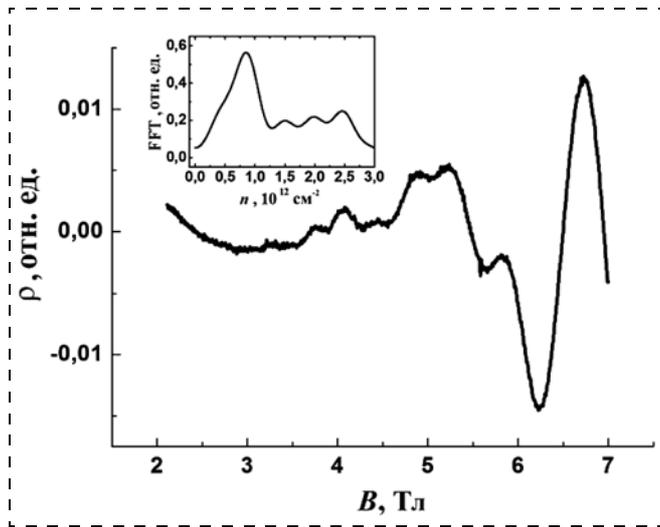


Рис. 4. Осцилляции Шубникова—де Газа для образца 656. На вставке приведен Фурье-спектр осцилляций

талась). На вставке показан Фурье-спектр осцилляций (FFT), позволяющий определить концентрацию электронов  $n_{\text{sdH}}$  в подзонах размерного квантования. Помимо этого по интенсивностям пиков Фурье-спектра можно судить о соотношении подвижностей в подзонах КЯ.

На Фурье-спектре образца 656 отчетливо видны четыре частоты, отвечающие четырем заполненным подзонам, что совпадает с теоретическим расчетом (см. рис. 3). Однако особенностью полученных данных является то, что максимальную интенсивность на Фурье-спектре имеет пик от подзоны с низкой концентрацией электронов ( $n_{\text{sdH}} = 1 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$ ). При расчете подвижностей в подзонах наибольшей  $\mu_i$  действительно обладает верхняя подзона КЯ. Это связано с тем, что основная часть ВФ электронов  $\Psi_3$  расположена в центральной области КЯ (см. рис. 3), т. е. электроны верхней подзоны максимально пространственно отделены от ионизированных доноров. Кроме того, возникает экранирование кулоновского потенциала ионизированных примесей за счет высокой электронной плотности нижних подзон. Таким образом, экспериментально и теоретически установлено, что в образце с симметричным дельта-легированием в переходных слоях наибольшую электронную подвижность имеет верхняя подзона размерного квантования.

## Заключение

Изучены особенности электронного транспорта в структурах с высокой плотностью 2D-электронов в КЯ при различных способах легирования канала. Теоретически исследовано поведение холловской подвижности в гетероструктурах при переходе от объемного легирования КЯ к двустороннему дельта-легированию в переходных слоях (ПС) GaAs на границах КЯ. На основе проведенного моделирования методом молекулярно-лучевой эпитаксии выращена серия образцов, различающихся способом и степенью легирования. Предложен и исследован новый тип структуры, одновременно сочетающий в себе высокую концентрацию и подвижность электронов с двусторонним дельта-легированием в переходных слоях GaAs на границах КЯ. Исследование низкотемпературного магнетотранспорта в образце с двусторонним дельта-легированием показало аномальное увеличение подвижности электронов в верхней подзоне, что объясняется специфической пространственной распределением доноров и волновых функций электронов.

*Работа выполнена на оборудовании ЦКП "Гетероструктурная СВЧ-электроника и физика широкозонных полупроводников" НИЯУ МИФИ при частичной поддержке Минобрнауки России в рамках проектов 2010-218-02-136 "Разработка конструкции и промышленной технологии изготовления твердых компонентов на широкозонном материале GaN" № 138/2010У от 10.08.2010 г., ФЦП "Развитие инфраструктуры наноиндустрии в Российской Федерации" (государственный контракт № 16.647.12.2023).*

## Список литературы

1. Egorov A. Yu., Gladyshev A. G., Nikitina E. V. et al. Double pulse doped InGaAs/AlGaAs/GaAs pseudomorphic high-electron-mobility transistor heterostructures // *Semiconductors*. 2010. N 7. P. 919–923.
2. Liu W.-C., Yu K.-H., Liu R.-C. et al. Investigation of temperature-dependent characteristics of an  $n^+$ -InGaAs/ $n$ -GaAs composite doped channel HFET // *IEEE Trans. Electron Devices*. 2001. № 12. P. 2677–2683.
3. Bahl S. R., Alamo J. A. Physics of breakdown in InAlAs/ $n^+$ -InGaAs heterostructures field-effect transistors // *IEEE Trans. Electron Devices*. 1994. N 12. P. 2268–2275.
4. Cho S. D., Kim H. T., Kim D. M. Physical mechanisms on the abnormal gate-leakage currents in pseudomorphic high electron mobility transistors // *IEEE Trans. Electron Devices*. 2003. N 4. P. 1148–1152.
5. Baksht T., Solodky S., Leibovitch M. et al. Impact ionization measurements and modeling for power PHEMT // *IEEE Trans. Electron Devices*. 2003. N 2. P. 479–485.
6. Васильевский И. С., Галиев Г. Б., Климов Е. А. и др. Электрофизические и структурные свойства двусторонне  $\delta$ -легированных PHEMT-гетероструктур на основе AlGaAs/InGaAs/AlGaAs // *ФТП*. 2008. № 9. С. 1102–1109.

УДК 539.23

**А. С. Сигов**<sup>1</sup>, чл.-корр. РАН, ректор,  
**А. П. Лазарев**<sup>2, 3</sup>, канд. физ.-мат. наук, доц.,  
**А. В. Абрамов**<sup>2, 4</sup>, канд. техн. наук, доц.,  
**Л. А. Битюцкая**<sup>2, 3</sup>, канд. хим. наук, доц.,  
**Е. В. Богатиков**<sup>2, 3</sup>, канд. физ.-мат. наук, ст. науч. сотр.,  
**А. В. Тучин**<sup>3</sup>, аспирант,  
<sup>1</sup> ФГБОУ ВПО "МИРЭА",  
<sup>2</sup> ООО "Росбиоквант", г. Воронеж  
<sup>3</sup> ФГБОУ ВПО "Воронежский государственный университет"  
<sup>4</sup> ФГБОУ ВПО "Воронежский государственный архитектурно-строительный университет",  
 e-mail: me144@phys.vsu.ru, main@rosbiokvant.ru, a.tuchin@bk.ru

## СПИНОВЫЕ СОСТОЯНИЯ НАНОКЛАСТЕРОВ СИЛИЦИДОВ ПЕРЕХОДНЫХ МЕТАЛЛОВ

Поступила в редакцию 14.10.2011

*При моделировании электронного строения нанокластеров силицидов переходных металлов (Ni, Co, Fe, Mn) методом теории функционала плотности (приближение V3LYP, базис 6-31(dp)G) обнаружены размерные магнитные свойства, вызванные переходом 3d-металлов из низкоспиновых в высокоспиновые состояния вблизи поверхности наноструктур. Результаты моделирования рассматриваются как теоретическое обоснование магнитных свойств, обнаруженных у самоорганизованных наноструктур силицида никеля, которые были экспериментально получены с использованием локализованного газового разряда.*

**Ключевые слова:** метод теории функционала плотности, размерные магнитные свойства, нанокластеры силицидов переходных металлов, локализованный газовый разряд, спинтроника

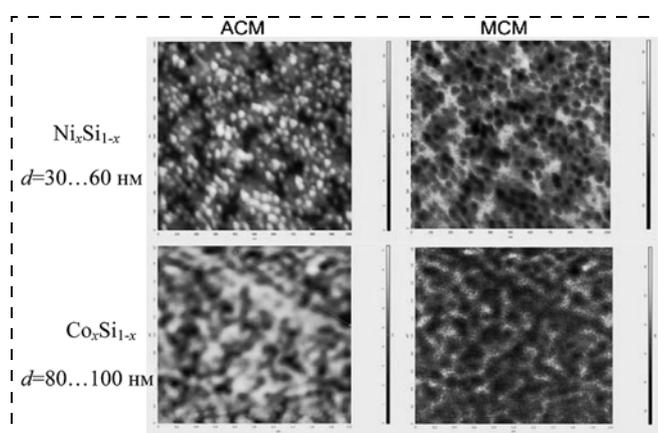
Реализация кремниевой спинтроники требует новых материалов, обеспечивающих эффективную инжекцию спинполяризованных носителей в полупроводник при комнатной температуре. Для обеспечения эффективной спиновой инжекции необходим материал с близким к кремнию значением параметра решетки и скорости Ферми, формирующий с ним атомарно тонкий интерфейс [1]. Этим требованиям отвечают некоторые силициды переходных металлов. Поэтому многообещающим направлением является изучение магнитных размерных свойств силицидов 3d-металлов, таких как Ni, Co, Fe и Mn. Дисилициды NiSi<sub>2</sub> и CoSi<sub>2</sub> растут эпитаксиально на кремниевых подложках с ориентациями (100) и (111), параметры решеток дисилицидов отличаются менее чем на 1,2 % от параметра решетки кремния [1, 2]. Удвоенный параметр решетки моносилицидов MeSi (Me = Mn, Fe, Co) со структурой CsCl отличается менее чем на 2 % от постоянной решетки кремния [1]. Н. Känel с соавторами получил эпитаксиальные пленки моносилицидов Fe и Co на кремнии [3, 4], но толстые пленки дисили-

цидов и моносилицидов 3d-металлов не обладают магнитными свойствами.

Возникновение размерных магнитных свойств в ультратонких пленках силицидов Fe, Co толщиной в несколько атомных слоев на подложках кремния доказано экспериментальными и теоретическими работами [1, 5, 6]. Размерными магнитными свойствами с температурой Кюри выше комнатной обладают также нанонити с Co<sub>n</sub>Si, выращенные методом CVD [7, 8]. Авторы указанных работ связывают возникновение магнитных свойств нанонитей с наличием на поверхности нескомпенсированных спинов. Наноструктуры, имеющие существенно большую поверхность, чем нанонити, должны обладать более высокой поверхностной плотностью нескомпенсированных спинов, обеспечивающих магнитные свойства. Получение сверхтонких слоев силицидов требует высокого качества подложки Si и использования сверхвысокого вакуума, что нетехнологично и значительно удорожает производство. Поэтому с технологической точки зрения представляют интерес наноструктуры, получаемые в процессах самоорганизации, например плазмохимическими методами. Интерес представляют не только спининжектирующие свойства магнитных наноструктур и нанокластеров силицидов, но и возможность их использования в устройствах хранения информации нового поколения [9]. Цель настоящей работы — экспериментальное и теоретическое изучение размерных магнитных свойств самоорганизованных наноструктур силицидов переходных металлов.

Авторами настоящей работы методом локализованного газового разряда получены квазирегулярные наноструктуры силицидов Ni и Co на Si(100) [10]. При комнатной температуре методом магнито-силовой микроскопии (МСМ) зафиксирован магнитный отклик наноструктур силицидов Ni и Co. АСМ и МСМ изображения наноструктур силицидов Ni и Co представлены на рис. 1.

На результаты синтеза влияют давление аргона в реакционной камере  $P$ , падение напряжения на разряде  $U$  и продолжительность синтеза  $t$ . Подобран технологиче-



**Рис. 1.** АСМ и МСМ изображения наноструктур силицидов Ni и Co на Si(100), полученных методом локализованного газового разряда

Спиновые термы основных состояний нанокластеров  $\text{MeSi}_4$  ( $\text{Me}=\text{Ni}, \text{Co}, \text{Fe}, \text{Mn}$ )

Кластер	$S$	$E_{\text{tot}}$ , а.е.	$R_{\text{Si-Me}}$ , Å	$E_{\text{LUMO-HOMO}}^{\uparrow}$ , эВ	$E_{\text{LUMO-HOMO}}^{\downarrow}$ , эВ	$E_{\text{св}}$ , эВ
$\text{NiSi}_4$	0	-2673,279	2,210	3,951	3,951	2,8020
$\text{CoSi}_4$	1/2	-2547,753	2,273	4,407	3,811	2,7650
$\text{FeSi}_4$	2	-2428,699	2,455	3,248	3,090	2,7014
$\text{MnSi}_4$	3/2	-2316,021	2,496	3,545	4,237	2,6620

ский режим, в котором синтезируются наноструктуры размером  $d = 30...60$  нм и  $d = 80...100$  нм силицидов Ni и Co соответственно. Увеличение давления и времени синтеза сопровождается ростом характерных размеров структур. Для структур силицидов размером  $\sim 500$  нм магнитный отклик методом МСМ не зафиксирован. Исчезновение магнитного отклика при увеличении размеров наноструктур силицидов подтверждает предположение о том, что магнитные свойства наноразмерных силицидов вызваны отличными от объемного положениями атомов 3d-металлов вблизи поверхности наноструктур.

При рассмотрении кристаллической структуры силицидов можно выделить тетраэдр  $\text{MeSi}_4$  с атомами кремния в вершинах и атомом металла в центре в качестве основной структурной единицы. Переходные металлы в кремнии выступают преимущественно в роли примеси замещения, поэтому тетраэдрическая модель применима для описания примесей замещения в кремнии [11, 12].

С использованием кластерного приближения проведены спин-поляризованные расчеты методом DFT в базе 6-31(dp)G электронного строения тетраэдрических нанокластеров силицидов  $\text{MeSi}_4$  ( $\text{Me} = \text{Ni}, \text{Co}, \text{Fe}, \text{Mn}$ ). Обменно-корреляционная энергия рассчитывалась в приближении B3LYP. Исходные расчетные структуры представляли собой тетраэдры из атомов кремния с расположенными в центре атомами 3d-металлов. Согласно кластерному приближению на три свободные связи каждого из четырех атомов Si, образующих тетраэдр, добавляется по атому водорода.

Спиновое состояние влияет на геометрию и энергетический спектр кластеров. В результате выполнения оптимизации нанокластеров  $\text{MeSi}_4$  ( $\text{Me} = \text{Ni}, \text{Co}, \text{Fe}, \text{Mn}$ ) в различных спиновых состояниях от  $S = 0$  до  $S = 5/2$  методом DFT в приближении B3LYP рассчитаны: полный спин кластера ( $S$ ), полная энергия ( $E_{\text{tot}}$ ), длина связи между атомом переходного металла и атомами кремния ( $R_{\text{Si-Me}}$ ), энергетический зазор между нижней свободной (LUMO) и высшей занятой (HOMO) молекулярными орбиталями для электронов со спином "вверх" ( $E_{\text{LUMO-HOMO}}^{\uparrow}$ ) и спином "вниз" ( $E_{\text{LUMO-HOMO}}^{\downarrow}$ ) (см. таблицу) и энергия связи ( $E_{\text{св}}$ ) нанокластеров  $\text{MeSi}_4$  ( $\text{Me} = \text{Ni}, \text{Co}, \text{Fe}, \text{Mn}$ ).

Основным состоянием  $\text{NiSi}_4$  является немагнитное синглетное;  $\text{CoSi}_4$  в основном состоянии имеет небольшую ( $S = 1/2$ ) спиновую нескомпенсированность, что согласуется с работой [11];  $\text{MnSi}_4$  и  $\text{FeSi}_4$  находятся в квинтетном и квинтетном состояниях соответственно. Длина связи  $R_{\text{Si-Me}}$  в основном состоянии нанокластеров  $\text{MeSi}_4$  увеличивается в ряду от Ni к Mn (см. таблицу), а энергия связи уменьшается линейно (рис. 2). Что соотносится с последовательным уменьшением числа  $d$  электронов на оболочках атомов переходных металлов с 8 электронов для Ni до 5 для Mn.

Ионный радиус переходных металлов в высокоспиновом и низкоспиновом состояниях отличаются [13],

поэтому переход из основного состояния нанокластеров в возбужденное приводит к увеличению длины связи и уменьшению ее энергии (рис. 2). При таких переходах изменяются не только магнитные, но и оптические и структурные свойства материалов [13]. Максимальное изменение длины связи наблюдается для  $\text{FeSi}_4$ , при переходе из  $S = 2$  в  $S = 0$  и составляет 15 %. Для остальных нанокластеров изменение длины связи не превышает 10 %.

Переходы между низкоспиновыми и высокоспиновыми состояниями могут происходить вследствие перераспределения электронной плотности в нанокластерах силицидов, вызванного изменением симметрии и геометрии нанокластеров. Результат оптимизации геометрии нанокластера  $\text{FeSi}_4$  показал, что в основном состоянии он находится в высокоспиновом состоянии  $S = 2$  (рис. 3, а), однако в объемном моносилициде  $\text{FeSi}$ , под действием кристаллического поля атом Fe располагается в тетраэдрическом узле, что соответствует геометрии синглетного состояния нанокластера  $\text{FeSi}_4$  (рис. 3, б). Таким образом, возбужденное немагнитное состояние  $\text{FeSi}_4$  является основным для объемного моносилицида железа. Геометрия высокоспинового состояния  $\text{FeSi}_4$  (рис. 3, а) близка к двумерной и реализуется на поверхности нитевидных кристаллов и квантовых точек на ос-

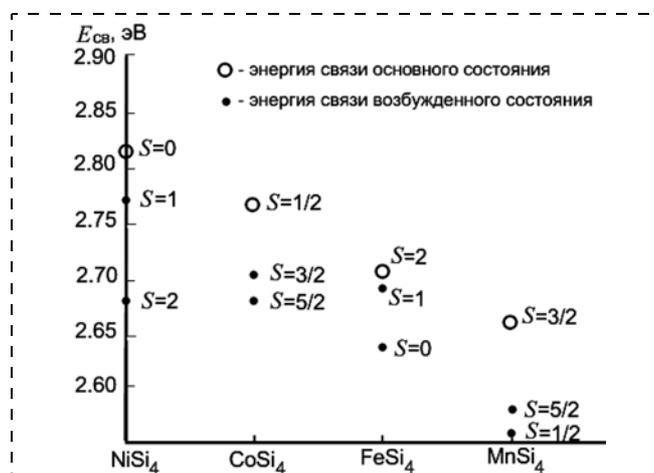


Рис. 2. Энергия связи  $E_{\text{св}}$  Me-Si в нанокластерах  $\text{MeSi}_4$  ( $\text{Me} = \text{Ni}, \text{Co}, \text{Fe}, \text{Mn}$ ) с различным значением полного электронного спина  $S$

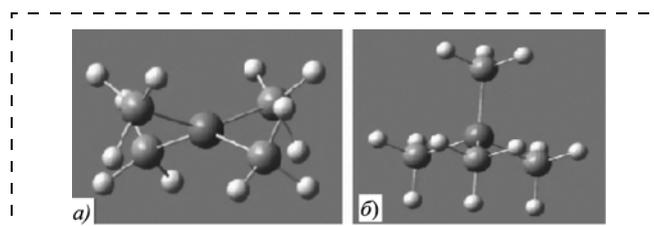


Рис. 3. Геометрия кластера  $\text{FeSi}_4$  в основном квинтетном состоянии (а) и возбужденном синглетном (б)

нове силицидов Fe. Такая же геометрия (рис. 3, а) характерна для возбужденных состояний кластеров NiSi<sub>4</sub> с  $S = 1/2$  и CoSi<sub>4</sub> с  $S = 3/2$ , расположенных выше основного состояния по энергии на 88 и 64 мэВ/атом соответственно. Следовательно, возникновение магнитных свойств у немагнитных в объеме силицидов при достижении наномасштабов вызвано увеличением доли атомов переходных металлов, расположенных вблизи поверхности и находящихся в высокоспиновых состояниях.

Для определения значения спиновой поляризации выполнен расчет неограниченным методом DFT B3LYP плотности состояний электронов нанокластеров MeSi<sub>4</sub> (Me = Ni, Co, Fe, Mn). Сравнение плотностей состояний электронов с различной ориентацией спина вблизи уровня Ферми нанокластеров показал, что спиновая поляризация электронов для MnSi<sub>4</sub> в квартетном (основном) состоянии составляет ~96 %. В квинтетном состоянии FeSi<sub>4</sub> спиновая поляризация составляет ~30 %, ближайшим возбужденным состоянием нанокластера является триплетное, которое расположено на 0,5 мэВ/атом выше по энергии основного, что соответствует температуре 6К. Следовательно, при комнатной температуре существуют оба спиновых состояния нанокластера FeSi<sub>4</sub> с  $S = 2$  и  $S = 1$ . Квартетное состояние CoSi<sub>4</sub> расположено на 88 мэВ/атом выше по энергии основного состояния нанокластера, при этом вблизи уровня Ферми расположены разрешенные уровни энергии электронов только с одной ориентации спина, таким образом обеспечивается 100 %-ная поляризация электронов по спину. Триплетное состояние NiSi<sub>4</sub> расположено на 32 мэВ/атом выше по энергии основного состояния, имеет низкую поляризацию носителей (~3 %).

Таким образом, возникновение размерных магнитных свойств в наноструктурах силицидов Ni и Co на Si(100) связано с переходом атомов вблизи поверхности 3d-металлов из низкоспиновых в высокоспиновые состояния. Показано закономерное уменьшение энергии связи между атомом металла и атомами кремния в нанокластерах MeSi<sub>4</sub> (Me = Ni, Co, Fe, Mn) в ряду от Ni к Mn. Согласно полученным результатам размерными

магнитными свойствами должны также обладать наноструктуры силицидов Fe и Mn.

*Работа выполнена при поддержке ФЦП "Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2007—2012 годы", ГК № 16.513.11.3014.*

#### Список литературы

1. Wu H., Kratzer P., Scheffler M. First-principles study of thin magnetic transition-metal silicide films on Si(001) // Phys. Rev. B. 2005. V. 72, N 14. P. 144425—144437.
2. Поура Дж., Ту К., Мейер Дж. Тонкие пленки — взаимная диффузия и реакции. М.: Мир, 1982. 576 с.
3. Känel H., Mäder K. A., Müller E. et al. Structural and electronic properties of metastable epitaxial FeSi<sub>1+x</sub> films on Si(111) // Phys. Rev. B. 1992. V. 45, N 13. P. 13807—13810.
4. Känel H., Schwarz C., Goncalves-Conto S. et al. // Phys. Rev. Lett. 1995. V. 74, N 11. P. 1163—1166.
5. Pronin I. I., Gomoyunova M. V., Malygin D. E. et al. // Appl. Phys. A. 2009. V. 94, N 3. P. 467—471.
6. Kang B. S., Kang H. J., Oh S. K. Structural and Electronic Properties of a Thin Metal-Silicide Film on Silicon Surface // Surface Rev. and Lett. 2003. V. 10, N 2. P. 183—188.
7. Seo K., Varadwaj K. S. K., Mohanty P. et al. Magnetic Properties of Single-Crystalline CoSi Nanowires // NanoLetters. 2007. V. 7, N 5. P. 1240—1245.
8. Seo K., Lee S., Yoon H. et al. Composition-Tuned Co<sub>n</sub>Si Nanowires: Location-Selective Simultaneous Growth along Temperature Gradient // NanoLetters. 2009. V. 3, N 5. P. 1145—1150.
9. Lounis S., Mavropoulos P., Dederichs P. et al. Noncollinear magnetism of Cr and Mn nanoclusters on Ni(111): Changing the magnetic configuration atom by atom // Phys. Rev. B. 2007. V. 75, N 17. P. 174436—174444.
10. Sigov A. S., Abramov A. V., Bityutskaya L. A. et al. LGD-technology of FM/SC hybrid nanostructures // International Conference "Micro- and nanoelectronics — 2009", Moscow-Zvenigorod. 2009. P. 13.
11. Beeler F., Andersen O. K. Electronic and magnetic structure of 3d-transition-metal point defects in silicon calculated from first principles // Phys. Rev. 1990. V. 41, N 5. P. 1603—1624.
12. Woodbury H. H., Ludwig G. W. Spin Resonance of Pd and Pt in Silicon // Phys. Rev. 1962. V. 126, N 2. P. 466—470.
13. Ovchinnikov S., Nesterov G. Spin crossover: the quantum phase transition induced by high pressure // Pis'ma v ZhETF 2009. V. 90, N 7. P. 580—583.

УДК 621.315.5:621.793.71

Д. Г. Громов<sup>1</sup>, д-р техн. наук, зав. каф.,  
А. М. Козьмин<sup>1</sup>, аспирант,  
С. А. Поломошнов<sup>2</sup>, канд. техн. наук, ст. науч. сотр.,  
e-mail: S. Polomoshnov@tcen.ru,

А. С. Шулятьев<sup>3</sup>, магистрант, техник,  
С. В. Шаманаев<sup>3</sup>, директор,

<sup>1</sup> Национальный исследовательский университет  
МИЭТ, Москва, Зеленоград,

<sup>2</sup> НПК "Технологический центр", Москва, Зеленоград

<sup>3</sup> ООО "НПП "Технология"", Москва, Зеленоград

## ОПТИМИЗАЦИЯ УСЛОВИЙ ФОРМИРОВАНИЯ ТОНКИХ ПЛЕНОК ZnO ДЛЯ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ В ИНТЕГРАЛЬНЫХ МЭМС-УСТРОЙСТВАХ

Поступила в редакцию 14.10.2011

Представлены результаты исследований тонких пленок ZnO для использования в составе интегральных МЭМС-устройств.

*ствах. Пленки ZnO:Ga получены в процессе магнетронного распыления соответствующей мишени в среде аргона без нагрева подложки. Показано, что удельное сопротивление и стабильность во времени пленок ZnO : Ga существенно зависят от их толщины, воздействия солнечного излучения, внешней окружающей среды. Комплекс проведенных исследований указывает на то, что причиной нестабильности тонких пленок ZnO являются процессы генерации и залечивания кислородных вакансий, создающие донорные уровни в запрещенной зоне ZnO. Для формирования пленок ZnO с пьезоэлектрическими свойствами требуется осаждение в среде кислорода или последующий отжиг в аналогичной среде, а повышения стабильности пленок во времени можно достигнуть с помощью покрытия, защищающего от воздействия внешней газовой среды.*

**Ключевые слова:** ZnO, удельное сопротивление, пьезоэффект, тонкая пленка, магнетронное распыление

### Введение

В настоящее время проводятся интенсивные исследования по созданию миниатюрных чувствительных элементов акустического давления, формируемых с использованием МЭМС-технологии. Особый интерес

представляют акустические чувствительные элементы, выполненные на основе пьезоэлектрических пленок, поскольку они обладают потенциалом для создания износоустойчивых и энергонезависимых преобразователей, обладающих высокой чувствительностью и низким уровнем шумов. Повышение чувствительности акустических преобразователей может быть достигнуто за счет уменьшения толщины чувствительного элемента (на текущем уровне развития — менее микрометра). При этом на таком микромеханическом элементе должен быть размещен чувствительный интегральный прибор на основе наноструктурированной пленки пьезоэлектрических материалов (пьезокерамики). При этом необходимые свойства и параметры пленок, в частности пьезоэффект, обеспечиваются строгим контролем как кристаллографической структуры, так и атомарного состава.

Оксид цинка (ZnO) является одним из перспективных широкозонных полупроводниковых соединений  $A^{II}B^{VI}$  для создания МЭМС-приборов и оптоэлектронных устройств, работающих в видимом и ультрафиолетовом диапазонах. Перспективные характеристики материала позволяют прогнозировать высокие параметры микроэлектромеханических микрофонов, работающих на пьезоэффекте. Однако свойства ZnO в сильной степени зависят от способа и условий формирования.

В последнее время предпринимаются попытки легирования различными примесями для получения новых свойств, например, получения прозрачных электродов [1, 2].

Прозрачные электроды в оптоэлектронных устройствах должны иметь высокую прозрачность, низкое удельное сопротивление, высокую отражательную способность в инфракрасной области и поглощение света в микроволновой области [3]. Традиционным материалом является оксид индия с ~10 %-ной добавкой оксида олова (ITO). Однако из-за быстрорастущего потребления в электронной промышленности ITO постоянно дорожает и, вероятно, станет дефицитным материалом, что связано с трудностями увеличения его производства.

В связи с этим проводящий прозрачный ZnO, полученный легированием различными примесями, представляет большой интерес как перспективный материал для замены ITO. По сравнению с ITO у ZnO есть преимущества, такие как более высокая прозрачность, распространенность сырья для его производства, нетоксичная природа и т. д. [4].

Для получения наиболее низких значений удельного сопротивления требуется осаждение ZnO на горячую подложку. Данная технология осаждения не всегда является подходящей, поскольку во многих приборах для формирования прозрачного электрода используются полимерные материалы, не терпящие высоких температур. Поэтому поиск способов получения пленок ZnO с низким сопротивлением с осаждением на холодную подложку является актуальной задачей.

Известно, что ZnO может быть осажден различными методами:

- высокочастотным магнетронным распылением [5, 6];
- распылением на постоянном токе [7];
- струйным пиролизом [8];
- импульсным лазерным осаждением [9];
- химическим осаждением из газовой фазы [10].

Конкретная методика выращивания является ключевым фактором по управлению физическими свойствами тонких пленок ZnO (структурных, оптических и электрических характеристик). У магнетронного распыления есть преимущества по получению мишеней, скорости осаждения и контролю давления газов. Есть многочисленные отчеты о влиянии на качество тонких пленок ZnO давления

кислорода, расстояния между мишенью и подложкой, дополнительного отжига после осаждения, а также добавление водорода в процессе отжига [6, 11–13].

Основным направлением представленной работы является изучение факторов, влияющих на удельное сопротивление тонких пленок ZnO, формируемых на холодной подложке, и поиск путей его снижения при сохранении их прозрачности.

## Методика проведения эксперимента

Тонкие пленки ZnO были осаждены при комнатной температуре с использованием метода магнетронного распыления мишени ZnO, легированной Ga, в среде Ag и Ar с 5 %  $H_2$ . Вакуумная система распыления обеспечивала остаточное давление газов  $1 \cdot 10^{-5}$  мм рт. ст. при использовании турбомолекулярного насоса. Рабочее давление было  $7 \cdot 10^{-3}$  мм рт. ст. Для исследования электрофизических и оптических свойств тонких пленок ZnO использовали подложки из стекла, для исследования морфологии поверхности атомно-силовым и растровым электронным микроскопами (АСМ, РЭМ) — полированные кремневые подложки. Перед нанесением пленок ZnO подложки обрабатывались в растворе  $KAPO (H_2O_2 : H_2SO_4)$  для удаления загрязнений с поверхности, после чего их отмывали в деионизованной воде и сушили в парах изопропилового спирта.

Отжиг образцов осуществлялся в вакууме в печи резистивного нагрева, максимальная температура нагрева  $550 \text{ }^\circ\text{C}$ . Проводимость пленок при нагреве в вакууме измеряли с помощью автоматизированного измерительного комплекса [14]. Температуру контролировали хромель-алюмелевой термопарой.

Электрические свойства тонких пленок изучали посредством измерения удельного сопротивления, оптические свойства — с помощью спектрофотометра СФ-2000. Для анализа элементного состава пленок по их толщине использовался Оже-электронный спектрометр РНІ 660.

## Результаты эксперимента и обсуждение

### Влияние толщины пленки на удельное сопротивление.

Как можно видеть на рис. 1, удельное сопротивление  $\rho_{\text{уд}}$  пленок ZnO : Ga, полученных осаждением на холодную подложку, очень сильно зависит от их толщины.

Для сравнения у тонких пленок Cu, осажденных также на холодную подложку, заметная зависимость удель-

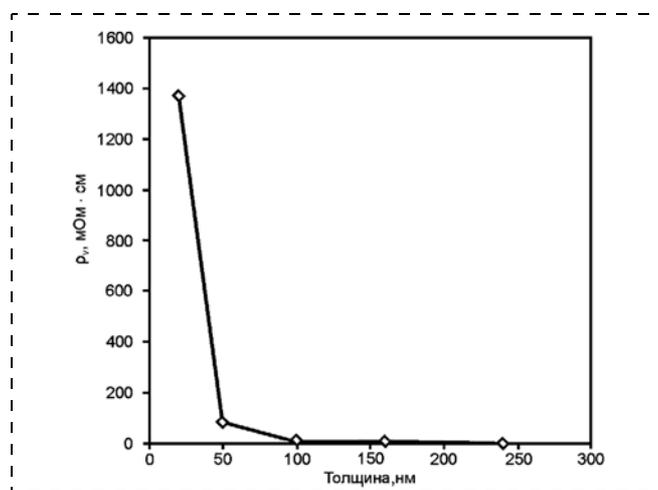


Рис. 1. Зависимость удельного сопротивления пленки ZnO:Ga от ее толщины

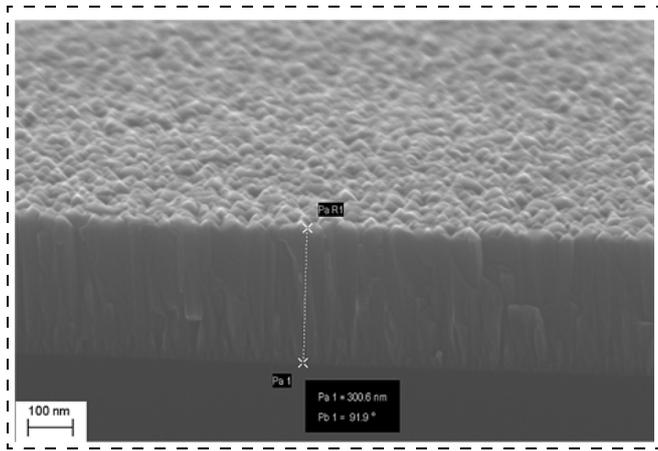


Рис. 2. РЭМ-изображение скола подложки с пленкой ZnO : Ga, полученное с помощью растрового электронного микроскопа

ного сопротивления наблюдается в диапазоне толщин 5...40 нм. В диапазоне толщин 5...20 нм оно снижается примерно на 50 %, а в диапазоне 20...40 нм уже всего лишь на ~6 % [17]. Это вполне объясняется тем, что поскольку длина свободного пробега электрона в чистой меди при 0 °C составляет 42,1 нм, при толщинах пленки меньше 40 нм основным механизмом возникновения сопротивления является потеря энергии электронами в результате их рассеяния о поверхность.

В случае тонких пленок ZnO : Ga удельное сопротивление сильно зависит в значительно большем диапазоне и при заметно больших толщинах 25...250 нм. В диапазоне толщин 25...100 нм  $\rho_V$  тонких пленок ZnO:Ga снижается на 99 %, а в диапазоне 100...250 нм — еще на 80 %. Данные факты указывают на то, что причина сильной зависимости  $\rho_V$  тонких пленок ZnO : Ga от их толщины не связана с рассеянием свободных носителей поверхностью.

**Структура пленки ZnO : Ga:** На рис. 2 представлено РЭМ-изображение пленки ZnO : Ga. Как можно видеть на сколе, пленка ZnO:Ga, осажденная на холодную подложку, имеет поликристаллическую столбчатую структуру. С помощью АСМ было установлено, что планарный размер зерен пленок составляет ~40 нм. Эксперименты показали, что режимы нанесения пленки (скорость нанесения, добавление кислорода и водорода в состав газовой среды) крайне слабо влияют на структуру пленки.

**Влияние отжига пленки на удельное сопротивление.** Отжиг в вакууме также не приводит к существенному изменению в морфологии тонких пленок ZnO : Ga, но существенно влияет на их электропроводность. Максимальное уменьшение сопротивления наблюдалось на образцах, отожженных при температуре 400 °C, и составляет ~60 % от исходного значения сопротивления, измеренного после нанесения пленок.

На рис. 3 показаны зависимости изменения проводимости пленок ZnO : Ga и чистого ZnO без легирующей примеси в процессе нагрева в вакууме. Как можно видеть, зависимость проводимости от температуры пленок ZnO : Ga несколько отличается от чистой пленки ZnO.

Более резкое повышение проводимости пленки ZnO : Ga при температуре порядка 120 °C, очевидно, связано с ионизацией Ga, так как для пленки ZnO, не содержащих Ga, такого роста не наблюдается. Выше температуры 250 °C наблюдается дальнейшее увеличение проводимости, и зависимости для пленок ZnO : Ga и ZnO совпадают. Этот рост проводимости, по всей видимости, связан с возникновением и ионизацией собственных дефектов ZnO — кислородных вакансий и де-

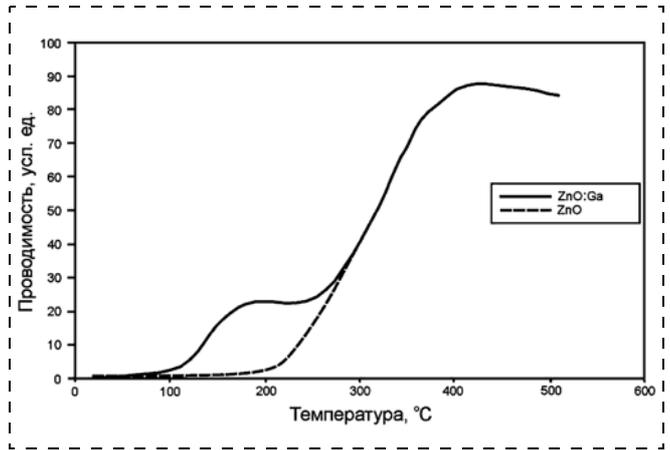


Рис. 3. Изменение проводимости пленок ZnO : Ga (прерывистая линия) и ZnO (сплошная линия) в процессе отжига в вакууме

фектов внедрения атомов цинка, так как при такой температуре системе сообщается энергия, равная ~0,05 эВ, которая соответствует энергии ионизации кислородных вакансий и атомов Zn в междоузельном положении [17].

Отжиг пленок ZnO : Ga в кислородной среде при температуре 400 °C и атмосферном давлении, наоборот, приводит к значительному возрастанию удельного сопротивления и, в конечном итоге, исчезновению проводимости при комнатной температуре.

Следует отметить, что влияние отжига при всех указанных условиях не приводит к значительному изменению прозрачности исследуемых тонких пленок ZnO : Ga. Прозрачность пленок оставалась на уровне 90 %.

**Стабильность свойств тонких пленок ZnO : Ga.** Немаловажным фактором, определяющим возможное использование ZnO : Ga в приборах микро- и нанoeлектроники, является его стабильность. На рис. 4 показаны графики изменения сопротивления с течением времени хранения на воздухе относительно его значения после отжига при 400 °C для различных толщин пленок ZnO : Ga. На рис. 4 видны две особенности тонких пленок ZnO : Ga:

- сопротивление тонких всех исследованных толщин заметно возрастает в процессе хранения на воздухе;
- этот процесс тем интенсивнее, чем меньше толщина пленки.

Также выявлено, что влияние на удельное сопротивление в процессе хранения оказывает солнечный свет. Так, для образцов, находящихся в условиях отсутствия солнечного света, после 5000 ч сопротивление выросло на 32 %, а для образцов, находящихся под воздействием

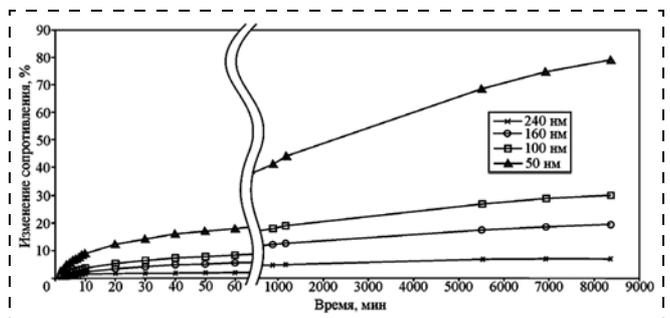


Рис. 4. Изменение сопротивления после отжига при 400 °C в зависимости от времени хранения пленок ZnO : Ga с разными толщинами

солнечного света, сопротивление за тот же период времени возросло на 20 %.

Полученные результаты указывают, что ключевую роль в стабильности тонких пленок ZnO:Ga играет поверхность пленки. Зависимость удельного сопротивления от рассмотренных факторов может быть обусловлена несколькими причинами, которые усиливаются с уменьшением толщины пленки. Наиболее вероятные из них — это залечивание кислородных дефектов, сгенерированных при отжиге в вакууме, благодаря адсорбции кислорода, поступающего из внешней газовой фазы; адсорбция атомов примеси из газовой атмосферы, действующих как источники и ловушки электронов. Эксперименты показали, что защитное покрытие тонкой пленки ZnO : Ga слоем SiO<sub>2</sub> существенно замедляет рост удельного сопротивления. Было обнаружено, что для образцов, хранящихся в условиях отсутствия солнечного света за 5000 ч сопротивление возросло на 13 %, а для образцов, подверженных воздействию солнечного излучения, рост сопротивления составил 6 %. Минимальное изменение сопротивления (2 %) за 5000 ч имели образцы с защитным покрытием SiO<sub>2</sub>, хранившиеся к тому же в вакууме.

Таким образом, комплекс проведенных исследований тонких пленок ZnO : Ga позволяет сделать следующие выводы.

- Удельное сопротивление тонких пленок ZnO : Ga, осажденных методом магнетронного распыления на холодную подложку, сильно зависит от толщины пленки. Оно уменьшается с увеличением толщины пленки.
- Стабильность удельного сопротивления тонких пленок ZnO : Ga с течением времени хранения сильно зависит от толщины пленки, воздействия солнечного излучения и внешней газовой среды. С течением времени удельное сопротивление тонких пленок ZnO : Ga возрастает.
- Стабильность удельного сопротивления тонких пленок ZnO : Ga можно существенно повысить, если ее изолировать от внешней среды защитным покрытием.
- Причиной нестабильности удельного сопротивления тонких пленок ZnO : Ga, как показывает анализ литературных данных, являются процессы генерации и залечивания кислородных вакансий, создающие донорные уровни в запрещенной зоне ZnO.

**Использование тонкой пленки ZnO в составе интегрального датчика давления.** Исследуемый технологический процесс формирования пленки пьезоэлектрического материала на основе ZnO предназначен для создания чувствительного (сигнального) слоя в составе интегрального МЭМС-преобразователя акустического давления. Данный слой формируется на МЭМС-подложке в области микромеханического чувствительного элемента — мембраны или диафрагмы. Для обеспечения электрического контакта к слою пьезокерамики в процессе дополнитель-

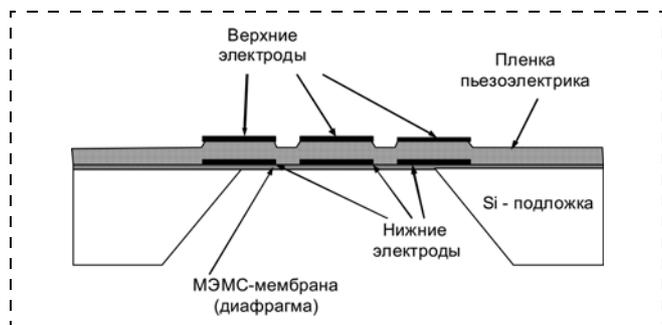


Рис. 5. Эскиз поперечного сечения структуры разрабатываемого чувствительного элемента МЭМС-преобразователя акустического давления на основе пьезоэлектрической пленки

ных операций осаждения и фотолитографии формируются электроды на основе системы NiCr—Ni или Ti—Pt. На рис. 5 представлена структура поперечного сечения диафрагменного МЭМС-преобразователя акустического давления на основе пьезоэлектрической пленки.

Анализ представленных результатов показывает, что для обеспечения пьезоэлектрических свойств пленка ZnO должна наноситься в кислородсодержащей среде либо должна быть отожжена в аналогичной атмосфере. В противном случае зарядовый эффект (пьезоэлектрический эффект) компенсируется перераспределением свободных носителей заряда, возникающих из-за наличия кислородных вакансий.

*Авторы выражают благодарность ОАО "Полема" за предоставленные мишени ZnO и ZnO:Ga. Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки России (государственный контракт № 01.426.11.0016 от 18.05.2010) и Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 11-03-01146-а).*

### Список литературы

1. Wager J. F. Transparent Electronics // Science. 2003. Vol. 300. P. 1245—1246.
2. Jiang X., Wong F. L., Fung M. K., Lee S. T. Aluminum-doped zinc oxide films as transparent conductive electrode for organic light-emitting devices // Appl. Phys. Lett. 2003. Vol. 83. P. 1875—1877.
3. Chen M., Pei Z. L., Wang X., Sun C., Wang L. S. Structural, electrical, and optical properties of transparent conductive oxide ZnO : Al films prepared by dc magnetron reactive sputtering // Journal of Vacuum Science & Technology A. 2001. Vol. 19. P. 963—970.
4. Minami T., Suzuki S., Miyata T. Transparent conducting impurity-co-doped ZnO : Al thin films prepared by magnetron sputtering // Thin Solid Films. 2001. Vol. 398—399. P. 53—58.
5. Won-Jae Lee, Chae-Ryong Cho, Kyung-Mok Cho, Se-Young Jeong. Rapid Thermal Annealing Effect of Al-Doped ZnO Thin Films // J. Korean Phys. Soc. 2005. Vol. 47. P. 296—299.
6. Jeong S. H., Boo J. H. Influence of target-to-substrate distance on the properties of AZO films grown by RF magnetron sputtering // Thin Solid Films. 2004. Vol. 447—448. P. 105—110.
7. Jyh-Ming Ting, Tsai B. S. DC reactive sputter deposition of ZnO:Al thin film on glass // Materials Chemistry and Physics. 2001. Vol. 72. P. 273—277.
8. Goyal D., Solanki P., Maranthe B., Takwale M., Bhide V. Deposition of Aluminum-Doped Zinc Oxide Thin Films by Spray Pyrolysis // Jpn. J. Appl. Phys. 1992. Vol. 31. P. 361—364.
9. Xin Chen, Wenjie Guan, Guojia Fang, Zhao X. Z. Influence of substrate temperature and post-treatment on the properties of ZnO:Al thin films prepared by pulsed laser deposition // Applied Surface Science. 2005. Vol. 252. P. 1561—1567.
10. Hu J., Gordon R. G. Textured aluminum-doped zinc oxide thin films from atmospheric pressure chemical-vapor deposition // Journal of Applied Physics. 1992. Vol. 71. P. 880—890.
11. Kun Ho Kim, Ki Cheol Park, Dae Young Ma. Structural, electrical and optical properties of aluminum doped zinc oxide films prepared by radio frequency magnetron sputtering // Journal of Applied Physics. 1997. Vol. 81. P. 7764—7772.
12. Ruske F., Sittinger V., Werner W., Szyszka B., K.-U. van Osten, Dietrich K., Rix R. Hydrogen doping of DC sputtered ZnO : Al films from novel target material // Surface and Coatings Technology. 2005. Vol. 200. P. 236—240.
13. Jeong W. J., Kim S. K., Park G. C. Preparation and characteristic of ZnO thin film with high and low resistivity for an application of solar cell // Thin Solid Films. 2006. Vol. 506—507. P. 180—183.
14. Громов Д. Г., Гаврилов С. А., Редичев Е. Н., Аммосов Р. М. Кинетика процесса плавления-диспергирования тонких пленок меди // Физика твердого тела. 2007. Т. 49. Вып. 1. С. 172—178.
15. Han J., Mantas P. Q., A. M. R. Senos, Eur J. Defect Chemistry and Electrical Characteristics of Undoped and Mn-doped ZnO // Ceram. Soc. 2002. Vol. 22. P. 49—59.
16. Lee S. H., Lee T. S., Lee K. S., Cheong B., Kim Y. D., Kim W. M. Characteristics of hydrogen co-doped ZnO:Al thin films // Journal of Physics D: Applied Physics. 2008. Vol. 41. 095303 (7 p).
17. Громов Д. Г., Редичев Е. Н., Гаврилов С. А. Оптические и электрофизические свойства периодических структур Cu/In<sub>2</sub>O<sub>3</sub>(Sn) // Изв. вузов. Сер. Электроника. 2004. № 2. С. 34—37.

П. Е. Троян, д-р тех. наук, проф.,  
Т. И. Данилина, канд. техн. наук, проф.,  
Ю. Ю. Гребнева, магистрант 1 курса,  
И. А. Кулинич, магистрант 1 курса,  
e-mail: tpe@ms.tusur.ru,

Томский государственный университет систем  
управления и радиоэлектроники (ТУСУР)

## ИЗГОТОВЛЕНИЕ МДМ-КАТОДОВ С НАНООСТРИЙНЫМ НИЖНИМ ЭЛЕКТРОДОМ

Поступила в редакцию 04.10.2011

Предложены методы формирования нанострией на нижнем электроде МДМ-катода с помощью электронно-лучевой литографии и темплейтного шаблона. Получены структуры с наностриями в виде пирамид и столбиков с плотностью  $2 \cdot 10^8 \text{ см}^{-2}$ . Для МДМ-катодов с нанострийным нижним электродом установлено возрастание эмиссионного тока на порядок по сравнению с катодом с гладким электродом.

**Ключевые слова:** МДМ-катоды, нанострия, электронно-лучевая литография, темплейтный шаблон, ВАХ

В настоящее время в связи с бурным развитием микро- и нанoeлектроники перспективным является направление разработки ненакаливаемых катодов на основе автоэлектронной эмиссии и эмиссии горячих электронов. В качестве источников горячих электронов используются МДМ-структуры. Существенное достоинство катодов на основе тонких пленок состоит в возможности интеграции элементов.

Большой интерес к ненакаливаемым катодам на основе МДМ-структур объясняется легкостью управления энергией горячих электронов, высокой плотностью тока, безынерционностью, относительно малым шумом и, что самое главное, возможностью получения высоких эксплуатационных параметров [1]. При изготовлении МДМ-структур главным недостатком является статический разброс микроострий по площади и размерам, что приводит к неоднородности электронной эмиссии по площади.

В целях повышения тока электронной эмиссии и ее равномерности предложен способ формирования микро рельефа с регулярной структурой методом электронно-лучевой литографии и методом выращивания наностолбиков с помощью трековой мембраны (темплейтного шаблона).

Получение микроострий с помощью электронно-лучевой литографии заключается в следующем. На подложку из кремния напыляется пленка молибдена толщиной 0,2 мкм, затем наносится двухслойный резист. В резисте формируется рисунок с помощью электронного луча на установке Raith 150<sup>TWO</sup>. Рисунок представляет собой набор кружков диаметром 200 нм и расстоянием между ними 5 мкм. Доза экспонирования составляет 200 мкКл/см<sup>2</sup> при ускоряющем напряжении 30 кВ, диаметре электронного луча примерно 2 нм. На сформированную резистивную маску напылялся слой титана толщиной 250 нм. После удаления резиста методом взрыва на подложке остается пленка титана в виде острий (рис. 1).

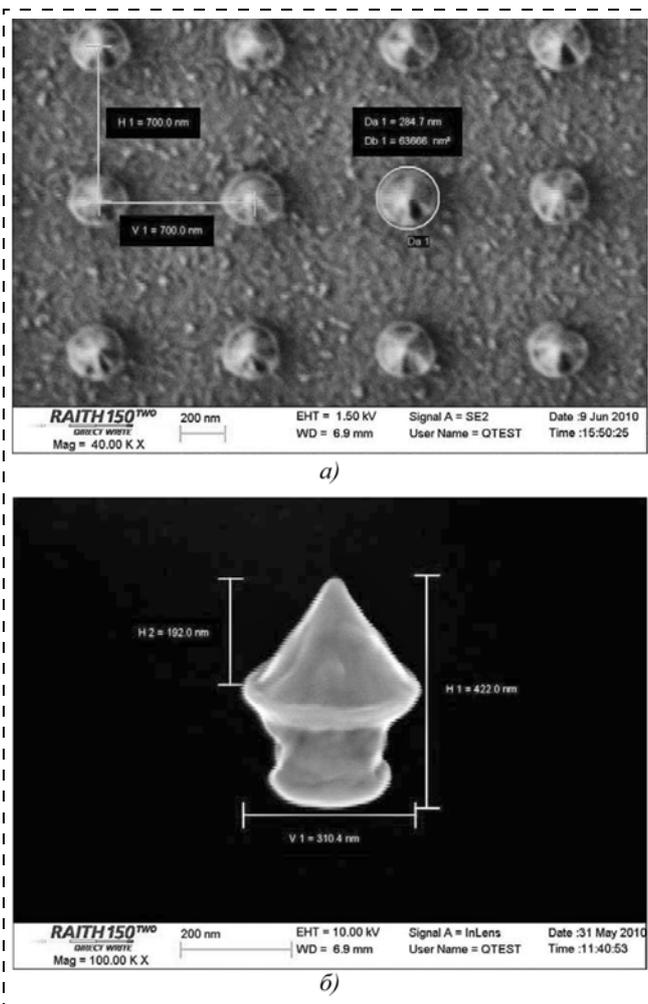


Рис. 1. Микрофотографии нанострийной поверхности:  
а — общий вид; б — одиночное нанострие

Само острие представляет собой пирамидку с диаметром у основания 260 нм, диаметром вершины 29 нм, высотой 300 нм и расстоянием между ними 5 мкм.

На подложку с выращенными наностриями (нижний электрод) осаждается диэлектрическая пленка ионно-плазменным распылением и на нее напыляется пленка алюминия путем термического испарения. В пленке алюминия с помощью фотолитографии формируется верхний электрод. Таким образом, получается МДМ-структура с регулярными наностриями на нижнем электроде.

По второму методу для выращивания нанострий использовался темплейтный шаблон, который изготавливался на основной полимерной пленки толщиной 10...13 мкм путем облучения пучком ионов аргона с энергией 41 МэВ. В результате облучения образуются "латентные треки", сформированные вдоль траектории движения ионов. Химическое травление пленки с треками приводит к образованию пустотелых конических или цилиндрических каналов (пор). Плотность и диаметр пор определялись с помощью растрового электронного микроскопа. Плотность пор составляла  $2 \cdot 10^8 \text{ см}^{-2}$  при диаметре 300...450 нм. Изготовленный темплейтный шаблон плотно закреплялся на кремниевой подложке, на которую предварительно был напылен слой молибдена.

Для выращивания нанострий применяли электрохимическое высаживание никеля через поры темплейт-

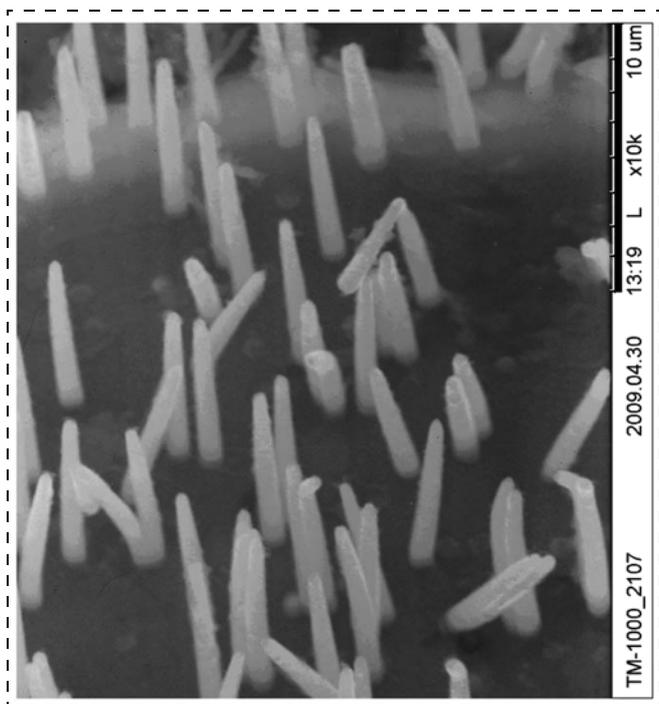


Рис. 2. Микрофотография наностриев, выращенных на поверхности кремния с помощью темплейтного шаблона

ного шаблона. Подложку с выращенными наностолбиками освобождали от шаблона в химическом растворе в течение 12 ч. Структура, полученная при выбранных режимах: напряжение на электродах  $U = 0,8$  В, температура раствора  $T_{\text{раств}} = 54$  °С, прошедший заряд  $q = 60$  мкА·мин, время осаждения  $t = 2$  мин, представлена на рис. 2. Полученные наностолбики имеют коническую форму высотой 310 нм и диаметром 300...450 нм. Плотность наностолбиков  $2 \cdot 10^8$  см<sup>-2</sup>, что соответствует плотности пор темплейтного шаблона. МДМ-структуры изготавливали по технологии, описанной выше.

Для изготовленных МДМ-катодов измеряли вольт-амперные характеристики (ВАХ) сквозного и эмиссионного токов. Результаты измерений представлены на рис. 3.

Данные вольт-амперные характеристики сквозного тока имеют N-образные участки, что свидетельствует об образовании формованных каналов. Из ВАХ сквозного тока (рис. 3, а) видно, что МДМ-катоды с nanoострийным нижним электродом имеют силу тока в 4–6 раз выше, чем сила тока МДМ-катодов с гладким нижним электродом. Для эмиссионных токов наблюдается увеличение на порядок (рис. 3, б). При этом увеличивается также и эффективность выхода электронов в вакуум  $\alpha$  ( $\alpha = I_e/I_c$ ), что обусловлено ростом локальной напряженности электрического поля на nanoострии. Изготовленные таким образом МДМ-структуры обеспечивают

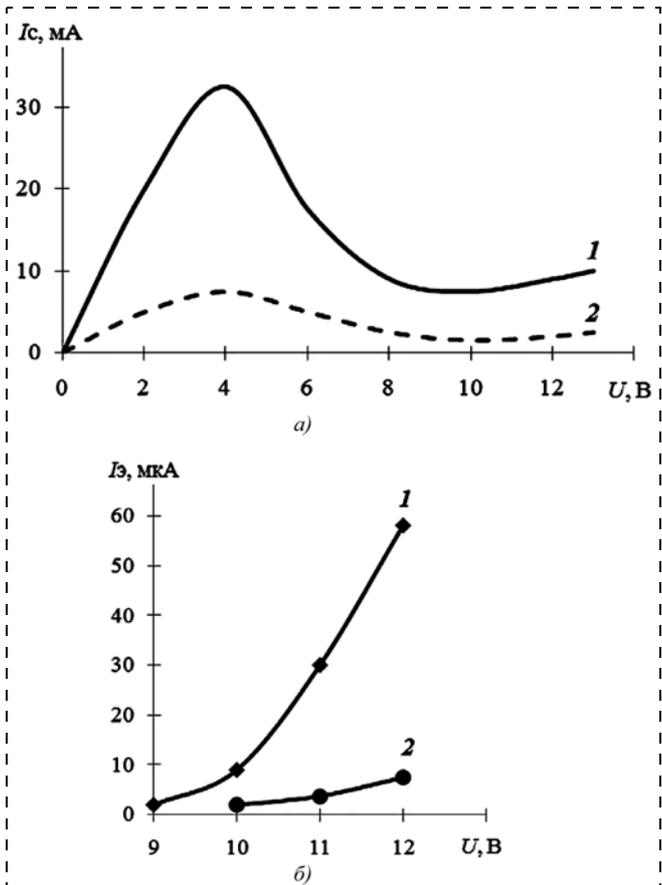


Рис. 3. ВАХ сквозного тока (а) и эмиссионного тока (б) для образцов с гладким (1) и nanoострийным (2) нижними электродами

разброс по току эмиссии в пределах  $\pm 10$  %, в то время как при изготовлении МДМ-катодов без острий неравномерность эмиссии по элементам достигает 100 %.

Исследования ВАХ эмиссионных токов для МДМ-катодов с nanoострийным нижним электродом показали, что токи с плотностью 100 мА/см<sup>2</sup> достаточны для практического применения.

*Работа выполнена при поддержке Министерства образования и науки РФ в соответствии с договором 73/10 от 15.07.2010 в порядке реализации Постановления Правительства РФ № 218.*

#### Список литературы

1. Троян П. Е. Электрическая формовка тонкопленочных структур металл—диэлектрик—металл в сильных электрических полях. Томск: Изд-во Том. ун-та, 2003. 127 с.
2. Данилина Т. И., Троян П. Е. Моделирование микрорельефа и распределения электрического поля в МДМ-структурах // Изв. вузов. Сер. Электроника. 2009. Т. 75, № 1. С. 22–26.

УДК 681.586.78

**В. В. Амеличев**<sup>1</sup>, канд. техн. наук, нач. лаб.,  
**С. И. Касаткин**<sup>2</sup>, д-р. техн. наук, зав. лаб.,  
**С. А. Поломошнов**<sup>1</sup>, канд. техн. наук, ст. науч. сотр.,  
**И. А. Решетников**<sup>1</sup>, мл. науч. сотр.,  
**Р. Д. Тихонов**<sup>1</sup>, канд. техн. наук, ст. науч. сотр.,  
**А. А. Черемисинов**<sup>1</sup>, инженер,  
**С. В. Шаманаев**<sup>3</sup>, директор

<sup>1</sup> НПК "Технологический центр"

<sup>2</sup> ИПУ РАН

<sup>3</sup> ООО "НПП "Технология",

e-mail: R. Tikhonov@tcen.ru, S. Polomoshnov@tcen.ru

## МИКРОСИСТЕМА КОНТРОЛЯ ДВУХ КОМПОНЕНТ ВЕКТОРА МАГНИТНОЙ ИНДУКЦИИ НА ОСНОВЕ НАНОРАЗМЕРНЫХ МАГНИТОРЕЗИСТИВНЫХ СТРУКТУР

Поступила в редакцию 17.10.2011

*Изготовлены и исследованы двухкоординатные датчики магнитного поля с использованием анизотропных магниторезисторов с полюсом барбера в двух вариантах топологии. Установлено, что распределение магнитосопротивлений по пластине влияет на разбаланс выходных напряжений моста Уитстона и мало влияет на чувствительность. Компактное топологическое расположение магнитосопротивлений уменьшает разбаланс мостов Уитстона.*

**Ключевые слова:** анизотропные магниторезисторы, мост Уитстона, разбаланс напряжений

### Введение

Магниторезистивные датчики изготавливают на основе наноразмерных пленок пермаллоя (NiFe) [1]. Электрическое сопротивление пленок такого рода меняется в зависимости от воздействующего на него магнитного поля. Датчики данного типа имеют хорошо выраженные оси чувствительности и производятся массовым способом, так же как интегральные микросхемы. Современные магниторезистивные датчики имеют чувствительность на уровне  $10^{-8}$  Тл [2], выпускаются в миниатюрных корпусах и имеют полосу пропускания выше 1 МГц.

В качестве примера чувствительного элемента векторного магнитометра можно указать трехкомпонентный магниторезистивный датчик НМС1053 производства компании Honeywell [3]. Съем сигнала датчика осуществляется с трех мостовых резистивных схем, преобразующих магнитное поле вдоль оси чувствительности в дифференциальное напряжение на выходе. Для получения трех проекций вектора магнитной индукции три датчика располагаются осями легкой намагниченности в трех взаимно ортогональных направлениях.

В НПК "Технологический центр" разработаны два варианта топологии, изготовлены микросхемы типа интегральных магниторезистивных двухкоординатных датчиков, которые являются основой для построения трехкоординатных датчиков.

Определено сопротивление плеч магниторезистивных мостов изделий XY1 и XY2 рабочих пластин экспериментальной партии на автоматическом измерительном комплексе АИК-ТЕСТ-2 в Центре коллективного пользования "Функциональный контроль и диагностика микро- и наносистемной техники" на базе НПК "Технологический центр". Распределение значений сопротивлений для восьми резисторов в мостовых схемах двух изделий XY1 и XY2 для всех пластин имеют минимум сопротивления и соответственно максимальную толщину пленки на 32 мм ниже и на 16 мм правее центра пластины. По мере удаления от точки с минимумом сопротивление увеличивается и отклонение достигает 30 %. Карта распределения величины сопротивлений на пластине представлена на рис. 1. Необходимо изменить положение пластины относительно области испарения так, чтобы центр пластины был расположен напротив области испарения. При этом разброс значений сопротивления по пластине будет менее 5 %.

Разброс значений сопротивления приводит к разбалансу в мостовой схеме из четырех сопротивлений. Проведены расчеты значения разбаланса между плечами мостов в двух схемах XY1 и XY2 с разным расположением магниторезисторов.

Топология магниторезисторов показана на рис. 2, а величина разбаланса представлена на рис. 3. В каждой схеме имеются две мостовые схемы XY1 и XY2 из четырех сопротивлений R1, R2, R3, R4 и R5, R6, R7, R8 соответственно. Разбаланс вычисляется по разности отношений сопротивлений в правом и левом плече моста  $R1/R2 - R3/R4$  и  $R5/R6 - R7/R8$ . При подаче напряжения на мост в каждом плече напряжение равно половине напряжения питания. Рассчитанный разбаланс определяет разбаланс по напряжению как соответствующую часть от половины напряжения питания. Как видно на рис. 3, у большого числа кристаллов изделия XY1 разбаланс моста по X оси превышает 1 %. По сравнению с изделием XY1 на изделии XY2 число кристаллов с разбалансом, превышающим 1 %, меньше, а с разбалансом менее 0,001 % кристаллов больше.

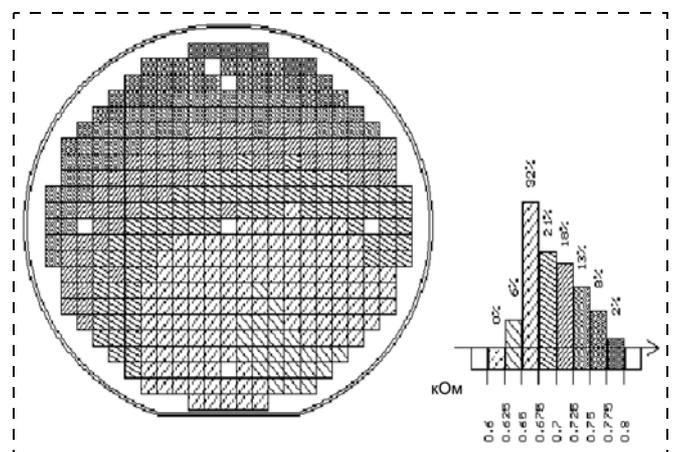


Рис. 1. Карта распределения сопротивления магниторезистора на пластине № 10

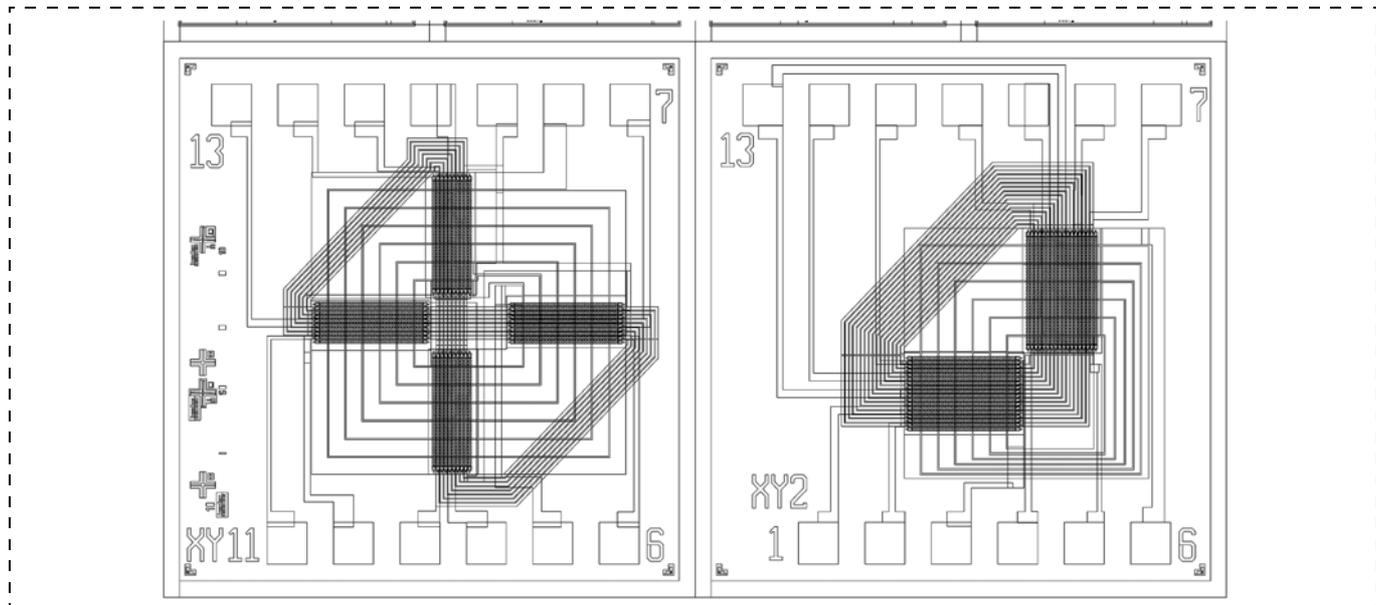


Рис. 2. Топология кристаллов XY1 и XY2

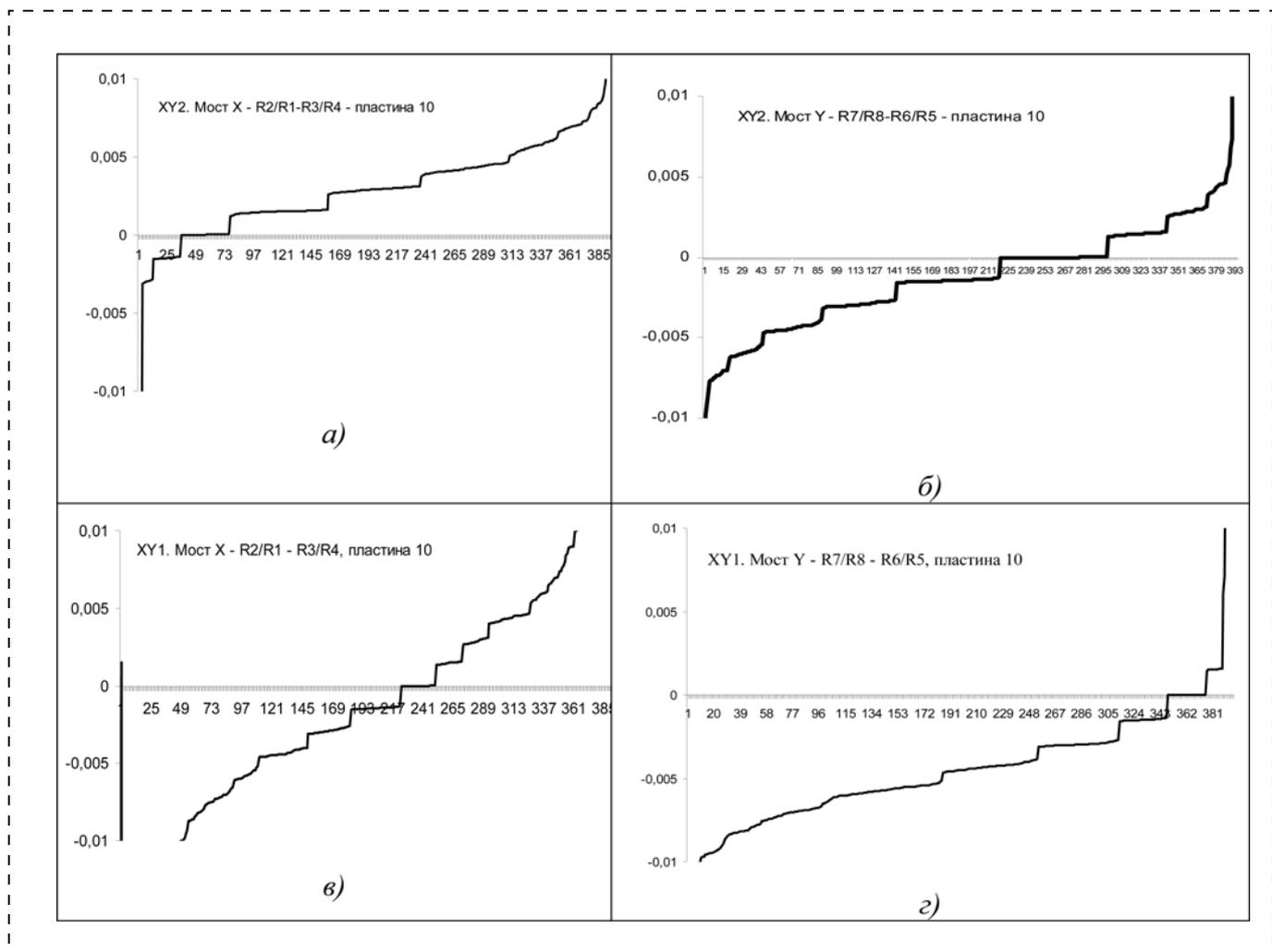


Рис. 3. Разбаланс моста магнитосопротивлений:  
*а* — XY2, чувствительного к *X* составляющей вектора магнитной индукции; *б* — XY2, чувствительного к *Y* составляющей вектора магнитной индукции; *в* — XY1, чувствительного к *X* составляющей вектора магнитной индукции; *г* — XY1, чувствительного к *Y* составляющей вектора магнитной индукции

Таблица 1

**Число годных микросхем XY1 и XY2  
на пластинах экспериментальной партии**

Параметр	Пластина 7	Пластина 8	Пластина 10
Для микросхемы XY1			
$R_{к1}$ , брак	174	96	192
$R_{к2}$ , брак	23	2	0
$I_{к1-к2}$ , брак	26	139	21
Годных микросхем по пластине	223	237	213
Для микросхемы XY2			
$R_{к1}$ , брак	57	25	9
$R_{к2}$ , брак	30	4	6
$I_{к1-к2}$ , брак	24	110	15
Годных микросхем по пластине	319	259	368

Таблица 2

**Средние значения параметров микросхем XY1**

Параметр	Пластина 7	Пластина 8	Пластина 10
$R1$ , кОм	0,6272	0,6586	0,7005
$R2$ , кОм	0,6273	0,661	0,7011
$R3$ , кОм	0,6718	0,658	0,6949
$R4$ , кОм	0,6239	0,6566	0,6942
$R5$ , кОм	0,6212	0,655	0,6925
$R6$ , кОм	0,622	0,6504	0,6932
$R7$ , кОм	0,6185	0,6565	0,6942
$R8$ , кОм	0,6239	0,657	0,6949
$R_{к1}$ , Ом	86,78	82,57	84,24
$R_{к2}$ , Ом	37,4	24,61	12,38
$I_{к1-к2}$ , мКА	$9 \cdot 10^{-4}$	$1,6 \cdot 10^{-3}$	$7,8 \cdot 10^{-3}$

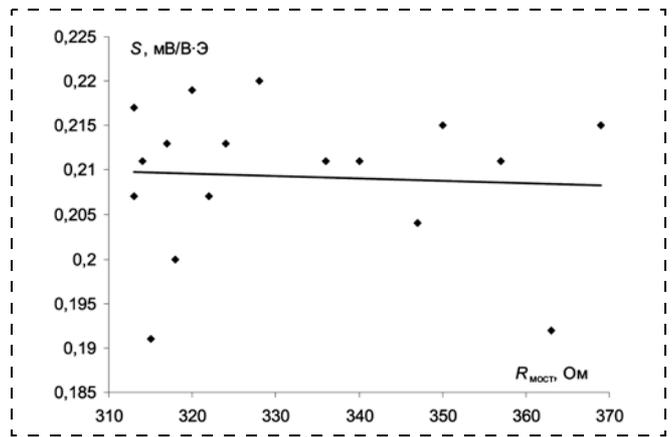
Таблица 3

**Средние значения параметров микросхем XY2**

Параметр	Пластина 7	Пластина 8	Пластина 10
$R1$ , кОм	0,6189	0,6567	0,6951
$R2$ , кОм	0,624	0,6543	0,698
$R3$ , кОм	0,6278	0,6576	0,7008
$R4$ , кОм	0,6235	0,6599	0,7001
$R5$ , кОм	0,6197	0,6489	0,6933
$R6$ , кОм	0,6216	0,6596	0,6954
$R7$ , кОм	0,6213	0,6576	0,6961
$R8$ , кОм	0,6219	0,6446	0,6932
$R_{к1}$ , Ом	95,93	96,31	94,43
$R_{к2}$ , Ом	16,45	16,55	17,12
$I_{к1-к2}$ , мКА	$1 \cdot 10^{-3}$	$3,8 \cdot 10^{-3}$	$4,2 \cdot 10^{-3}$

Можно сделать вывод, что более компактное расположение магниторезисторов в оригинальной топологии XY2 с параллельным расположением магниторезисторов уменьшает разбаланс мостов по сравнению с топологией XY1, аналогичной топологии двухкоординатного датчика фирмы 2-Axis Magnetic Sensors НМС1021/1022 фирмы Honeywell с крестообразным расположением магниторезисторов. Поэтому топология изделия XY2 более предпочтительна.

Кроме того, на изделии XY2 выше процент выхода годных, меньше разброс значений сопротивлений магниторезисторов, меньше сопротивление катушки перемагничивания и меньше брак по замыканиям между катушками перемагничивания, так как меньше площадь пересечения слоев. Результаты измерений представлены



**Рис. 4.** Зависимость чувствительности микросистемы контроля двух компонент вектора магнитной индукции на основе наноразмерных магниторезистивных структур типа XY2 от сопротивления двух мостов Уитстона на магниторезистивных датчиках типа АМР с полюсами барбера при напряжении питания 5 В в магнитном поле 13,3 Э

в табл. 1, 2 и 3. Параметры  $R_{к1}$  и  $R_{к2}$  в табл. 1—3 определяют сопротивление катушки коррекции и катушки установки соответственно, а  $I_{к1-к2}$  — ток утечки между указанными катушками. По сопротивлению магниторезисторов в составе мостовой схемы брака в исследуемой экспериментальной партии практически нет.

Выводы по результатам сравнения микросхем XY1 и XY2:

- процент выхода годных выше на XY2;
- на XY2 меньше разброс значений сопротивлений магниторезисторов;
- на XY2 меньше сопротивление катушки  $R_{к2}$ ;
- на XY2 меньше брака по замыканиям между катушками.

С пластины № 10 были выбраны кристаллы в вертикальном столбце, проходящем через центр области с минимальным сопротивлением. Кристаллы собраны на печатные платы. Измерена чувствительность и сопротивление магниторезистивных мостов Уитстона при напряжении питания 5 В в магнитном поле соленоида с напряженностью 13,3 Э для 18 кристаллов микросхемы XY2. На рис. 4 представлена корреляция общего сопротивления мостов с ориентацией по осям X и Y с чувствительностью микросхемы XY2. Линия тренда на рис. 4 показывает, что разброс сопротивления магниторезисторов мало влияет на чувствительность мостов Уитстона.

Можно сделать вывод, что выбор геометрии напыления и топологии типа микросхемы XY2 может позволить существенно снизить начальный разбаланс выходных напряжений мостов Уитстона магниторезистивных датчиков [4].

*Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации (государственный контракт № 16.513.11.3001 от 08.04.2011).*

**Список литературы**

1. Ripka P. Advantes in fluxgate sensor // Sensors and Actuators A: Physics. 2003. Vol. 106. P. 8—14.
2. Kaplan B. Z., Rapero E., Flynn D. I. In-Plane Vector Magnetometer Employing a Single Unbiased Magnetoresistor // IEEE Transactions on Magnetics. 1998. Vol. 34, N 1. P. 253—258.
3. Сайт фирмы Honeywell Solid State Electronics. URL: <http://www.honeywell.ssec.com>
4. Дягилев В. В., Касаткин С. И., Муравьев А. М., Резнев А. А., Сауров А. Н. Однослойные анизотропные магниторезистивные датчики магнитного поля и тока с наклонными полосками // Микроэлектроника. 2007. Т. 36, № 2. С. 98—103.

В. С. Суханов<sup>1</sup>, науч. сотр.,  
 В. В. Панков<sup>1</sup>, мл. науч. сотр.,  
 И. В. Годовицын<sup>2</sup>, канд. техн. наук, ст. науч. сотр.,  
 Ю. А. Михайлов<sup>2</sup>, канд. техн. наук, науч. сотр.,  
 Н. Л. Данилова<sup>1</sup>, мл. науч. сотр.,  
 Н. С. Земляничков<sup>1</sup>, лаборант-исследователь,  
<sup>1</sup> Учреждение Российской академии наук Институт  
 Нанотехнологий Микроэлектроники РАН (ИНМЭ  
 РАН), e-mail: inneras@yandex.ru  
<sup>2</sup> Федеральное государственное бюджетное учреждение  
 "Научно-производственный комплекс  
 "Технологический центр" МИЭТ", e-mail: vs@icnt.ru

## ТЕНЗОРЕЗИСТИВНЫЙ КРЕМНИЕВЫЙ МЭМС-ПРЕОБРАЗОВАТЕЛЬ ДАВЛЕНИЯ МЕМБРАННОГО ТИПА

Поступила в редакцию 04.10.2011

Описана конструкция кремниевого интегрального преобразователя давления мембранного типа с тремя жесткими центрами, изготовленного по групповой интегральной технологии размером  $6,2 \times 6,2$  мм.

Проведено моделирование чувствительного элемента (ЧЭ) давления с помощью ПО ANSYS методом конечных элементов. Представлена трехмерная модель чувствительного элемента давления с иллюстрацией механических напряжений и деформации мембраны чувствительного элемента. ЧЭ реализован в макетном образце первичного преобразователя давления, представлены характеристики макетного образца.

**Ключевые слова:** датчик давления, преобразователь давления, мембранный тип

В последние годы мировой рынок датчиков давления растет стремительными темпами. Возрастает также и конкуренция, значительно ужесточаются требования к метрологическим характеристикам производимых датчиков. Кремниевые чувствительные элементы (ЧЭ), создаваемые на основе технологии микроэлектроники, удовлетворяют большинству из этих требований. При изготовлении ЧЭ из монокристаллического кремния удается получить уникальные параметры изделий [1, 2]. Используя высокие пьезорезистивные свойства кремния, превышающие по чувствительности остальные материалы более чем в 20 раз [3], удалось получить кристаллы, отличающиеся конструктивной и технологической простотой, малыми габаритными размерами и массой, высокой прочностью, идеальной упругой характеристикой, большим сроком службы, стабильностью электрофизических характеристик в течение длительного времени.

Был разработан кристалл интегрального преобразователя давления (ИПД) мембранного типа с тремя жесткими центрами с улучшенными метрологическими характеристиками, на основе которого планируются дальнейшие разработки.

В данной статье рассматривается конструкция кремниевого интегрального преобразователя давления мембранного типа с тремя жесткими центрами, изготовленного по групповой интегральной технологии размером  $6,2 \times 6,2$  мм. Представлена трехмерная модель чувствительного элемента давления с иллюстрацией значений

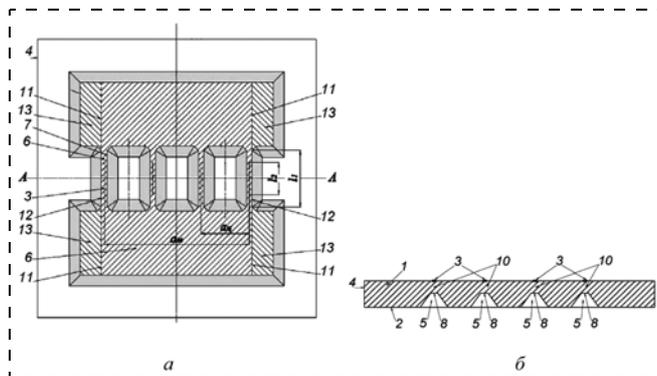


Рис. 1. Вид интегрального преобразователя давления, имеющего мембрану с тремя жесткими центрами:

*a* — вид со стороны углубления; *b* — поперечный разрез по А—А пластины

механических напряжений и деформации мембраны чувствительного элемента.

На лицевой стороне 1 (рис. 1) монокристаллической кремниевой пластины *n*-типа проводимости, ориентированной в плоскости (100), сформированы тензорезисторы *p*-типа проводимости 3, вытянутые в направлении [011] и объединенные в мост Уитстона. Со второй стороны пластины 2 выполнено углубление, не выходящее на край пластины 4. Над каждой канавкой 5 размещен один тензорезистор 3. Продольные границы 7 этого тонкого участка *b* со стороны дна тонкой части мембраны 8 параллельны тензорезистору и имеют длину  $l_1$  не менее 0,7 длины  $l_2$  тензорезистора. Участки 9 дна тонкой части мембраны 10 расположены вне полосы, ограниченной двумя параллельными прямыми линиями 11, которые совмещены с двумя продольными границами канавок, принадлежащими наружному контуру дна мембраны 12.

Для достижения существенного эффекта суммарная площадь участков 13 должна составлять не менее 10 % от площади тонкой части мембраны.

Техническим результатом совокупности признаков конструкции является обеспечение высокоточных измерений в области малых давлений от 0,1 до 25 кПа в широком интервале температур с верхним пределом до  $+125$  °С. Показатель чувствительности ИПД предлагаемой конструкции позволяет получать для малых давлений преобразовательную характеристику с нелинейностью в 1,5...2,5 раза меньшей, чем ИПД известных конструкций [4]. Чувствительность кристалла удобно оценивать по формуле

$$S = \frac{P_k}{d_M^2}. \quad (1)$$

Здесь  $d_M$  — толщина мембраны;  $P_k$  — константа для конкретного кристалла ИПД:

$$P_k = 0,128\pi_{44} \left( a_M^2 - a_{Ц}^2 \right) (1 - \mu), \quad (2)$$

где  $\pi_{44}$  — главный пьезорезистивный коэффициент для тензорезисторов *p*-типа проводимости в кремниевом слое ориентацией (001);  $a_M$  — размер мембраны;  $a_{Ц}$  — размер жесткого центра;  $\mu$  — коэффициент Пуассона.

Для данного кристалла  $P_{кч} = 1455$ .

Диапазон изменения выходного напряжения определяется выражением

$$\Delta U_{\text{вых}} = SP_{\text{н}} U_{\text{вх}} = \frac{P_{\text{к}}}{d_{\text{м}}^2} P_{\text{н}} U_{\text{м}}, \quad (3)$$

где  $P_{\text{н}}$  — номинальное давление, кПа;  $U_{\text{вх}}$  — напряжение на входе тензомостовой схемы, В.

Исходный кристалл имеет размеры  $6,2 \times 6,2$  мм. В силу симметрии кристалла в качестве модели принята его четверть. Граничные условия налагаются только на боковые грани и на нижнюю грань модели. Граничными условиями является запрет на перемещение по нормали к поверхности грани. Таким образом, узлы модели, расположенные на грани, могут перемещаться только в плоскости граней. Данная модель состоит из кристалла с тензорезисторами  $p$ -типа проводимости, кремниевой прокладки и кремниевое основания. Для сокращения объемов вычислений модель упрощена и не включает низкоомную  $p^+$ -разводку, схему температурной компенсации, металлизацию и диэлектрические слои. Моделирование проводилось в программе ANSYS. Модель содержит около 220 тыс. элементов.

На основе разработанной модели и параметров преобразователя был проведен расчет деформации преобразователя. На рис. 2 (см. четвертую сторону обложки) приведено распределение деформации по оси  $Z$  в структуре кристалла преобразователя при давлении 10 кПа и температуре  $+20$  °С. Максимальное смещение структуры в центре мембраны составляет  $-2,78$  мкм. Распределение деформации по мембране имеет неравномерный характер из-за наличия жестких центров.

На рис. 3 (см. четвертую сторону обложки) приведено распределение компонента механических напряжений  $\sigma_x$  в кристалле преобразователя при давлении 10 кПа и температуре  $+20$  °С. Значения  $\sigma_x$  на обоих тензорезисторах равны по абсолютной величине и противоположны по знаку. Это говорит о практически одинаковых условиях деформации тензорезисторов, обеспеченных наличием на мембране жестких центров, концентрирующих поле напряжений в заданных местах.

На рис. 4 (см. четвертую сторону обложки) приведено распределение интенсивности механических напряжений  $s_x$  по оси  $X$  в кристалле преобразователя при давлении 10 кПа и температуре  $+80$  °С. Высокая интенсивность механических напряжений в месте закрепления основания обусловлена способом крепления кристалла в корпус и тепловым расширением. Релаксация механических напряжений, возникающих в месте крепления кристалла, происходит за счет большой высоты основания, в результате чего прокладка и кристалл тензо-

Параметр	Расчетное значение	Экспериментальное значение
Номинальный диапазон давления, кПа		0...10
Чувствительность при $+20$ °С, мВ/В/кПа	4,2	3,5
Коэффициент нелинейности при $+20$ °С, %	0,04	0,018
ТКН <sup>+</sup> , %/10 °С	0,04	0,029
ТКН <sup>-</sup> , %/10 °С	-0,07	-0,042
ТКЧ <sup>+</sup> , %/10 °С	-2,46	-2,07
ТКЧ <sup>-</sup> , %/10 °С	3,34	2,98

преобразователя не испытывают влияния механических напряжений от теплового расширения основания, жестко закрепленного одним торцом.

Напряжение питания было выбрано равным 5 В.

Результаты расчетов и измеренные характеристики макетного образца интегрального преобразователя давления приведены в таблице.

Разработанная конструкция МЭМС преобразователя давления на основе ЧЭ обладает высоким уровнем выходного сигнала и имеет низкую нелинейность и температурные коэффициенты чувствительности.

Данные, полученные в результате расчета, близки к экспериментальным данным.

На основе представленной конструкции ИПД возможно создание преобразователей давления совершенно нового класса.

*Представленные результаты получены с использованием научного оборудования Центра коллективного пользования "Функциональный контроль и диагностика микро- и наносистемной техники" на базе НИК "Технологический Центр".*

#### Список литературы

1. Амеличев В. В., Данилова Н. Л., Панков В. В., Тарасов В. А. Конструктивно-технологический базис многовариантного производства интегральных полупроводниковых тензопреобразователей // Нано- и микросистемная техника. 2007. № 3. С. 2—4.
2. Амеличев В. В., Павлов А. Ю., Погалов А. И., Чаплыгин Ю. А. Конструктивно-технологическая оптимизация интегральных преобразователей физических величин // Нано- и микросистемная техника. 2007. № 3. С. 14—17.
3. Ваганов В. И. Интегральные тензопреобразователи. М.: Энергоатомиздат, 1983. 136 с.
4. Игнатьева Е. В., Михайлов Ю. А. О показателе чувствительности конструкции кремниевых тензопреобразователей давления // Датчики и системы. 2008. № 10. С. 35—38.

И. В. Уваров<sup>1</sup>, мл. науч. сотр.,  
 О. В. Морозов<sup>1</sup>, ст. науч. сотр.,  
 И. А. Козин<sup>1</sup>, электроник,  
 А. В. Постников<sup>1</sup>, ст. науч. сотр.,  
 И. И. Амиров<sup>1</sup>, д-р физ.-мат. наук, зам. дир-ра,  
 В. А. Кальнов<sup>2</sup>, канд. техн. наук, уч. секр.

<sup>1</sup> Ярославский Филиал Учреждения Российской академии наук Физико-технологического института РАН, г. Ярославль, e-mail: ilnik88@mail.ru

<sup>2</sup> Учреждение Российской академии наук физико-технологический институт РАН, г. Москва

## ДИНАМИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ЧУВСТВИТЕЛЬНОГО ЭЛЕМЕНТА МИКРОАКСЕЛЕРОМЕТРА С ПОВЫШЕННЫМ ФАКТОРОМ ДЕМПФИРОВАНИЯ

Поступила в редакцию 04.10.2011

Исследуются динамические характеристики чувствительного элемента (ЧЭ) заданной конструкции, обеспечивающей повышенное воздушное сопротивление. Возбуждение колебаний инерционной массы (ИМ) осуществляется с помощью пьезоэлемента, регистрация колебаний выполняется по отклонению лазерного луча от поверхности ИМ. Получены зависимости резонансной частоты и добротности ЧЭ от давления воздуха в диапазоне от 1 до  $10^5$  Па, а также зависимость добротности от размера воздушного зазора между ИМ и подложкой.

**Ключевые слова:** маятниковый микроакселерометр, чувствительный элемент, инерционная масса, резонансная частота, добротность, воздушное демпфирование

### Введение

Микроакселерометр (МА) с чувствительным элементом (ЧЭ) в виде упругой консоли или микробалки с инерционной массой (ИМ) является наиболее распространенным типом инерциальных микромеханических устройств [1, 2]. Параметры МА определяются конструкцией и степенью демпфирования его ЧЭ. Демпфирование, обусловленное сопротивлением воздуха, зависит не только от значения воздушного зазора вокруг ЧЭ, но также и от геометрии ЧЭ. Цель работы — исследование динамики ЧЭ заданной конструкции, обеспечивающей повышенное воздушное сопротивление.

### Исследуемый ЧЭ и измерительный стенд

Чувствительный элемент представлял собой ИМ, подвешенную на двух микробалках (рис. 1). Он изготовлялся в кремниевой пластине с использованием процессов глубокого плазменного травления. На противоположной стороне от подвесов ИМ и кремниевая пластина имели встречно-штыревую структуру (ВШС). Такая структура была изготовлена для реализации высокочувствительного интерферометрического метода детектирования перемещения ИМ [3]. Для увеличения демпфирующих свойств ИМ была выполнена в виде мембраны, в центре которой находился объем кремния (рис. 1). Размеры мембраны составляли  $1,4 \times 1,4$  мм, значение ИМ составляло 2,3 мг. Были изготовлены образцы с толщиной подвесов от 12 до 25 мкм.

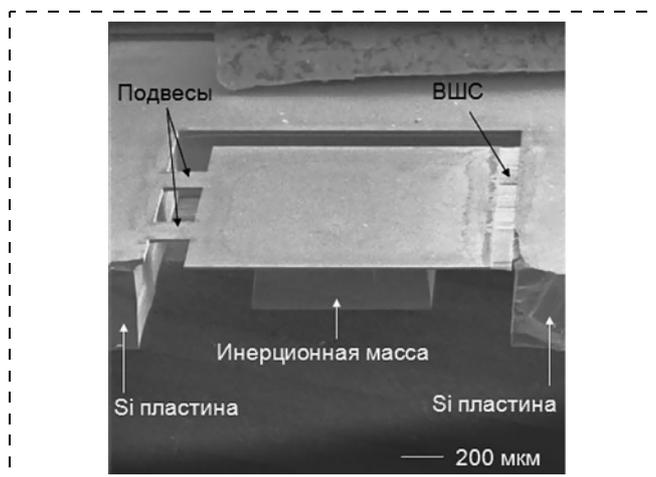


Рис. 1.

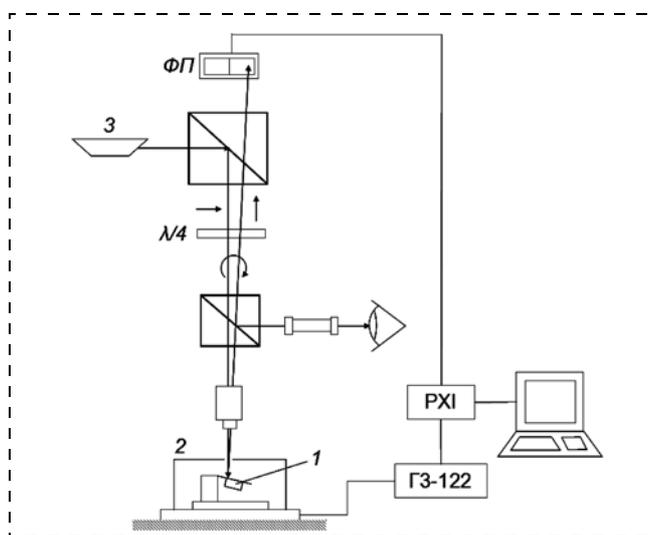


Рис. 2.

Измерение резонансных характеристик проводили на собранном в ЯФ ФТИАН оптическом стенде, схема которого изображена на рис. 2. Образец 1, закрепленный на пьезоэлементе (воздушный зазор между поверхностью ИМ и поверхностью пьезоэлемента составлял 200 мкм), был помещен в вакуумную камеру 2.

На пьезоэлемент подавалось переменное напряжение от генератора ГЗ-122, таким образом возбуждались колебания ИМ. Луч лазера 3 фокусировался на поверхность ИМ, колебания которой вызывали отклонение отраженного луча от начального положения, это отклонение фиксировал фотоприемник ФП. Сбор данных с ФП, а также управление генератором ГЗ-122 осуществлялись с помощью платформы PXI National Instruments и программного обеспечения, написанного в среде графического программирования LabView. Измерения проводили при различных значениях давления воздуха в камере (от 1 до  $10^5$  Па). Строились резонансные кривые образца, по ним определялись его резонансные частоты и добротности (по отношению резонансной частоты к ширине резонансного пика по частоте на уровне убывания его высоты в  $\sqrt{2}$  раз). В таблице представлены значения резонансных частот и добротностей нескольких образцов при давлениях воздуха 1 и  $10^5$  Па.

Основная резонансная частота балки длиной  $L$ , толщиной  $t$ , выполненной из материала с модулем Юнга  $E$  и плотностью  $\rho$ , задается выражением [4]

$$F_p = 1,03 \frac{t}{L^2} \sqrt{\frac{E}{\rho}}. \quad (1)$$

Согласно (1) резонансная частота  $F_p$  балки пропорциональна ее толщине. Подвесы ИМ имели более сложную форму, поэтому зависимость резонансной частоты ЧЭ от толщины подвесов была смоделирована в пакете COMSOL Multiphysics (метод конечных элементов). Смоделированные резонансные частоты ЧЭ находились в согласии с экспериментально полученными данными. Резонансная частота ЧЭ линейно возрастала приблизительно от 500 Гц до 3 кГц при увеличении толщины подвесов от 12 до 25 мкм.

### Зависимость резонансной частоты и добротности ЧЭ от давления воздуха

При изменении давления воздуха от 1 до  $10^5$  Па наблюдался небольшой сдвиг резонансной частоты образцов. Чем выше было значение резонансной частоты образца, тем сильнее она смещалась по абсолютной величине при переходе от вакуума к стандартным условиям. Однако относительное смещение от значения резонансной частоты зависело слабо и для всех образцов составляло не более 0,3 % (см. таблицу).

График зависимости добротности нескольких образцов от давления воздуха показан на рис. 3. Рассматриваемый диапазон давлений можно было разбить на три области, на каждой из которых преобладал соответствующий источник потерь энергии [5]. В диапазоне от 1

№ образца	$F_{p1}$ , Гц (1 Па)	$F_{p2}$ , Гц ( $10^5$ Па)	$\Delta F$ , Гц	$\Delta F/F_{p1}$ , %	$Q_1$ (1 Па)	$Q_2$ ( $10^5$ Па)
1	1000,60	997,95	2,65	0,27	12872	260
2	1007,35	1004,75	2,60	0,26	4579	283
3	1416,47	1412,50	3,97	0,28	6696	248
4	1418,19	1414,50	3,69	0,26	7340	314
5	1441,08	1437,50	3,58	0,25	10293	411
6	1587,38	1583,30	4,08	0,26	7215	422
7	1905,11	1900,25	4,86	0,25	3346	413
8	2275,62	2269,00	6,62	0,29	6197	353

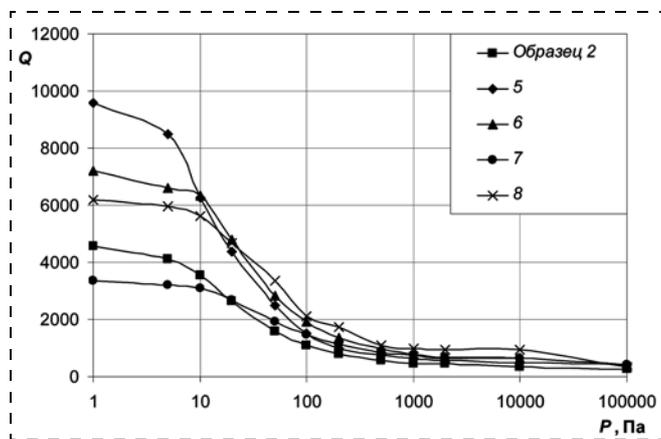


Рис. 3.

до 10 Па основную роль играли потери энергии, происходящие в подвесах ЧЭ при их изгибе (*thermoelastic damping*). В данном диапазоне давлений добротность ЧЭ достигала максимального значения и слабо зависела от давления. Исследуемые образцы имели добротность от 3000 до 13000.

Диапазон давлений от 10 до  $10^3$  Па соответствовал молекулярному режиму — не взаимодействующие друг с другом частицы среды сталкивались с движущимся ЧЭ. В данном режиме добротность ЧЭ уменьшалась с увеличением давления воздуха в камере.

Давлениям воздуха от  $10^3$  до  $10^5$  Па соответствовал вязкостный режим, при этом добротность ЧЭ также слабо зависела от давления, но достигала минимального значения.

### Влияние воздушного зазора между поверхностью ИМ и подложкой на добротность ЧЭ

Для задания требуемого коэффициента демпфирования в инерциальных микромеханических устройствах широко используется эффект сжатия воздуха в зазоре между элементами устройства (*squeezed-film damping*). Добротность ЧЭ, соответствующая этому эффекту, задается выражением [6]:

$$Q = \frac{F_p m \pi^4 h_0^3}{96 \eta L W^3}, \quad (2)$$

где  $F_p$  — резонансная частота ЧЭ;  $h_0$  — толщина воздушного зазора;  $\eta$  — вязкость воздуха;  $L$  и  $W$  — длина и ширина поверхности ЧЭ, создающей сжатие воздуха.

Была исследована зависимость добротности ЧЭ от значения воздушного зазора между поверхностью мембраны и поверхностью, на которую устанавливался ЧЭ (поверхностью пьезоэлемента). Измерения проводили при атмосферном давлении (вязкостный режим). Для создания различных воздушных зазоров образцы устанавливали на полиимидные пленки различной толщины (30, 40, 45, 70, 85 и 145 мкм). Толщину пленок определяли микрометром с точностью 1 мкм.

Зависимость добротности нескольких образцов от значения воздушного зазора показана на рис. 4. Также на графике представлена теоретическая кривая, рассчитанная с помощью выражения (2) для ЧЭ, имеющего резонансную частоту 1 кГц. При воздушных зазорах от 30 до 100 мкм экспериментальные кривые лежали выше теоретической. Возможно это было связано с ошибкой в определении размера воздушного зазора. Воздушный зазор превышал измеренную толщину используемых полиимидных пленок вследствие наличия посторонних частиц между пленкой и образцом и шероховатостей пленок. Также ошибки в определении размера зазора могли быть обусловлены изгибами экспериментальных кривых в области 40–45 мкм. Однако при зазорах 100...140 мкм экспериментальные кривые не уходили вверх так круто, как теоретическая кривая. Это было связано с тем, что с увеличением зазора эффект сжатия воздуха на самом деле постепенно ослабевал и экспериментальные кривые выходили на насыщение.

Для подавления нежелательных колебаний акселерометра необходимо, чтобы коэффициент демпфирования  $\xi$  составлял  $\sim 0,5$ , что соответствует добротности  $\sim 1$  ( $Q = 1/2\xi$ ) [2]. Экстраполяция экспериментально полученных зависимостей (рис. 4) на диапазон  $h < 30$  мкм показывает, что требуемое значение добротности для ЧЭ исследуемой конструкции должно достигаться при  $h \approx 20$  мкм.

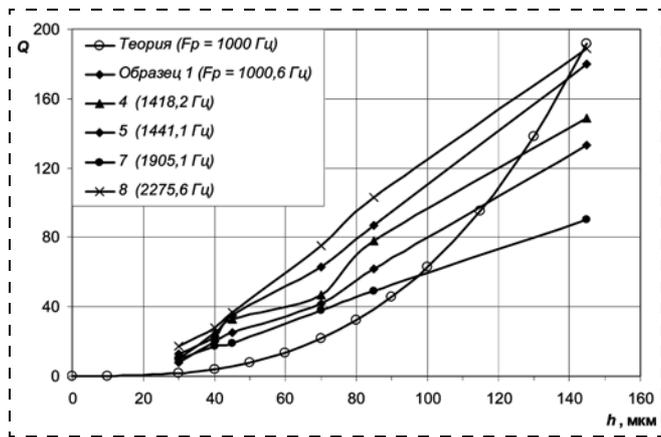


Рис. 4.

Порог чувствительности ЧЭ по ускорению был определен из отношения сигнал/шум ( $SNR$ ) [7]:

$$SNR = \frac{a_s^2 m Q}{4k_b T \omega_0}, \quad (3)$$

где  $a_s$  — измеряемое ускорение;  $k_b$  — постоянная Больцмана;  $T$  — абсолютная температура. В качестве шума в выражении (3) выступает броуновский шум ЧЭ. Отношение сигнал/шум полагалось равным 1. Порог чувствительности ЧЭ, имеющего массу 2,3 мг, резонансную частоту порядка 1 кГц и добротность, равную 5, составлял  $1 \cdot 10^{-6}$  м/с<sup>2</sup>, что соответствует порогу чувствительности современных МА.

## Заключение

В ходе работы были исследованы динамические характеристики (резонансная частота и добротность) ЧЭ заданной конструкции. Были получены зависимости резонансной частоты и добротности ЧЭ от давления воздуха в диапазоне от 1 до  $10^5$  Па. Также была исследована зависимость добротности ЧЭ от значения зазора между мембраной ЧЭ и подложкой. Мембрана ЧЭ позволяет увеличить площадь поверхности, создающей сжатие воздуха в зазоре, и за счет этого увеличить коэффициент демпфирования. Экспериментальные данные показали, что для достижения требуемого коэффициента демпфирования необходимо обеспечить воздушный зазор  $\sim 20$  мкм между поверхностью мембраны и подложкой, на которую устанавливается ЧЭ.

## Список литературы

1. Распопов В. Я. Микромеханические приборы: учеб. пособие. М.: Машиностроение, 2007. 400 с.
2. Kaajakari V. Practical MEMS. Small Gear Publishing, 2009. 460 p.
3. Cooper E. B., Post E. R., Griffith S. et al. High-resolution micromachined interferometric accelerometer // Applied Physics Letters. Vol. 27. 2000.
4. Bannon F. D., Nguyen C. T.-C. High-Q HF Microelectromechanical Filters. // IEEE Journal of Solid-State Circuits. 2000. Vol. 35.
5. Blom F. R., Bouwstra S., Elwenspoek M. et al. Dependence of the quality factor of micromachined silicon beam resonators on pressure and geometry // Journal of Vacuum Science & Technology B. 1992. Vol. 10.
6. Brotz J. Damping in CMOS-MEMS resonators. Master's project report in Electrical & Computer Engineering at Carnegie Mellon University, 2004. 87 p.
7. Gabrielson T. B. Fundamental noise limits in miniature acoustic and vibration sensors. Warminster, PA, Naval Air Development Center, 1991. 101 p.

УДК 621.3.049.77

О. В. Чуйко, инженер,  
А. Е. Кузнецов, нач. лаб.,  
ФГУ НПК "Технологический Центр", Москва  
e-mail: O. Chuyko@tcen.ru

## ИССЛЕДОВАНИЕ КРЕМНИЕВЫХ НАНОСТРУКТУР В КАЧЕСТВЕ рН-ЧУВСТВИТЕЛЬНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ

Поступила в редакцию 04.10.2011

Исследованы рН-чувствительные элементы, выполненные на основе кремниевых наноструктур. Формирование наноструктур осуществлялось методом "top-down" ("сверху—вниз"). Нанопроволочные структуры характеризуются более высокой чувствительностью. Интегрированный элемент на основе двух нанопроволок р- и n-типов может быть использован в качестве датчика локального относительного изменения концентрации  $[H^+]$ .

**Ключевые слова:** ISFET, рН, кремниевые нанопроволоки, чувствительность

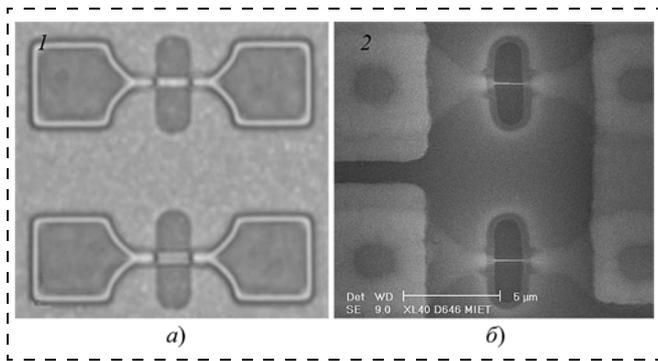
Развитие аналитической химии соответствует общей тенденции миниатюризации техники. Существует объективная необходимость в уменьшении размеров сенсорных элементов, расширении диапазона чувствитель-

ности и качественном изменении их конструкции, позволяющих фиксировать и оценивать прежде недоступные непосредственным измерениям параметры процессов. Все большее распространение получают полифункциональные измерительные ячейки, позволяющие проводить одновременные измерения нескольких физических величин исследуемого объекта, в частности концентрацию  $[H^+]$ .

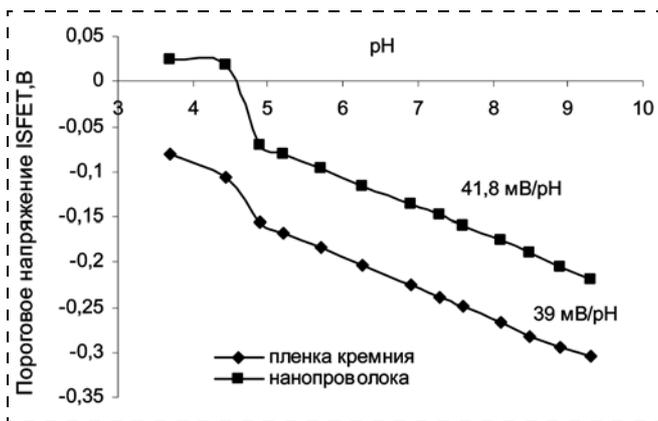
В работе рассмотрены возможности использования различных наноструктур кремния в качестве рН-чувствительных элементов. Формирование наноструктур осуществлялось методом "top-down" ("сверху—вниз") с использованием литографических приемов конструирования.

Технология изготовления рН-чувствительных элементов на основе кремниевых наноструктур включает в себя комбинацию двух основных этапов: формирование кремниевых структур с наноразмерами и последовательность операций КМОП-процесса. Нанопроволочные элементы изготавливались на двух типах структур — кремнии на изоляторе (КНИ) и поликремнии методами фотолитографии и последовательного утонения окислением с вариацией по длине и ширине проволок.

Далее последовательностью технологических операций формировались n-канальные транзисторы с длиной канала от 0,5 до 0,8 мкм и диаметром кремниевой про-



**Рис. 1. Нанопроволока:**  
 а — оптическое изображение; б — РЭМ изображение



**Рис. 2. Зависимость порогового напряжения ISFET от рН**

волоки 20...100 нм. На заключительном этапе проводилось вскрытие проволоки для возможности непосредственного взаимодействия с раствором электролита.

Для исследования характеристик рН-чувствительных элементов на поверхности кремниевых наноструктур формировали низкотемпературный ультратонкий слой SiO<sub>2</sub> толщиной ~0,2 нм методом плазменного окисления.

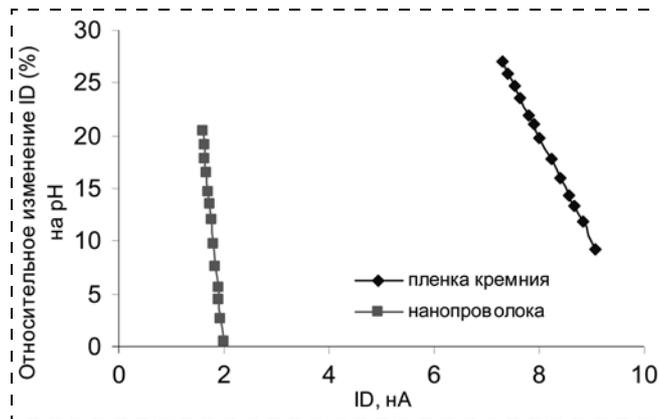
Исследовали два вида конструкций ионно-чувствительного полевого транзистора (ISFET): на основе "двумерной" наноструктуры (пленка кремния) и "одномерной" наноструктуры (проволока) (рис. 1).

ISFET — МОП-транзисторная структура, где в качестве металлического затвора выступает раствор электролита. В зависимости от кислотно-основных свойств раствора происходит изменение электрохимического потенциала и перезарядка поверхности.

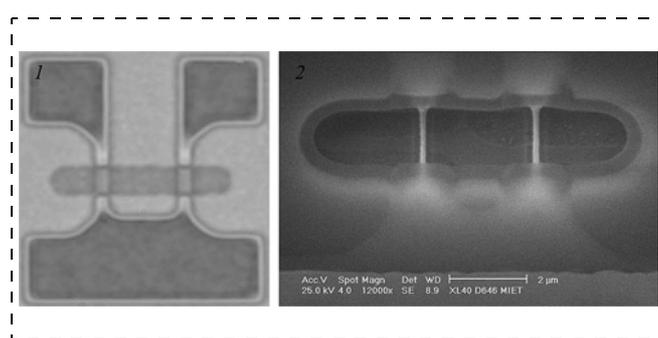
На полученных структурах определялась чувствительность к рН по напряжению и току. На рис. 2 представлена зависимость изменения порогового напряжения ISFET ( $V_T$ ) от значений рН тестовых растворов для двух типов конструкций. В качестве затвора был использован золотой электрод сравнения.

Наклон характеристик дву- и одномерной наноструктур составил соответственно 39 мВ/рН и 41,8 мВ/рН. В идеальных условиях чувствительность структуры к рН согласно теоретическим данным составляет 59 мВ/рН.

На рис. 3 представлен график относительной чувствительности по току к рН для двух типов конструкций ISFET.



**Рис. 3. График относительной чувствительности по току**



**Рис. 4.**  
 1 — оптическое изображение элемента, выполненного на основе двух нанопроволок *n*- и *p*-типа; 2 — РЭМ изображение элемента, выполненного на основе двух нанопроволок *n*- и *p*-типа

Преимущество одномерных структур по сравнению с двумерными по отношению к рН-чувствительности по напряжению составляет 7 %, по току — 25 %.

В целях определения влияния поверхности чувствительного элемента к рН поверхность наноструктур была силинирована АРТЕС ((3-аминопропил)-триэтоксисилан) [1].

АРТЕС был выбран как один из наиболее широко используемых линкеров для ковалентной иммобилизации биомолекул на поверхность оксида кремния.

После силинизации чувствительность структур к рН составила порядка 10 мВ/рН. Снижение рН-чувствительности элемента после силинизации АРТЕС может объясняться формированием сложной поверхности, которая состоит из двух функциональных групп Si—ОН и аминогрупп NH<sub>2</sub>, в результате чего меняется буферная емкость поверхности [2]. Чувствительность к рН сильно зависит от свойств и морфологии поверхности сенсорного элемента вследствие изменения природы и числа групп, участвующих в протолитических реакциях.

Рабочие характеристики биосенсоров зависят от условий среды: буферной емкости, ионной силы раствора и рН [3]. Поэтому возникает необходимость исключить влияние внешней среды на работу устройства. Так, после силинизации чувствительность структур к рН была сведена к минимуму.

В целях создания датчика относительного изменения значения рН с высокой чувствительностью были исследованы нанопроволочные элементы на основе двух нанопроволок *n*- и *p*-типа ("инвертор"), выполненные на КНИ-структурах и поликремнии (рис. 4). На рис. 5

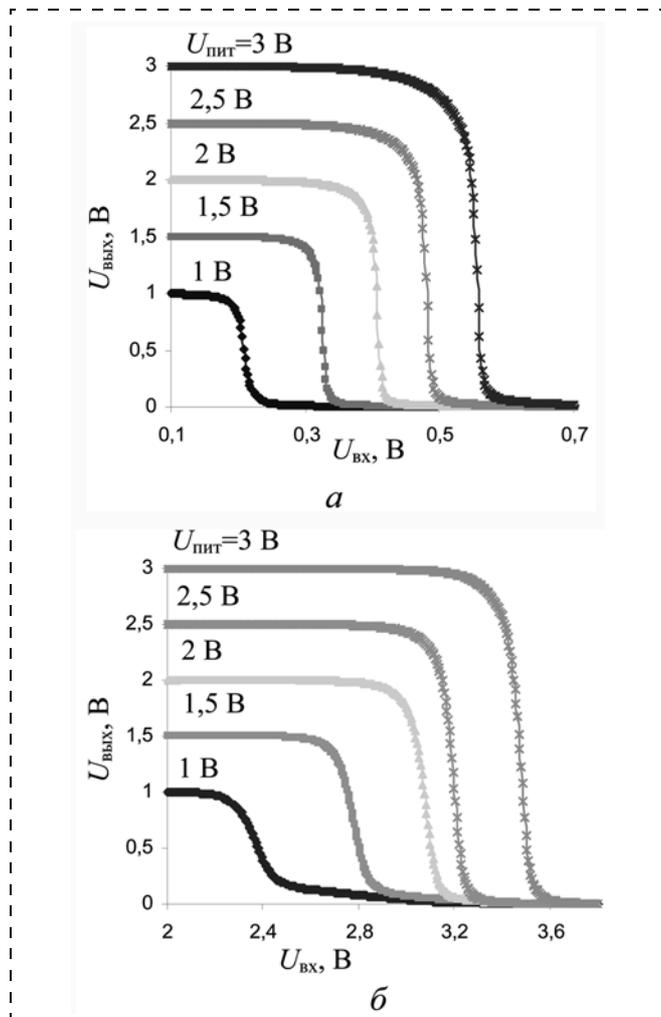


Рис. 5. Передаточная характеристика "инвертора", выполненного на структурах КНИ (а), поликремнии (б)

представлены передаточные характеристики "инверторов" с вариацией по напряжению питания.

Коэффициент усиления "инвертора" составил для КНИ-структур от 30...150, для структур, выполненных на поликремнии, — 5...30. Коэффициент усиления можно варьировать напряжением питания для достижения максимального значения. Максимальная чувствительность для данных структур к рН достигает 5 В/рН.

Коэффициент усиления  $K$  "инвертора" зависит от молярности раствора (рис. 6). Максимальная чувствительность к рН исследуемых структур будет достигаться при

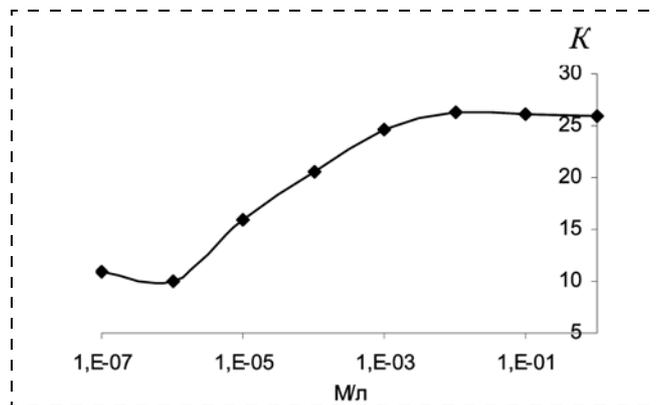


Рис. 6. Зависимость коэффициента усиления  $K$  от молярности раствора

молярности раствора, равной  $10^{-2}$  М. Таким образом, сенсорный элемент на основе двух нанопроволок  $n$ - и  $p$ -типа может быть использован и в качестве датчика определения молярности растворов.

Исследования кремниевых наноструктур, используемых в качестве рН-чувствительных элементов, показали перспективность их применения в сложных аналитических микросистемах "лаборатория на чипе". Миниатюризация сенсоров открывает возможность для изучения распределения градиента рН по активной поверхности или даже в микрообъемах вплоть до клетки [4, 5]. Высокая чувствительность датчика относительного изменения концентрации  $[H^+]$  имеет большое значение для контроля протекания биохимических реакций, а формирование нанопроволочных систем на поликремнии позволит значительно снизить стоимость приборов.

При проведении экспериментальных исследований использовалось оборудование ЦКП "Функциональный контроль и диагностика микро- и наносистемной техники" на базе НПК "Технологический центр": измерительная система Agilent Technologies HP 4145A.

#### Список литературы

1. Ulman A. An Introduction to Ultrathin Organic Films from Langmuir Blodgett to Self-assembly // IEEE Transistors. 1991. Vol. 37. P. 56–62.
2. Morral S. W., Leyden D. E. Surfaces and Interfaces Symposium // Science. 1996. Vol. 1. P. 45–55.
3. Bergveld P. Biosensors and Bioelectronics // IEEE Transistors. 1995. Vol. 10. P. 37–44.
4. Bergveld P., Sibbald A. Analytical and Biomedical Application of Ion-selective Field-effect Transistors // Elsevier Science Publishers. 1988. Vol. 12. P. 47–51.
5. Bashir R. Miniaturisation for chemistry, biology and bioengineering // Sensors and Actuators. 2009. Vol. 9. P. 21–27.

И. А. Козин, электроник,  
 А. В. Постников, ст. науч. сотр.,  
 О. В. Морозов, ст. науч. сотр.,  
 Ярославский филиал Учреждения Российской  
 академии наук  
 Физико-технологического института РАН,  
 г. Ярославль,  
 e-mail: KozinIlya.Yar@gmail.com

## ИССЛЕДОВАНИЕ ДИНАМИКИ МИКРОЭЛЕКТРОМЕХАНИЧЕСКИХ УСТРОЙСТВ С НАНЕСЕННОЙ МЕТАЛЛИЗАЦИЕЙ

Поступила в редакцию 04.10.2011

Исследуется влияние тонкой пленки алюминия 0,3 мкм на динамические характеристики микроэлектромеханического устройства с двумя вращательными степенями свободы. Определены собственные частоты и добротности механической колебательной системы устройства. В работе обнаружено влияние способа крепления устройства к механической системе возбуждения. Показано, что добротность устройства с металлизацией достигает 15–20 тысяч, что достаточно для работы прибора в приложениях, и позволяет сократить число технологических операций при изготовлении.

**Ключевые слова:** микроэлектромеханическое устройство, металлизация, добротность, крепление устройства, потери энергии микроэлектромеханического устройства

Одним из основных процессов технологии изготовления микроэлектромеханических устройств (ММУ) является плазменное травление кремния в Бош-процессе [1]. Использование слоя алюминия в качестве маски для травления кремния позволяет сократить число операций при изготовлении ММУ, что упрощает процесс изготовления. Кроме того, металлическая маска после формирования ММУ в процессе глубокого травления является контактной площадкой для разводки проводников. Металл, остающийся на поверхности прибора, может вносить неконтролируемые механические напряжения в прибор и ухудшать добротность колебательной системы ММУ [2]. Цель данной работы — исследование влияния тонких (0,3 мкм) слоев алюминия на резонансную частоту и добротность колебательной системы ММУ с двумя степенями свободы.

ММУ выполнено в объеме монокристаллической кремниевой пластины с использованием глубокого плазменного травления. ММУ (рис. 1) состоит из внутренней

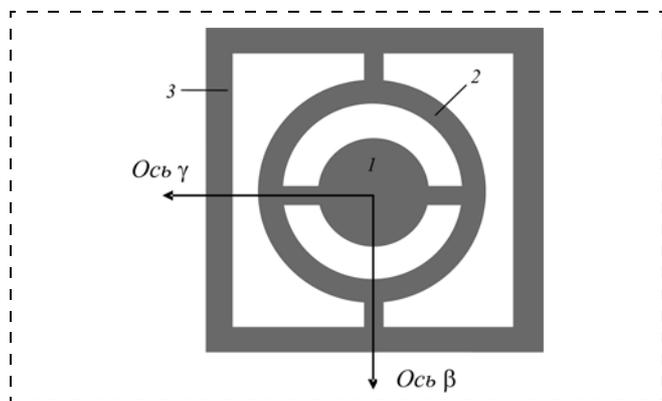


Рис. 1. Схема ММУ

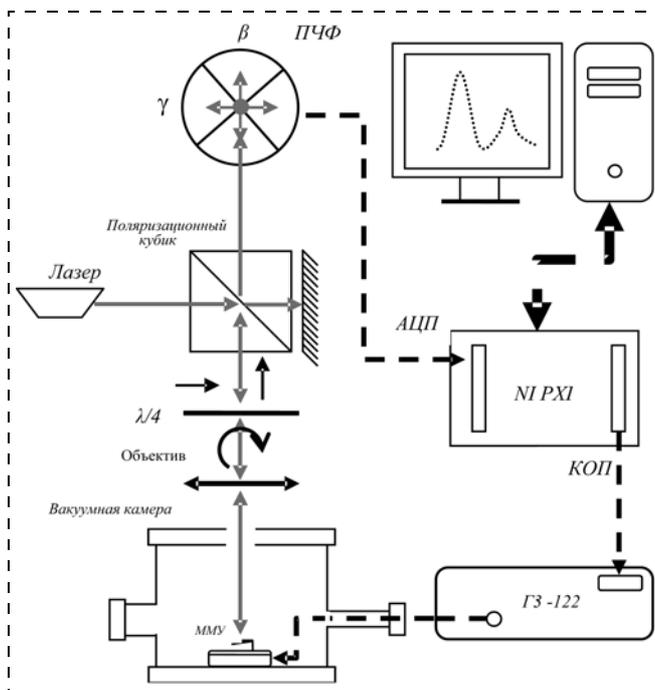


Рис. 2. Экспериментальная установка

подвижной массы 1, подвижного кольца 2 и основания 3. Масса, кольцо и основание соединены друг с другом посредством двух взаимно перпендикулярных пар торсионных подвесов прямоугольного сечения. Расположение подвесов обеспечивает две вращательные степени свободы. Вращение подвижной массы 1 вокруг оси  $\gamma$  и вращение кольца 2 вокруг оси  $\beta$  соответственно. Верхняя поверхность торсионных подвесов покрывается слоем алюминия.

На рис. 2 изображена экспериментальная установка для регистрации колебаний подвижных элементов ММУ. Образец, закрепленный на пьезоэлементе, помещен в вакуумную камеру. На пьезоэлемент подается синусоидальное напряжение от прецизионного генератора ГЗ-122 (дискретность задания частоты 0,001 Гц, погрешность  $\pm 5 \cdot 10^{-5} \%$ ). Луч лазера фокусируется на поверхность подвижной массы, колебания которой вызывают отклонение отраженного луча, это отклонение фиксирует четырехсекторный позиционно-чувствительный фотоприемник (ПЧФ). Выходной сигнал фотоприемника формируется дифференциальными усилителями для каждой пары ПЧФ. Ширина полосы пропускания усилителей — 1 МГц. Фотоприемник устанавливается таким образом, чтобы отраженный луч точно падал в перекрестие границы секторов и одинаково освещал каждую из диагональных пар фотодиода. Контроль положения профиля массы ПЧФ осуществляется по измеряемым уровням выходных сигналов фотоприемника, двум сигналам, соответствующим разнице диагональных пар и сигналу суммы четырех секторов фотодиода. Минимальный обнаружимый угол, получаемый с применением данной методики регистрации углового отклонения, составил  $0,01^\circ$ . Автоматизация процесса сбора данных и управления генератором осуществляется с помощью модульной платформы PXI-1033 National Instruments и программного обеспечения, написанного в среде графического языка программирования LabView. Управление генератором ГЗ-122 выполняется с помощью контроллера КОП, установленного в платформе PXI. Сбор данных с ПЧФ происходит по трем ка-

налам с помощью карты АЦП с частотой дискретизации 250 кГц и разрядностью 12 бит.

Исследуемые ММУ устанавливали на механическую колебательную систему. Она представляет собой источник возбуждения колебаний — пьезоэлемент с жестко закрепленным фольгированным стеклотекстолитом. ММУ закрепляется на стеклотекстолите посредством упругих металлических держателей. В материале стеклотекстолита выполнено технологическое отверстие глубиной 1,5 мм, шириной 5 мм и длиной 7 мм. ММУ располагается на стеклотекстолите таким образом, чтобы его подвижные элементы находились в отверстии. Такая установка образца требуется для уменьшения эффекта сжатия воздушной пленки в зазоре между поверхностью пьезоэлемента и ММУ. Если в зазоре между двумя параллельными поверхностями находится воздух и этот зазор мал по сравнению с размерами поверхностей, то при движении поверхностей навстречу друг другу воздух в зазоре будет сжиматься и выдавливаться из зазора, оказывая сопротивление движению. Таким образом, при большом воздушном зазоре не будут происходить потери энергии на сжатие воздушной пленки, и как следствие — увеличение добротности механической колебательной системы.

ММУ помещали в вакуумную камеру. Рабочий объем камеры — 1 литр. Вакуумная камера соединена с ресивером объемом 10 литров. Измерения проводились при давлении 10 Па. Откачка выполнялась форвакуумными и турбомолекулярными насосами. Давление в камере контролировал датчик Пирани (погрешность  $\pm 30\%$ ). Время съема резонансной кривой составляло приблизительно 20 мин. Во время съема резонансной кривой давление изменялось не более чем на 1 Па. Влияние изменения давления в камере в диапазоне 1...100 Па на доб-

ротность механических колебаний и собственных частот для данного ММУ незначительно.

В настоящей работе исследуются резонансные характеристики ММУ до нанесения металлизации на поверхность ММУ и после. На рис. 3, а, б представлены амплитудно-частотные характеристики колебаний ММУ. Наблюдаются две резонансные частоты, соответствующие двум осям колебаний  $\gamma$  и  $\beta$ . Разность резонансных частот задается конструктивно разной длиной торсионных подвесов. До нанесения слоя алюминия результаты измерений показали, что для всех тестируемых образцов значения добротностей для оси колебания  $\gamma$  лежат в диапазоне значений 3300...8500, для оси  $\beta$  — 4100...7500. Значения резонансных частот для оси  $\gamma$  — 4282,55...4302,58 Гц,  $\Delta F_r = 20,03$  Гц, для оси  $\beta$  — 4323,54...4349,42 Гц,  $\Delta F_r = 25,88$  Гц, соответственно. После нанесения тонкого слоя алюминия (0,3 мкм) на поверхность ММУ (рис. 3, а, б) значения добротностей для всех приборов для оси колебания  $\gamma$  лежат в диапазоне значений от 5000 до 6200, для оси  $\beta$  — от 3800 до 5900. Значения резонансных частот для оси  $\gamma$  — 4284,22...4303,23 Гц,  $\Delta F_r = 19,01$  Гц, для оси  $\beta$  — 4324,55...4350,7 Гц,  $\Delta F_r = 26,15$  Гц. Значения резонансных частот и добротности  $Q$  до и после нанесения металлизации для трех образцов представлены в таблице. Таким образом, из экспериментально полученных данных видно, что металлизация поверхности ММУ незначительно повлияла на изменение добротности и резонансных частот.

Проведение повторных измерений амплитудно-частотных характеристик ММУ показало, что наблюдается различие вычисленных значений  $Q$  и резонансных частот для всех тестируемых устройств до и после нанесения металлизации. Изменение значений добротностей колебаний, соответствующее осям  $\gamma$  и  $\beta$ , составляет 80 %, когда максимальная ошибка определения добротностей  $\pm 3\%$ . Значения резонансных частот колебаний для двух осей изменяются примерно на 1,3 Гц при допустимой ошибке  $\pm 0,05$  Гц.

Разброс значений добротностей и резонансных частот может быть отнесен за счет различных значений потери энергии через основание ММУ [3], вследствие отсутствия контроля жесткости прижима образца. Так как жесткость крепления образца определяет основной механизм рассеяния данной колебательной системы, вследствие того, что отсутствуют другие источники потерь энергии, такие как молекулярное и вязкостное демпфирование, рассеяние, связанное с эффектом сжатия пленки. Отсутствие воспроизводимости механической колебательной системы пьезоэлемент—стеклотекстолит—держатели—ММУ является причиной такого разброса значений от эксперимента к эксперименту. Таким образом, для уменьшения потери энергии через основание и воспроизводимости колебательной системы было применено более жесткое крепление ММУ. Фиксация образца осуществлялась с помощью сплава Вуда. Сплав Вуда — это

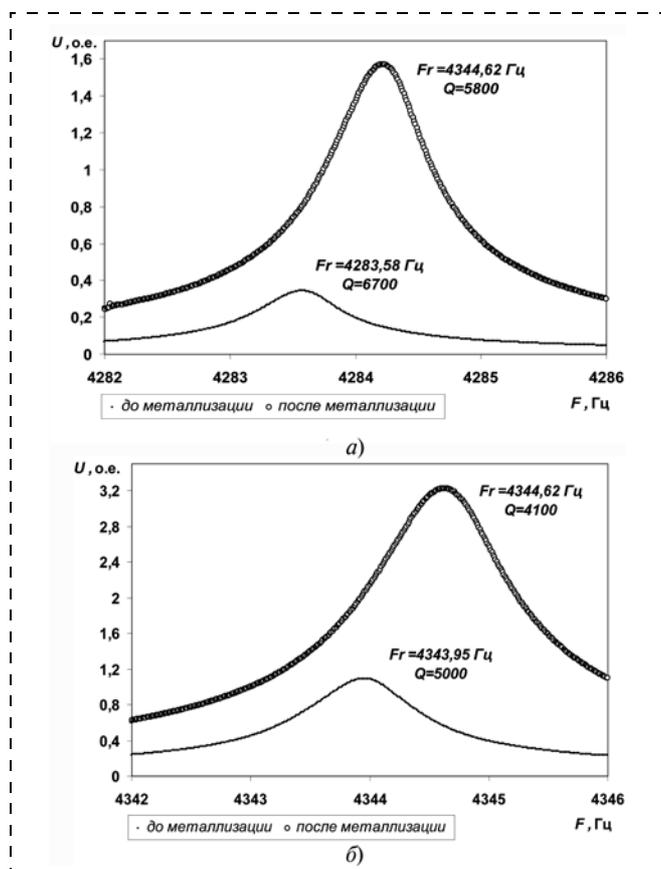


Рис. 3. АЧХ колебаний ММУ: а — для оси  $\gamma$ ; б — для оси  $\beta$

№ образца	$F(\gamma)$ , Гц	$F(\beta)$ , Гц	$\Delta F = F(\beta) - F(\gamma)$ , Гц	$Q(\gamma)$	$Q(\beta)$
До нанесения слоя алюминия (0,3 мкм)					
1	4302,58	4349,42	46,84	7000	4400
2	4288,86	4324,59	35,73	6700	4650
3	4282,55	4343,89	61,34	5800	4100
После нанесения слоя алюминия (0,3 мкм)					
1	4303,23	4350,7	47,47	6150	5300
2	4289,77	4325,4	35,63	6200	4400
3	4284,22	4344,62	60,4	5800	4050

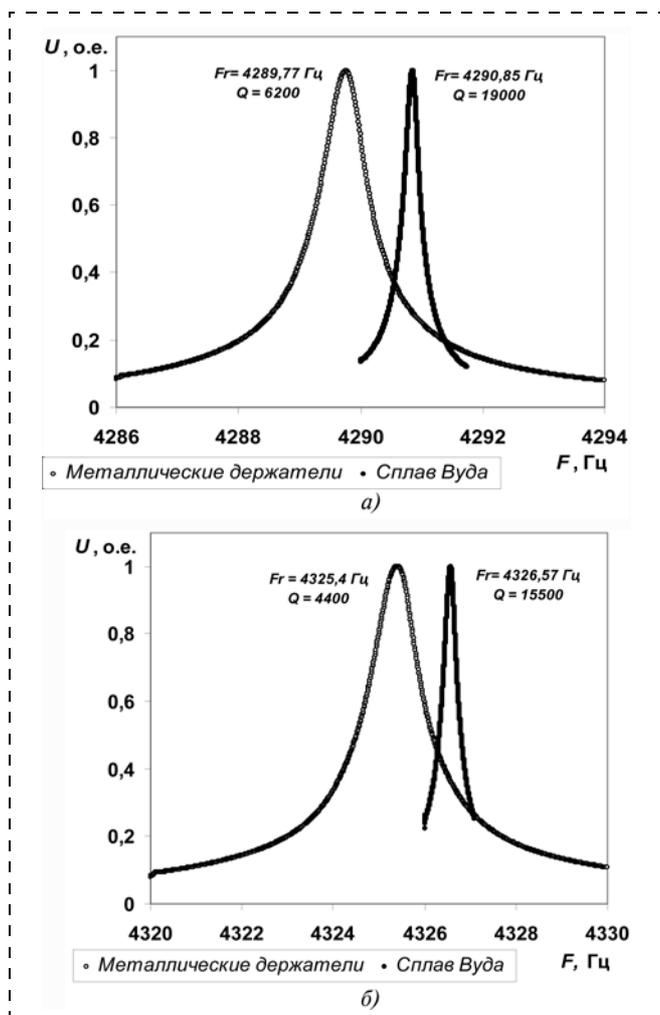


Рис. 4. АЧХ ММУ после нанесения металлизации:  
а — для оси  $\gamma$ ; б — для оси  $\beta$

тяжелый легкоплавкий сплав, температура плавления 68,5 °С. Состав: олово — 12,5 %, свинец — 25 %; висмут — 50 %; кадмий — 12,5 %. Обладает достаточно хорошей ад-

гезией к меди и плохой к кремнию. Образец был зафиксирован на четырех точках. Сплав Вуда припаялся к медной фольге, а затем с помощью горячего воздуха образец вдавливался в объем сплава. Таким образом получалось жесткое механическое крепление.

Результаты экспериментов показали, что добротности колебаний подвижных элементов ММУ при использовании более жесткого типа крепления для оси  $\gamma$  увеличились на 420 %, для оси  $\beta$  — на 330 %.

На рис. 4, а, б показаны амплитудно-частотные характеристики ММУ после металлизации при различных способах крепления образца с помощью механических держателей и сплава Вуда. Повторные эксперименты показали, что вычисленные значения добротностей не повторяются. Определение резонансных частот стало более точным, отсутствует большой разброс значений.

Таким образом, применение жесткого крепления ММУ позволило уменьшить рассеивание энергии через основание ММУ и тем самым значительно увеличить добротность механической колебательной системы. Отсутствие повторяемости добротности говорит о невоспроизводимости колебательной системы пьезоэлемент—сплав—ММУ и требует других методов возбуждения колебаний ММУ. Полученные экспериментальные значения добротности порядка 19 000 для оси  $\gamma$  и 15 500 для оси  $\beta$  достаточно для корректной работы данного микромеханического устройства. Из проведенных исследований следует, что нанесение слоя алюминия (0,3 мкм) незначительно изменяет добротность колебательной системы ММУ и, следовательно, позволяет изготавливать приборы с достаточным для работы значением добротности (15 000—20 000) при сокращении технологических стадий.

#### Список литературы

1. Laermer F., Urban A. Challenges, developments and application of silicon deep reactive ion etching. // *Microelectronic Engineering*. 2003. Vol. 67—68. P. 349—355.
2. Sosale G., Das K., Frechette L., Vengallatore S. Controlling damping and quality factors of silicon microcantilevers by selective metallization // *Journal of Micromechanics and Microengineering*. 2011. Vol. 21.
3. Trusov A., Schofield A., Shkel A. A substrate energy dissipation mechanism in in-phase and anti-phase micromachined z-axis vibratory gyroscopes. // *Journal of Micromechanics and Microengineering*. 2008. Vol. 18.

УДК 621.3.049

И. В. Уваров, мл. науч. сотр.,  
В. В. Наумов, ст. науч. сотр.,  
М. К. Аминов, вед. электроник,  
А. Н. Куприянов, мл. науч. сотр.,  
И. И. Амиров, д-р физ.-мат. наук, зам. дир-ра  
Ярославский филиал Учреждения Российской  
академии наук Физико-технологического института  
РАН, г. Ярославль,  
e-mail: ilnik88@mail.ru

## ИССЛЕДОВАНИЕ РЕЗОНАНСНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МИКРО- И НАНОБАЛОК

Поступила в редакцию 04.10.2011

Исследуются резонансные характеристики трехслойных металлических микро- и нанобалок толщиной от 60 до 180 нм.

*Колебания балок возбуждаются электростатически, регистрация колебаний осуществляется оптическим методом. Получены зависимости резонансных частот балок от геометрических параметров балок. Выполнено сравнение экспериментальных данных с результатами аналитических расчетов и численного моделирования.*

**Ключевые слова:** металлические микро- и нанобалки, многослойные балки, электростатическое возбуждение, резонансная частота

#### Введение

Балочные структуры — простейшие элементы микро- и наномеханических устройств. Область их применения чрезвычайно широка и продолжает расширяться. Малая масса и высокая резонансная частота позволяют использовать их в качестве высокочувствительных частотных сенсоров массы [1], а нанесение на поверхность балок особых слоев способно сделать их чувствительными только к определенным частицам [2]. Возможность соз-

дания балок с перестраиваемой в широких пределах резонансной частотой позволяет использовать их в качестве фильтрующих элементов при обработке сигналов [3]. На основе микробалок изготавливают различные ВЧ-переключатели, отличающиеся малыми габаритными размерами и низким энергопотреблением [4].

В современных устройствах важную роль играют резонансные свойства балок. Регистрация адсорбированных балкой частиц зачастую осуществляется по сдвигу резонансной частоты. Для многих применений, например в микромеханических фильтрах, требуется изготовление микро- и нанобалок с заданными резонансными свойствами. Уменьшение размеров балок влечет за собой рост их резонансных частот и позволяет повышать чувствительность балочных сенсоров. Однако с уходом в наноразмеры возникают проблемы, связанные с технологией изготовления таких устройств. Остаточные напряжения в тонкопленочных материалах приводят к деформации микро- и нанобалок. Один из путей решения данной проблемы — изготовление многослойных структур. В данной работе приведены результаты исследования резонансных свойств трехслойных металлических микро- и нанобалок.

### Изготовленные образцы и измерительный стенд

В ЯФ ФТИАН были изготовлены образцы, представляющие собой металлические опорные площадки (три слоя металла:  $x$  (нм) — Cr;  $10x$  — Al;  $x$  — Cr), выполненные на окисленной кремниевой подложке магнетронным распылением. По краям опорных площадок расположены балки размерами  $20 \times 2$ ;  $40 \times 2$ ;  $20 \times 4$ ;  $40 \times 4$ ;  $20 \times 6$  и  $40 \times 6$  мкм (длина  $\times$  ширина). При изготовлении балочных структур жертвенным слоем служил слой аморфного кремния толщиной 1 мкм. Были изготовлены образцы с общей толщиной слоев металлов 60 ( $x = 5$ ), 120 ( $x = 10$ ) и 180 ( $x = 15$ ) нм. На рис. 1 изображены балки размерами  $20 \times 4 \times 0,06$  мкм.

Резонансные характеристики балок измеряли с помощью собранного в ЯФ ФТИАН оптического стенда, принцип работы которого показан на рис. 2. Луч гелий-неонового лазера 1 с длиной волны 628 нм фокусировался  $40\times$  объективом на поверхность балки 2. Отраженный от поверхности луч попадал на позиционно-чувствительный фотоприемник (ФП) 3. Основной эле-

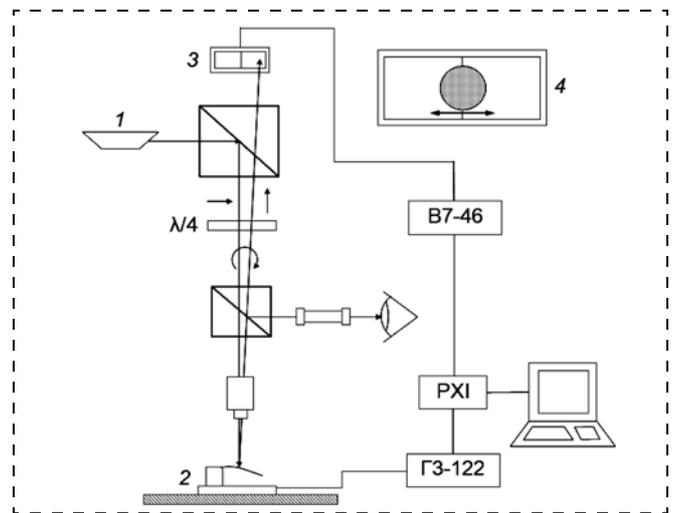


Рис. 2.

мент ФП — двухсекторный фотодиод 4. Сигналы с секторов фотодиода поступали на дифференциальный усилитель, так формировался выходной сигнал ФП.

Возбуждение колебаний балки осуществлялось подачей переменной разности потенциалов с помощью прецизионного генератора ГЗ-122 на металлическую площадку образца и на кремниевую подложку. Сигнал с выхода ФП поступал на вольтметр В7-46. Приборами ГЗ-122 и В7-46 управлял персональный компьютер через интерфейс КОП (канал общего пользования) с помощью модульной платформы PXI National Instruments и программного обеспечения, написанного в среде LabView. Был обеспечен автоматический съем резонансной кривой образца в заданном интервале частот с заданным шагом по частоте (максимальный диапазон частот — от 0 до 1 МГц, минимальный шаг по частоте — 0,001 Гц). По резонансной кривой определялись резонансные частоты балки. Измерения проводили в воздухе при нормальных условиях. Резонансная кривая балки размерами  $40 \times 4 \times 0,18$  мкм, снятая с шагом 1 кГц при амплитуде возбуждения 15 В, показана на рис. 3.

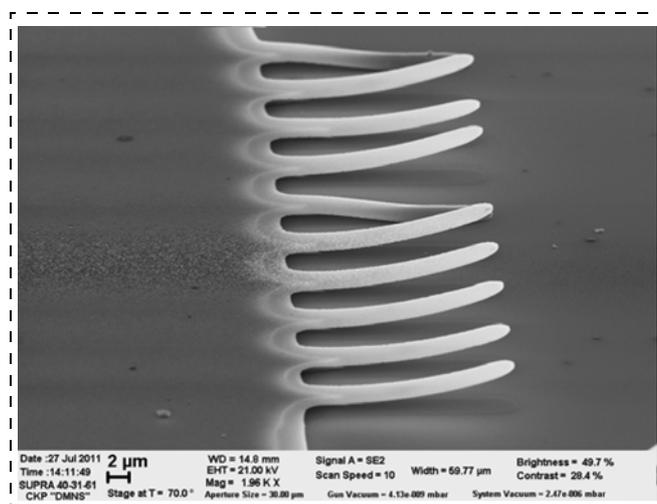


Рис. 1.

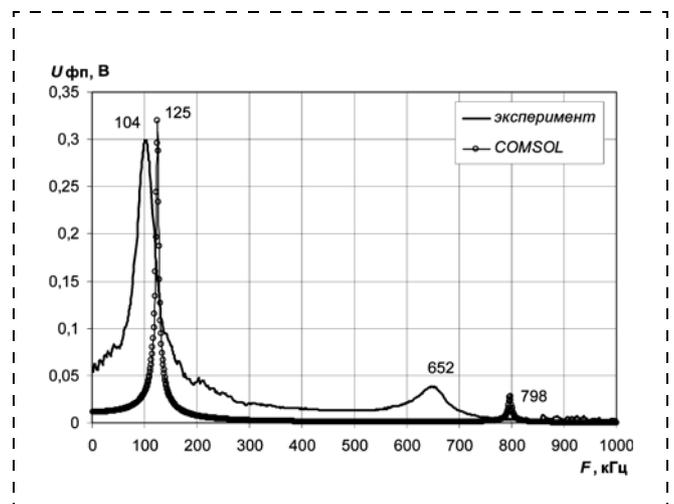


Рис. 3.

## Аналитический расчет

Резонансные частоты изгибных колебаний балки, имеющей длину  $L$ , ширину  $w$ , толщину  $t$  и состоящей в направлении оси  $z$  (по толщине) из  $N$  слоев с толщинами  $t_i$ , плотностями  $\rho_i$  и модулями Юнга  $E_i$ , без учета демпфирования задаются выражением [5]

$$f_n = \frac{\omega_n}{2\pi} = \frac{k_n^2}{2\pi L^2} \left( \frac{\int E(z-z_0)^2 dz}{\sum_{i=1}^N (t_i \rho_i)} \right)^{1/2}, \quad (1)$$

где  $k_n$  — соответствующая  $n$ -й частоте постоянная ( $k_n \approx 1,8751, 4,6941, 7,8548, \dots$ ),  $z_0$  — положение нейтральной оси, т. е. линии, которая не меняет свою длину при изгибе балки. В нашем случае балка состояла из трех слоев (нм): ( $0 < z < x$ ) — Cr; ( $x < z < 11x$ ) — Al; ( $11x < z < 12x$ ) — Cr;  $t = 12x$  нм,  $z_0 = 6x$ . Используя эти данные, выражение (1) можно привести к виду

$$f_n = \frac{k_n^2}{24\pi L^2} t \left( \frac{91 E_{Cr} + 125 E_{Al}}{3(\rho_{Cr} + 5\rho_{Al})} \right)^{1/2}. \quad (2)$$

Выражение (2) было использовано для расчета собственных частот исследуемых балок (использовались значения  $E_{Cr} = 279$  ГПа,  $\rho_{Cr} = 7150$  кг/м<sup>3</sup>,  $E_{Al} = 70$  ГПа,  $\rho_{Al} = 2700$  кг/м<sup>3</sup>,  $x = 5, 10, 15$  нм).

## Компьютерное моделирование

Колебания балок исследовали в воздухе при атмосферном давлении, поэтому необходимо было учитывать влияние воздушного демпфирования на резонансные характеристики балок. Режим, в котором находится исследуемая система, можно определить, рассчитав число Кнудсена [6]

$$Kn = \frac{\lambda}{w}, \quad (3)$$

где  $\lambda$  — длина свободного пробега молекул газа;  $w$  — ширина балки. При длине свободного пробега молекул воздуха 70 нм (атмосферное давление) и ширине балки 2 мкм значение  $Kn \approx 0,03$ . Поэтому полагалось, что исследуемая система находится в вязкостном режиме (*viscous damping*) — затухание в системе обусловлено силами, действующими на движущуюся балку со стороны вязкой среды. В данном случае для нахождения сил, действующих на балку со стороны воздуха, необходимо решать уравнения Навье—Стокса и непрерывности [7]:

$$\rho_{gas} \left( \frac{\partial U}{\partial t} + (U \nabla) U \right) = -\nabla p + \eta \nabla^2 U + \frac{\eta}{3} \nabla(\nabla U); \quad (4)$$

$$\frac{\partial \rho_m}{\partial t} + \nabla(\rho_m U) = 0, \quad (5)$$

где  $\rho_{gas}$  и  $\eta$  — плотность и вязкость газа;  $U$  — скорость течения газа;  $p$  — давление;  $\nabla$  — оператор набла. Для решения этих уравнений была использована программа COMSOL Multiphysics (метод конечных элементов).

При моделировании в COMSOL задавалась идеальная форма балки — балка трехслойная, плоская, с прямоугольными краями. Изготовленные балки имели изогнутую форму (см. рис. 1), поэтому при моделировании в качестве значения воздушного зазора между балкой и

подложкой выбиралось среднее по длине изготовленных балок значение воздушного зазора, которое составляло около 3 мкм. На рис. 3 показана резонансная кривая, полученная моделированием в COMSOL при давлении воздуха 1 атм и воздушном зазоре 3 мкм. Видно, что экспериментально полученная и смоделированная резонансные кривые качественно схожи.

## Анализ полученных данных

На рис. 4 изображены зависимости 1-й и 2-й резонансных частот ( $f_1$  и  $f_2$ ) балок размерами  $40 \times 4$  мкм от толщины балки. Несмотря на то, что формула (1) не учитывает влияние воздушного демпфирования на резонансные частоты балок, значения резонансных частот, рассчитанные теоретически, не сильно отличались от значений, полученных в COMSOL. В работе [8] было показано, что в исследуемом режиме воздушное демпфирование не сильно влияет на резонансные частоты балок. Тем не менее, экспериментально полученные значения резонансных частот лежали, как правило, ниже соответствующих теоретических значений.

Согласно выражению (2), резонансные частоты балок должны линейно зависеть от величины  $t/L^2$ . Зависимости, полученные для 1-й и 2-й резонансных частот с помощью (2), а также экспериментальные данные, показаны на рис. 5. Экспериментальные данные хорошо ложились на теоретическую прямую в случае 1-й резонансной частоты. В случае 2-й резонансной частоты экспериментальные данные лежали ниже теоретической прямой.

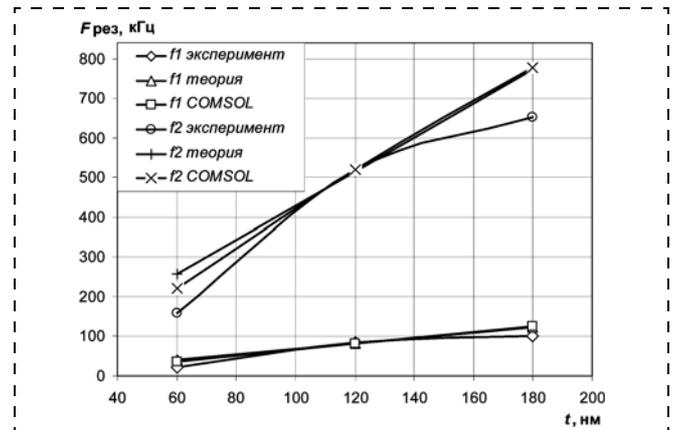


Рис. 4.

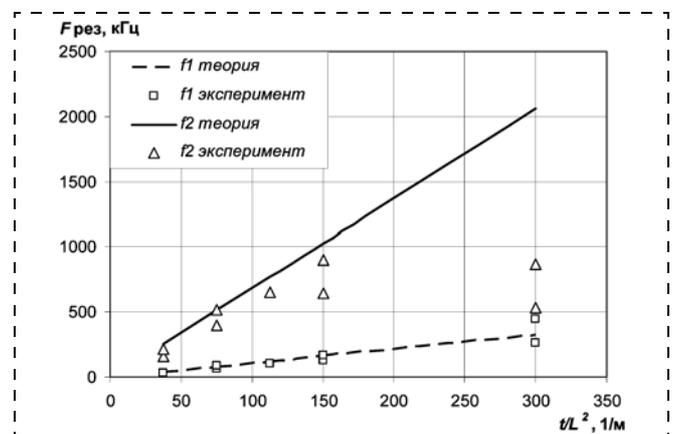


Рис. 5.

Расхождение экспериментальных данных с предсказаниями теории могло быть связано с несколькими эффектами, неучтенными в теоретических расчетах и в модели. Во-первых, балки приобрели изогнутую форму при освобождении внутренних напряжений в слоях металла, возникших в процессе изготовления [9]. Учесть влияние изгиба на резонансные частоты балки можно, задав в модели изогнутую форму балки. Моделирование в COMSOL показало, что подобный изгиб балки увеличивает ее резонансные частоты.

Во-вторых, изготовленные балки имели в местах крепления к опорной площадке непрямоугольные края. Неидеальное крепление балки к опорной площадке снижало резонансные частоты поперечных (изгибных) колебаний. Этот эффект рассмотрен в работе [10] с использованием моделирования методом конечных элементов.

В-третьих, в процессе изготовления жертвенный слой был удален не только из-под балок, но и частично из-под опорной площадки. Подтравы опорной площадки также снижали резонансные частоты, так как фактически увеличивали длину балок [10].

В-четвертых, рентгеновский энергодисперсионный анализ (анализатор INCA Energy) показал, что на поверхности балок содержание хрома было ниже, чем на поверхности опорных площадок. Это было связано с тем, что в процессе изготовления произошло частичное травление хрома с поверхности балок. По этой причине толщина изготовленных балок отличалась от номинальной, что снижало резонансные частоты балок (см. формулу (1)).

## Заключение

В работе были рассмотрены резонансные характеристики трехслойных металлических балок толщиной от 60 до 180 нм. Была исследована зависимость 1-й и 2-й резонансных частот балок от толщины. Изготовленные балки имели, как правило, более низкие резонансные частоты, чем было предсказано теорией. Это связано с тем, что форма изготовленных балок отличалась от иде-

альной: изогнутая форма балок, неидеальное крепление к опорной площадке, подтравы опорной площадки, а также частичное травление хрома с поверхности балок. Был выявлен характер влияния этих факторов на резонансные частоты. Точные количественные оценки сложно получить аналитически, требуется тщательное численное моделирование. Полученные в ходе работы данные будут полезны при проведении дальнейшей работы в области микро- и нанорезонаторов.

*Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 10-07-00447-а.*

## Список литературы

1. Datskos P. G., Thundat T., Lavrik N. V. Micro and Nanocantilever Sensors // Encyclopedia of Nanoscience and Nanotechnology. 2004. Vol. 5.
2. Madinei H., Keyvani-Janbahan A., Atashparva M. et al. Modeling of a Bio Sensor Based on Detection of Antigens Concentration Using an Electrically Actuated Micro Cantilever // Sensors & Transducers Journal. 2011. Vol. 125.
3. Wong A.-C., Nguyen C. T.-C. Micromechanical mixer-filters ("mixlers") // Journal of Microelectromechanical Systems. 2004. Vol. 13.
4. Liu A. Q., Tang M., Agarwal A. et al. Low-loss lateral micromachined switches for high frequency applications // Journal of Micromechanics and Microengineering. 2005. Vol. 15.
5. Sandberg R., Svendsen W., Molhave K. et al. Temperature and pressure dependence of resonance in multi-layer microcantilevers. // Journal of Micromechanics and Microengineering. 2005. Vol. 15.
6. Verbridge S. S., Ilic R., Craighead H. G. et al. Size and frequency dependent gas damping of nanomechanical resonators // Applied Physics Letters. 2008. Vol. 93.
7. Senturia S. D. Microsystem Design. Dordrecht: Kluwer Academic Publishers, 2001. 689 p.
8. Уваров И. В., Козин И. А., Амиров И. И. Исследование влияния давления воздуха на динамику чувствительного элемента микромеханических устройств // Вестник ЯрГУ. 2010. № 2.
9. Soma A., Ballestra A. Residual stress measurement method in MEMS microbeams using frequency shift data // Journal of Micromechanics and Microengineering. 2009. Vol. 19.
10. Guillon S., Saya D., Mazon L. et al. Effect of non-ideal clamping shape on the resonance frequencies of silicon nanocantilevers // Nanotechnology. 2011. Vol. 22.

УДК 621.3.049.77.002

**И. В. Прокофьев**, ст. науч. сотр.,  
e-mail: ip\_icnt@mail.ru,

**Р. Д. Тихонов**, канд. техн. наук, ст. науч. сотр.,  
e-mail: r.tikhonov@tcen.ru

ФГБУ НПК "Технологический центр" МИЭТ,  
Москва—Зеленоград

## НАНО- И МИКРОСИСТЕМЫ ДЛЯ МОНИТОРИНГА ПАРАМЕТРОВ ДВИЖЕНИЯ ТРАНСПОРТНЫХ СРЕДСТВ

*Поступила в редакцию 07.10.2011*

*Рассматривается возможность применения МЭМС- и НЭМС-структур для мониторинга параметров движения транспортных средств.*

*Описаны конструкции магнитно-резистивных датчиков, а также магнитные датчики, сопряженные с акселерометрами.*

**Ключевые слова:** магнитный датчик, магниторезистор, АМР

Современная нано- и микросистемная техника позволяет разрабатывать сети маленьких интеллектуальных модулей, способных к конкуренции или сотрудничеству друг с другом для решения задач мониторинга параметров движения транспортных средств и принятия решений при условиях неопределенности посредством процесса согласования решений с другими модулями. Интеллектуальные модули получили в англоязычной литературе название "agent". Главные элементы этих систем — интеллектуальные агенты, которые являются программными объектами, способными к передаче информации друг другу, получению и оценке сообщений.

В подвижных системах автомобильного и авиационного транспорта, где скорость принятия решений является определяющим параметром, такие "multi-agent" системы способны к достижению значительно лучших результатов с точки зрения надежности и отношения производительность/стоимость, чем стандартные централизованные большие системы и структуры. Обработка большого количества информации в централизованных системах и принятие решений по результатам обработки всех данных может происходить за

относительно большое время, за которое подвижная система изменяет свое положение, и принятое решение может не соответствовать текущему моменту, что ограничивает мониторинг транспортных систем. Использование интегрированных магниточувствительных и инерциальных систем в комплексе со спутниковыми навигационными системами требует разработки принципов построения архитектуры связей между агентами.

Принципы построения мультиагентных систем и их конструктивно-технологической реализации на основе нано- и микросистемной техники обсуждаются в публикациях и на конференциях [1, 2].

В интеллектуальной системе первичной является спецификация структуры с точки зрения классов объектов, их свойств, обозначений, сценариев взаимодействия и уровня отношений между объектами. Производительность агентов критически зависит от качества спецификации, поэтому она может изменяться пользователями системы и в некоторых случаях развиваться через внутренние процессы устранения собственных бесполезных компонентов и экспериментирования с новыми.

В виртуальном пространстве программные агенты при необходимости создаются, взаимодействуют друг с другом и уничтожаются, когда заканчивается срок их эксплуатации. Виртуальное пространство — динамическая модель реального мира. Механизм исполнения содержит все алгоритмы и протоколы, требуемые для надлежащего функционирования очень большого числа агентов на большой скорости.

Интерфейс соединяет систему мультиагента с пользователями и с другим программным обеспечением. Интерфейс с другим программным обеспечением основан на международных стандартах, включая XML и COBRA.

Структура мультиагента для подвижного объекта представлена на рис. 1.

Оптимальный путь подвижного объекта рассчитывается с учетом экономичности, времени прохождения, состояния объекта и безопасности движения.

Построение агентов требует совмещения разных технологий. Так, имеются сообщения о биологических агентах [2] и о применении в качестве чувствительных элементов нанотрубок [3].

Серийные технологии изготовления изделий микроэлектронных устройств позволяют создавать сенсоры с применением наноструктур. Разработка методов создания мехатронных устройств прецизионного контроля магнитных полей и их изменения при перемещении объекта основана на создании трехкоординатных преобразователей магнитного поля на наноразмерных пермалловых пленках. Датчики на основе анизотропных магниторезисторов типа АМР имеют преимущественное направление магнитной чувствительности, формируемое внешним магнитным полем при нанесении пленок. Сопротивление полоски резистора зависит от угла между

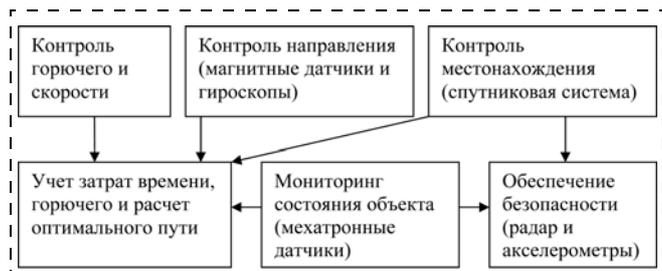


Рис. 1. Структура мультиагента для подвижного объекта

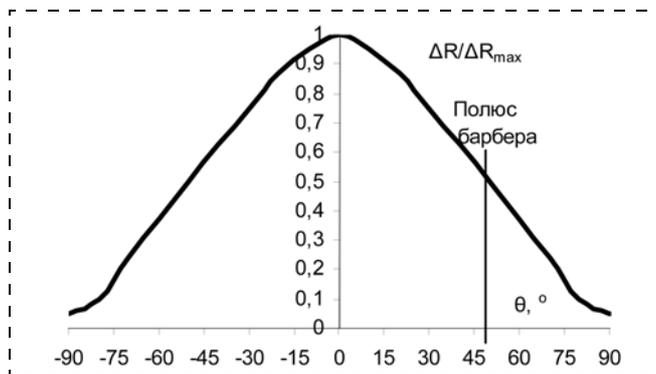


Рис. 2. Изменение сопротивления  $\Delta R$  магниторезистора в зависимости от угла  $\theta$  между первоначальным намагничиванием  $H1$  и направлением электрического тока  $I$

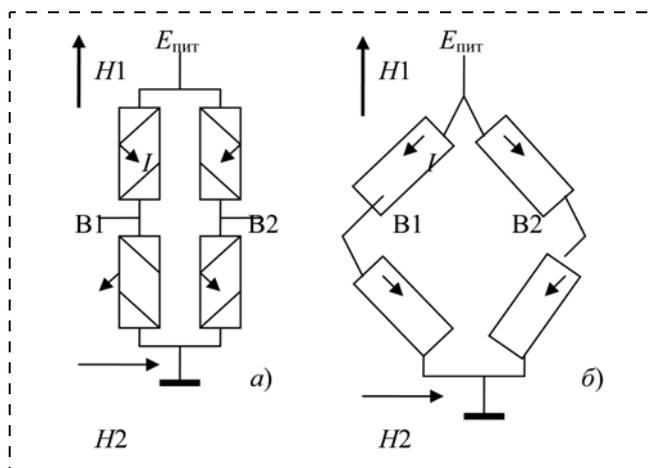


Рис. 3. Электрическая схема включения моста Уитстона на АМР датчиках:

*a* — с полюсом барбера; *б* — с резисторами под углом  $45^\circ$

первоначальным намагничиванием и направлением электрического тока, протекающего в резисторе, как показано на рис. 2.

Для создания двухкоординатных и трехкоординатных датчиков необходимо раздельное нанесение слоев для датчиков по каждой координате с соответствующим направлением оси легкой намагниченности.

Применение полюса барбера — наклонных полосок металлизации с углом  $45^\circ$  относительно направления протекания тока в полоске магниторезистора — позволяет строить мостовые схемы с разным направлением угла разориентации в противостоящих плечах моста Уитстона (рис. 3). Полюс барбера устанавливает рабочую точку на линейном участке, и в зависимости от направления и величины измеряемого магнитного поля происходит положительное или отрицательное изменение сопротивления, т. е. рост или уменьшение сопротивления. Если внешнее магнитное поле увеличивает угол с направлением тока, то сопротивление растет, если поле уменьшает угол с направлением тока, то сопротивление уменьшается.

Ту же самую задачу создания разориентации оси легкой намагничивания и направления протекания тока можно решить при выборе топологии с направлением полосок резисторов под углом  $45^\circ$  относительно направления магнитного поля первоначального намагничивания [4]. При использовании двух мостов с  $45^\circ$ -ным сме-

шением два линейных наклона могут использоваться аддитивным образом. При таком варианте топологии перемена точек подключения источника питания к узлам моста Уитстона позволяет определять магнитное поле ортогональной направленности.

Представляет большой интерес изготовление совмещенных систем определения ориентации магнитного поля и инерциальных систем микрогирископов или акселерометров. Например, система uPoint (Honeywell) [5] позволила увеличить точность определения азимутального угла с 1,0 до 0,5° только за счет комплексирования датчика напряженности магнитного поля и микрогирископа. В сенсорном модуле LSM303DLH фирмы STMicroelectronics используется 3-координатный акселерометр и 3-координатный магнетометр.

Как следует из [6], совместно с магниторезисторами можно изготовить микрогирископы по технологии объемной микромеханики. Но особый интерес представляет возможность изготовления микрогирископа с магнитным считыванием и управлением [7]. Связано это с тем, что обычно применяемый емкостной метод считывания и электростатический способ управления реализуются при малых зазорах между подвижными и неподвижными частями. Для таких структур характерно наличие эффекта залипания. Бесконтактное управление и считывание магнитным полем дает значительно большую свободу разработчику и обеспечивает надежное функционирование прибора. При этом можно использовать энергию постоянных магнитов, реализуемую в конструкции альтернаторов [8].

Современные микрогирископы с емкостными связями разрабатываются для автономных систем [9] для замены систем управления, основанных на GPS, так как микромеханические системы более надежны в условиях, когда спутниковые системы могут быть выведены из строя.

Можно утверждать, что автономные системы, построенные по принципу мультиагентов на магниторезисторах и микрогирископах, имеют важное значение для создания систем контроля и управления подвижными объектами. Согласно прогнозам, в ближайшие годы будет иметь место существенный рост объемов продаж электроники потребительского назначения с улучшенными функциями навигации на местности и улучшенными до интуитивного уровня возможностями пользовательского интерфейса.

#### Список литературы

1. Rzeyski G. On Conceptual Design of Intelligent Mechatronic Systems // Mechatronics. 2003. N 13. P. 1029–1044.
2. Sylvain V., Carole B., Pierre G. Toward a Self-adaptive Multi-Agent System to Control Dynamic Processes // Second International Conference, ICAART 2010, Valencia, Spain, January 22–24, 2010.
3. Юдинцев В. Н. МЭМС-датчики: нанотехнологии наступают // Наука. Технология. Бизнес. 2006. № 8. С. 26–30.
4. Honeywell Sensor Products AN211 / Solid State Electronics Center. URL: www.magneticsensors.com.
5. Honeywell Sensor Products uPoint / Solid State Electronics Center. URL: www.magneticsensors.com.
6. Горнев Е. С., Зайцев Н. А., Равилов М. Ф., Романов И. М., Ранчин С. О. Обзор микрогирископов, сформированных по технологии поверхностной или объемной микромеханики // URL: http://www.microsystems.ru/files/publ/461.htm.
7. Weiping Zh., Zhongrong Zh., Wenyuan Ch., Wu L. Dual-mode anti-magnetic rotor inductive rotating microgyroscope // China Patent 200710042303.
8. Максимов В. С. Генераторы тока на энергии магнитного поля. URL: http://www.electricsite.net
9. DARPA заменит GPS микрогирископом // RUVSA — Russian Unmanned Vehicle Systems Association. URL: http://ruva.com.5.10.2011.

## СИСТЕМЫ НА КРИСТАЛЛЕ

УДК 621.375.4

**О. С. Матвеевко**, канд. техн. наук, мл. науч. сотр.,

**Д. Л. Гнатюк**, мл. науч. сотр.,

e-mail: dgnatyuk@yandex.ru,

**Р. Р. Галиев**, мл. науч. сотр.,

Учреждение Российской академии наук Институт сверхвысокочастотной полупроводниковой электроники РАН, Москва.

### ИНТЕГРИРОВАННЫЕ АНТЕННЫ НА НАНОГЕТЕРОСТРУКТУРАХ АРСЕНИДА ГАЛЛИЯ

Поступила в редакцию 30.09.2011

*В настоящее время наблюдается ускоренное развитие исследований и разработок с технологическим освоением производства малогабаритных СВЧ приборов на основе интегральных активных антенных элементов. Данные устройства лежат в основе систем передачи данных, навигации, связи, а также позволяют создавать разнообразные миниатюрные сенсоры и датчики для систем охранной сигнализации, определения положения и скорости перемещения объектов и т. д.*

*Настоящая работа посвящена разработке активных антенных элементов со встроенными малошумящими усилителями для частот 5 ГГц и 10...12 ГГц на основе PHEMT гетероструктуры с квантовой ямой типа AlGaAs/InGaAs/GaAs.*

**Ключевые слова:** PHEMT, квантовая яма, антенна, малошумящий усилитель

PHEMT-структуры с псевдоморфно напряженной квантовой ямой (КЯ) типа AlGaAs/InGaAs/GaAs обладают большей подвижностью  $\mu_e$  и большей концентрацией  $n_S$  двумерного электронного газа по сравнению с традиционными структурами типа  $n$ -GaAs/ $i$ -GaAs или  $n$ -AlGaAs/GaAs. Они более конструктивно сложные и продуманные и широко применяются в устройствах СВЧ техники. Концентрация и подвижность электронов определяют ток стока транзистора, а толщина широкозонного барьера (расстояние от КЯ до поверхности или затвора транзистора) определяет крутизну вольт-амперной характеристики транзистора.

После проведенных исследований и оптимизации по толщине барьерного слоя  $Al_xGa_{1-x}As$ , уровню  $\delta$ -легирования кремния, составу и ширине канала  $In_yGa_{1-y}As$  нами была выращена приборная гетероструктура, по-

перечное сечение и параметры которой представлены ниже:

$n^+$ GaAs(Si) ( $6 \times 10^{18} \text{ см}^{-3}$ )	43,0 нм
$i$ -Al <sub>0,24</sub> Ga <sub>0,76</sub> As	17,0 нм
$\delta$ - Si	
$i$ -Al <sub>0,24</sub> Ga <sub>0,76</sub> As спейсер	5,2 нм
$i$ -In <sub>0,19</sub> Ga <sub>0,81</sub> As	11,5 нм
$i$ -GaAs буфер 2	0,35 мкм
AlGaAs/GaAs сверхрешетка	26,0 нм
$i$ -GaAs буфер 1	41,0 нм
GaAs substrate (100)	

Электрофизические параметры полученной гетеро-структуры:

- при  $T = 300 \text{ К}$   
подвижность  $\mu_e = 8480 \text{ см}^2/\text{В} \cdot \text{с}$ ;  
концентрация  $n_S = 1,29 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$ ;
- при  $T = 77 \text{ К}$   
подвижность  $\mu_e = 27900 \text{ см}^2/\text{В} \cdot \text{с}$ ;  
концентрация  $n_S = 1,28 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$ .

Нашей задачей являлась разработка активных антенн для частот 5 и 10...12 ГГц. От формы и размеров излучателя антенны зависят диаграмма направленности коэффициента стоячей волны (КСВ) и диапазон принимаемых частот. Длина излучателя обратно пропорциональна резонансной частоте и корню квадратному из диэлектрической проницаемости [1]. Таким образом, высокая диэлектрическая проницаемость материала позволяет уменьшить размеры кристаллов со встроенными антеннами. Мы остановили свой выбор на РНЕМТ-структурах, так как их использование открывает возможность изготавливать интегрированную антенну со встроенным малошумящим усилителем компактных размеров.

Конструкция антенны выбиралась среди решений с возможностью планарной реализации. Мы остановились на антеннах двух типов: антенны типа Вивальди и прямоугольной микрополосковой антенны, каждый тип в двух вариантах: для частот 5 и 10...12 ГГц. Для того чтобы антенный элемент с наибольшей эффективностью передавал падающую электромагнитную волну на усилитель, импедансы антенны и усилителя должны быть комплексно сопряженными. Чтобы не включать отдельную согласующую цепь, мы подбирали импеданс антенны под импеданс усилителя, изменяя параметры микрополосковой линии.

Электромагнитный расчет ожидаемых СВЧ параметров малошумящего усилителя (МШУ) выполнялся в САПР ADS (*Advanced Design System*) с помощью метода Momentum. Для расчета антенных элементов использо-

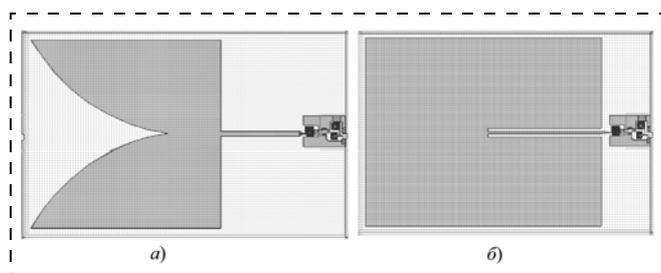


Рис. 1. Топология интегрированных антенных элементов для частоты 5 ГГц:

*a* — антенна типа Вивальди; *б* — прямоугольная антенна

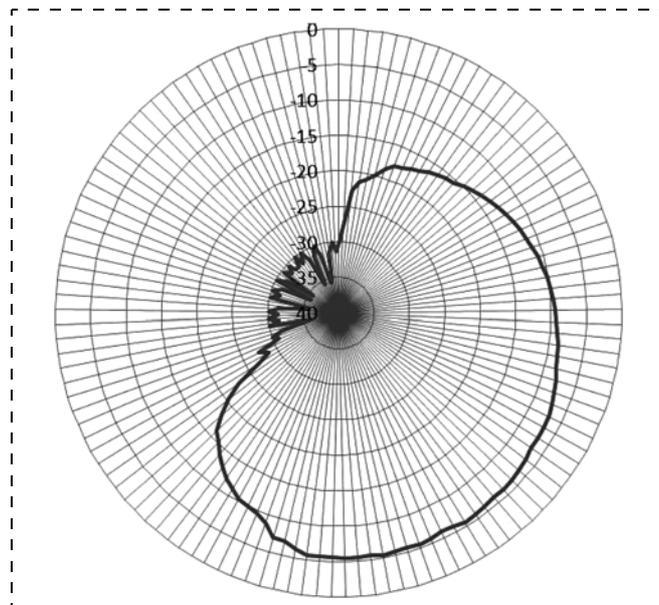


Рис. 2. Измеренная диаграмма направленности прямоугольного антенного элемента

вался метод расчета FEM (*Finite Element Method*). Расчетные характеристики МШУ:

- коэффициент усиления ~18–24 дБ;
- коэффициент шума менее 1 дБ;
- КСВ по входу и по выходу <2 дБ.

Размеры кристаллов антенных элементов с МШУ составили  $6,4 \times 10,1 \text{ мм}$  (антенна типа Вивальди) и  $6,4 \times 5,4 \text{ мм}$  (прямоугольная антенна) для частоты 5 ГГц (рис. 1). Кристаллы для диапазона 10...12 ГГц имеют более компактные размеры:  $1,89 \times 6,77 \text{ мм}$  (антенна типа Вивальди) и  $6,4 \times 9,4 \text{ мм}$  (прямоугольная антенна) [2–4]. Толщина подложки GaAs: 0,6 мм. Потери отражения антенных элементов типа Вивальди: от -20 до -35 дБ в диапазоне 10...12 ГГц и -17 дБ для 5 ГГц; для прямоугольных антенных элементов: от -10 до -15 дБ в диапазоне 10...12 ГГц и -15 дБ для 5 ГГц. Максимальная интенсивность излучения антенных элементов: 0,036 Вт/ср. Максимальное усиление: 0,93.

На данный момент нам удалось измерить характеристики одного антенного элемента — прямоугольного для 5 ГГц. Коэффициент отражения составил около -13 дБ на частоте 5,5 ГГц. Диаграмма направленности представлена на рис. 2.

*Работа выполнена в рамках контракта 01.426.11.0019 от 18 мая 2010 года по заказу Минобрнауки РФ.*

#### Список литературы

1. John Dr., Volakis L. Antenna engineering handbook. New York: The McGraw-Hill Companies, 2007.
2. Мальцев П. П., Федоров Ю. Ф., Матвеев О. С., Гнатюк Д. Л. Топология ИМС "Интегральный антенный элемент со встроенным малошумящим усилителем для диапазона 5 ГГц", регистрационное свидетельство № 2011630058 от 05.05.2011 г.
3. Мальцев П. П., Федоров Ю. Ф., Матвеев О. С., Гнатюк Д. Л. Топология ИМС "Интегральный антенный элемент со встроенным малошумящим усилителем для диапазона 10–12 ГГц", регистрационное свидетельство № 2011630059 от 05.05.2011 г.
4. Федоров Ю. Ф., Гнатюк Д. Л. Топология ИМС "Широкополосный малошумящий усилитель", регистрационное свидетельство № 2011630032 от 04.02.2011 г.

УДК 621.38.049.77

**В. В. Амеличев**<sup>1</sup>, канд. техн. наук, нач. лаб.,  
**Р. О. Гаврилов**<sup>1</sup>, мл. науч. сотр.,  
**С. И. Касаткин**<sup>2</sup>, д-р техн. наук, зав. лаб.,  
**А. А. Резнев**<sup>3</sup>, д-р техн. наук, начальник,  
**И. А. Решетников**<sup>1</sup>, мл. науч. сотр.,  
**А. Н. Сауров**<sup>1</sup>, д-р техн. наук, директор,  
e-mail: avv@tcen.ru

<sup>1</sup> Федеральное государственное бюджетное учреждение  
"Научно-производственный комплекс

"Технологический центр" МИЭТ"

<sup>2</sup> Учреждение Российской академии наук Института  
проблем управления им. В. А. Трапезникова РАН

<sup>3</sup> Государственное учреждение "Войсковая часть 35533"

## ПРОФИЛИРОВАННЫЙ МАГНИТОРЕЗИСТИВНЫЙ МИКРОЧИП БИОСЕНСОРНОГО УСТРОЙСТВА РЕГИСТРАЦИИ МАГНИТНЫХ МЕТОК

Поступила в редакцию 19.10.2011

*Разработана конструкция профилированного магниторезистивного микрочипа биосенсорного устройства регистрации магнитных меток, представляющая собой массив чувствительных элементов, размещенных на кремниевом кристалле. Показан способ организации выборки массива, позволяющий минимизировать необходимое число выводов микрочипа. Разработана сложносоставленная технология, обеспечивающая формирование на одном кристалле тонких мембран, полупроводниковых активных элементов и тонкопленочных магниторезистивных наноструктур.*

**Ключевые слова:** биосенсорное устройство, биоматериал, интегральная технология, магнитная метка, магниторезистивный преобразователь, тонкопленочная структура

Современное развитие важных направлений науки невозможно без средств анализа биологических объектов. В ряде применений этими средствами анализа являются биодатчики на основе магниторезистивной структуры. Это обусловлено такими преимуществами, как отсутствие нагрева, лучшая разрешающая способность и большая помехоустойчивость при анализе биоматериалов, содержащих люминесцирующие и другие виды примесей.

Магниточувствительные методы анализа биологических материалов в клинико-диагностических исследованиях позволяют сформировать сегмент диагностического рынка тестов для массовых быстрых анализов (тестов для скорой помощи "на дому" и тестов для обследования в кабинете врача), тестов, рассматриваемых как альтернатива "сухой иммунохимии" (тест-полоски). Преимущества в этом сегменте рынка обусловлены не только более низкой стоимостью реагентов на основе магнитных наночастиц, содержащих биоспецифические реагенты, но и возможностью в формате биочипа одновременно в микрообразце клинического материала (кровь,

моча, ликвор и т. п.) выявлять маркеры множества заболеваний.

Конструкция биодатчика на основе магниторезистивной наноструктуры включает два преобразователя, один из которых биохимический, а другой — физический, находящихся в тесном контакте друг с другом. Биохимический преобразователь выполняет функцию распознавания, преобразуя информацию о химических связях в магнитный сигнал, а физический — магниторезистивный преобразователь — позволяет зарегистрировать этот сигнал в виде электрического напряжения.

Метод определения биологически опасных объектов (бактерии, вирусы и другие биоматериалы) с помощью магниторезистивных преобразователей известен более десяти лет [1]. В этом методе используются молекулы ДНК, магнитные микрогранулы и высокочувствительные датчики магнитного поля, как правило, на основе магниторезистивных структур с гигантским магниторезистивным эффектом (ГМР). Особенностью данного метода обнаружения является наличие процессов биотинилирования, гибридизации и сепарации образовавшихся молекулярных связей с помощью промывки или воздействия внешнего магнитного поля. Так, например, приложенная магнитная сила отделяет специфические связи от неспецифических, что приводит к повышению селективности и снижению порога чувствительности. В современных биосенсорных устройствах, построенных по принципу счетчика магнитных микрочастиц, порог чувствительности достигает фемтомолярного уровня [2]. Кроме того, привлекательность данного метода еще в том, что одновременно может анализироваться множество проб биоматериалов по нескольким возможным маркерам опасных заболеваний. Для этого необходимо создание массивов магниторезистивных чувствительных элементов с локализованными областями над ними под различные пробы анализируемых биоматериалов.

Одной из проблем при создании массивов из магниторезистивных элементов является большое число выводов, необходимых для питания чувствительных элементов и регистрации их выходных сигналов. Решить эту проблему можно путем организации двумерной матрицы с возможностью последовательной выборки каждой ячейки магниточувствительного элемента [3]. Для построения такой матрицы требуется реализация на одном кристалле с тонкопленочными магниторезистивными наноструктурами полупроводниковых транзисторных структур, что возможно при создании совмещенной технологии интегральных схем. Кроме того, для реализации локализованных областей над чувствительными элементами массива под различные пробы биоматериалов необходимы микроеккости, исключающие растекание раствора по поверхности и позволяющие увеличивать объем проб до нескольких микролитров для повышения вероятности выявления определенных маркеров. Реализация таких микроеккостей требует совмещенного глубокого профилирования обратной стороны микрочипа с помощью процессов анизотропного травления кремния [4]. Чтобы расстояние от исследуемого материала до магниторези-

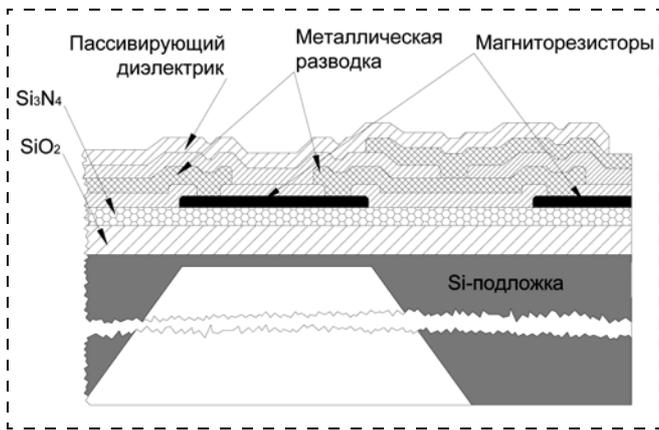


Рис. 1. Эскиз поперечного сечения ячейки магниторезистивного микрочипа биосенсорного устройства регистрации магнитных меток

сторы было минимальным (не более 10 мкм), необходимо формирование тонкой мембраны, изолирующей противоположную сторону от воздействия раствора на полупроводниковые и тонкопленочные структуры.

Таким образом, для создания профилированного магниторезистивного микрочипа биосенсорного устройства необходима сложносочесанная МЭМС-технология, обеспечивающая формирование на одном кристалле тонких мембран, полупроводниковых активных элементов и тонкопленочных магниторезистивных наноструктур. Профилированный магниторезистивный микрочип на ос-

нове кремния с двумя совмещенными областями для биохимического преобразования и преобразования магнитного поля с высоким разрешением, в совокупности с биосенсорным устройством регистрации магнитных меток, предназначен для применения в современных биотехнологических и биомедицинских приборах для иммунохимического и молекулярно-гибридизационного анализа нуклеиновых кислот.

Разработанный образец профилированного магниторезистивного микрочипа представляет собой кремниевый кристалл размером  $6 \times 6$  мм, на котором с одной стороны сформирован двумерный массив магниточувствительных элементов, объединенных с полупроводниковыми структурами, а с другой стороны — углубления с тонкими мембранами. Магниточувствительный элемент представляет собой магниторезистивный градиометр, состоящий из четырех магниторезисторов, включенных по мостовой схеме так, что два тонкопленочных резистора расположены над тонкой мембраной, а два других — на твердой части кремниевой подложки. Магниторезистивный градиометр имеет четкую передаточную характеристику [5]. Эскиз поперечного сечения конструкции профилированного магниторезистивного микрочипа в области магниточувствительного элемента показан на рис. 1.

В состав профилированного магниторезистивного микрочипа входят девять магниточувствительных ячеек на основе мостовой схемы Уитстона, девять диодов, 18 МОП-транзисторов и два резистора, соединенных в единую электрическую схему (рис. 2). Мостовые схемы магниторезистивных градиометров объединены по питанию, образуя три  $i$ -строки входов двумерной матрицы.

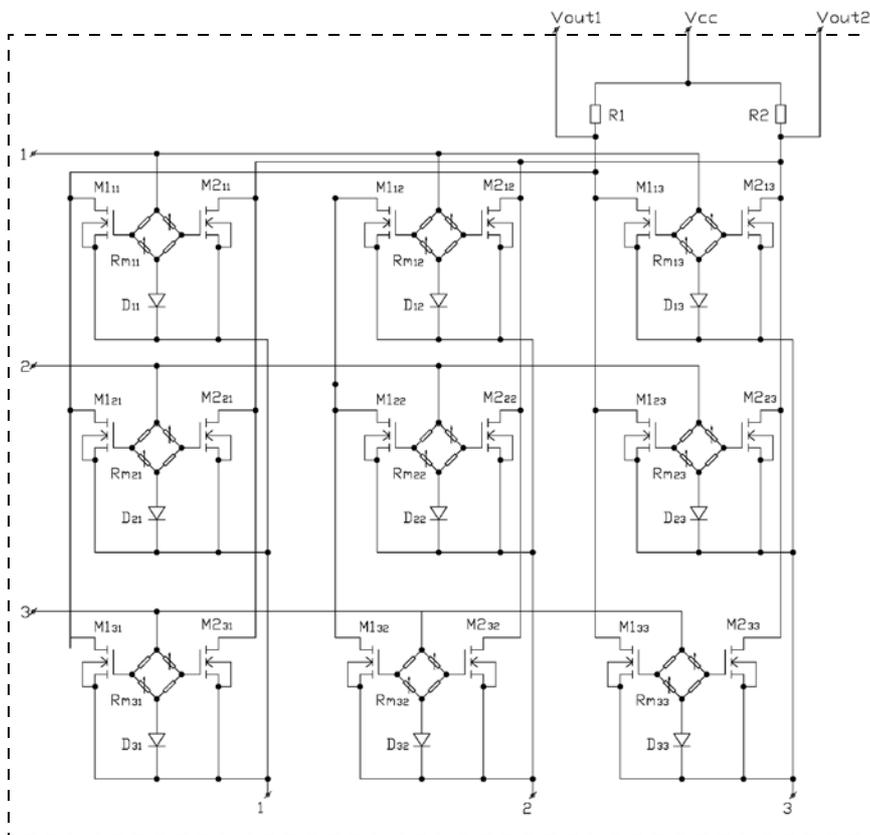


Рис. 2. Электрическая схема магниторезистивного микрочипа биосенсорного устройства

Общие выходы с мостовых схем магниторезистивных градиометров объединены по столбцам массива, образуя еще три  $j$ -выхода. Выходной сигнал с каждой из мостовых схем магниторезистивных градиометров поступает на затворы  $n$ -МОП-транзисторов ( $M_{ij}$ ) двумерного массива. Стоки  $M_{ij}$  транзисторов объединены по всей матрице в два информационных выхода, подключенных к выводу напряжения питания через два нагрузочных резистора ( $R1$  и  $R2$ ), с которых снимается дифференциальный выходной сигнал каждой из опрашиваемых магниточувствительных ячеек. Истоки  $M_{ij}$  транзисторов соединены с общими выходами мостов на три  $j$ -выхода. При такой организации матрицы общее число выводов определяется как сумма  $i$ - и  $j$ -входов, плюс два информационных и один для подачи напряжения питания. Этот принцип построения позволяет создавать более емкие массивы магниточувствительных ячеек для одновременного анализа большого числа проб биоматериалов.

Система выборки магниточувствительных ячеек двумерного массива магниторезистивного микрочипа для опроса их состояния аналогична представленному в патенте [3]. При подаче на  $i$ - и  $j$ -входы возможных комбинаций двоичных кодов выбирается только одна

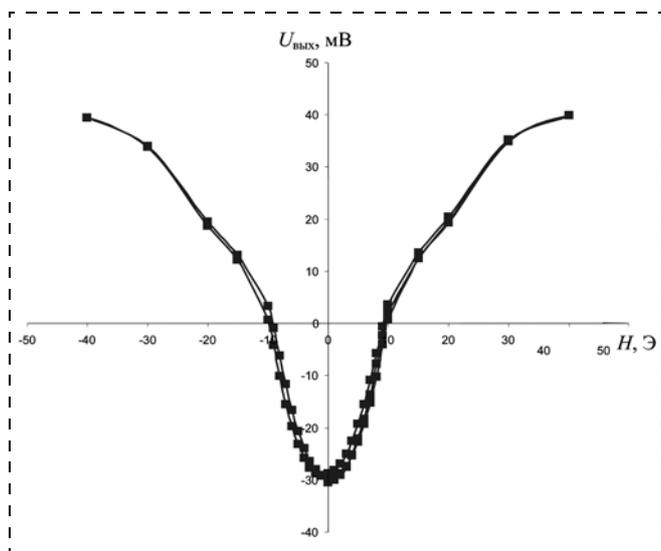


Рис. 4. Четная передаточная характеристика тонкопленочного магниторезистивного преобразователя при напряжении питания 10 В

магниточувствительная ячейка для регистрации уровня выходного сигнала.

Процесс изготовления профилированного магниторезистивного микрочипа биосенсорного устройства можно разделить на четыре основных этапа.

На первом этапе формируется тонкая мембрана путем анизотропного жидкостного химического травления кремния в 33 %-ном растворе КОН с обратной стороны подложки.

На втором этапе по стандартной КМОП-технологии формируется полупроводниковая схема выборки, состоящая из *n*-МОП-транзисторов с поликремниевыми затворами и интегрального диода. Разводка элементов схемы осуществляется с помощью металла Al—Si. В качестве изолирующего слоя используется оксид и нитрид кремния.

На третьем этапе происходит формирование магниторезистивной пленки Ti/FeNiCo<sub>20</sub>/Ti толщиной 35...40 нм и резисторов на ее основе.

На заключительном — четвертом — этапе формируется внешняя металлизация и ее защита диэлектрическими пленками. Фотография изготовленного по слож-

носомешенной МЭМС-технологии профилированного магниторезистивного микрочипа биосенсорного устройства показана на рис. 3 (см. третью сторону оложки).

В результате исследования изготовленных экспериментальных структур профилированного магниторезистивного микрочипа биосенсорного устройства было установлено, что полупроводниковые имеют типовые вольт-амперные характеристики (пороговое напряжение *n*-МОП-транзистора составляет 1,0...1,2 В, напряжение пробоя сток—исток 11...12 В), а тонкопленочные магниторезистивные преобразователи имеют четную вольт-эрстедную характеристику (рис. 4).

Таким образом, из полученных результатов следует, что разработанная технология позволяет создавать конструкцию нового электронного компонента — профилированного магниторезистивного микрочипа биосенсорного устройства. Разработанный принцип построения в перспективе позволит создавать профилированные магниторезистивные микрочипы для одновременного анализа большого числа проб биоматериалов в режиме реального времени.

*Представленные результаты получены при выполнении работы в рамках федеральной целевой программы "Развитие электронной компонентной базы и радиоэлектроники на 2008—2013 годы", Государственного контракта № 01.426.11.0020 от 12 мая 2010 г. с использованием научного оборудования Центра коллективного пользования "Функциональный контроль и диагностика микро- и наностемной техники" на базе НПК "Технологический центр".*

#### Список литературы

1. Baselt D. R. et al. A biosensor based on magnetoresistive technology // *Biosensors & Bioelectronics*. 1998. N 13. P. 731—739.
2. Martins V. C. et al. Femtomolar limit of detection with a magnetoresistive biochip // *Biosensors & Bioelectronics*. 2009. Vol. 24. P. 2690—2695.
3. Абакумов А. А., Амеличев В. В., Галушков А. И., Чаплыгин Ю. А., Шубин С. В. Интегральная магнито-чувствительная матрица. Пат. РФ 2140117. 20.10.99 г.
4. Амеличев В. В., Данилова Н. Л., Панков В. В., Тарасов В. А. Конструктивно-технологический базис многовариантного производства интегральных полупроводниковых преобразователей // *Нано- и микросистемная техника*. 2007. № 3. С. 2—4.
5. Амеличев В. В., Галушков А. И., Дягилев В. В., Касаткин С. И., Муравьев А. М., Лопатин В. В., Резнев А. А., Сауров А. Н., Суханов В. С. Микроэлектронная магниторезистивная технология // *Нано- и микросистемная техника*. 2007. № 3. С. 22—26.

# CONTENTS

**Galperin V. A., Pavlov A. A., Polomoshnov S. A., Shaman Yu. P., Shamanaev A. A.** *Study of Electrical Characteristics of Structures Based on Topological CNT Arrays* . . . . . 2

Resistive elements based on carbon nanotubes (CNTs) can serve as a part for different sensors. However, the creation of elements based on the topological array of CNTs with reproducible geometrical and electrophysical parameters remains a challenging scientific and technological problem. In this paper showing the results of studies on the synthesis of topological arrays of CNT with the use of technology of "combined catalyst". The use of low concentrations of injected organometallic compounds in solution in hydrocarbons for the (CVD) synthesis of CNTs in combination with the use of ultrathin films of catalytic metals allow to minimize deficiencies previously developed methods of CNTs synthesis. In the present work in the development of this technique we study the influence of size effects of topological elements of different shape on the electrical characteristics of CNT arrays.

**Keywords:** carbon nanotubes, cluster, catalyst

**Basaev A. S., Galperin V. A., Pavlov A. A., Tsigantsov A. V., Shaman Yu. P., Shamanaev A. A.** *Effect of Oxidation of Catalyst on the Growth of Carbon Nanotubes* . . . . . 6

The developed theory of the thermodynamics of formation of metal nanoclusters and conducted experimental studies had allowed the analyze of the possible influence of structure and substrate material on the results of the subsequent synthesis of nanotubes on them. Showing a significant effect of the substrate annealing in an oxygen atmosphere at a height of synthesized CNT array.

**Keywords:** carbon nanotubes, cluster, catalyst

**Galiev G. B., Vasil'evskii I. S., Klimov E. A., Pushkarev S. S., Ruban O. A.** *The Use of Metamorphic Technology for Fabrication of HEMT Nanoheterostructures InAlAs/InGaAs on GaAs and InP Substrates with Different InAs Content in the Active Region* . . . . . 8

MHEMT nanoheterostructures  $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}/\text{In}_y\text{Ga}_{1-y}\text{As}$  with different InAs content in the active region (about 49 % and more then 70 %) on GaAs and InP substrates were formed by MBE. Metamorphic buffer  $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}$  varied in thickness and in composition and also it's construction was modified by introduction of strained superlattices, but linear dependence of InAs content  $x$  on metamorphic buffer thickness was maintained. It was demonstrated that nanoheterostructures on GaAs substrates can have electron mobility and concentration of two dementional electron gas in quantum well InGaAs comparable with that of nanoheterostructures on InP substrates due to choice of suitable metamorphic buffer construction.

**Keywords:** metamorphic buffer, metamorphic nanoheterostructures, molecular-beam epitaxy, mismatched superlattices, strained superlattices

**Senichkin A. P., Bugaev A. S., Yachmenev A. E.** *Current-Voltage Characteristics of Nanothreads System of Tin Atoms Inserted in Gallium Arsenide Crystal* . . . . . 11

The decoration of Sn atoms on atomic terraces edges of vicinal GaAs crystalline surface during delta — doping was established with help of electron diffraction. This fact was used to create the new nanostructure — the system of conductive nanothreads of Sn atoms inserted in one plane in GaAs crystal by means of molecular beam epitaxy method. The current — voltage characteristics anisotropy of nanostructures measured in directions along and across nanothreads was revealed.

**Keywords:** nanostructures, quantum wires, quantum threads, molecular beam epitaxy

**Verner V. D., Lukanov N. M., Saurov A. N.** *Principles of Designing of Bipolar SHF Transistor Structures with Extremely Narrow Emitter Region* . . . . . 13

The constructive and technological features of manufacturing a bipolar SHF self-aligned and fully self-aligned transistors structure on silicon were designed. These transistors structures with extremely narrow emitter region are presented as a suitable for monolithic low-noise wideband amplifier and radio frequency 10—160 GHz ICs. The new method of sedimentation (or selective etching) and anisotropic etching of various layers is developed, using initial one (vertical or inclined) the plane of formation setting a basic relief of self-formation for all structure.

**Keywords:** constructive and technological features, SHF self-aligned and fully self-aligned transistor structure, extremely narrow emitter region, basic relief of self-formation for all structure, silicon, radio frequency ICs with 10—160 GHz

**Ponomarev D. S., Vasil'evskii I. S., Galiev G. B., Klimov E. A., Khabibullin R. A., Kulbachinskii V. A.** *The Band Structure Modeling and Effective Electron Mass Calculations in Composite Quantum Wells InGaAs with GaAs/InAs Nanolayers* . . . . . 16

The band structure and the electrophysical properties in InAlAs/InGaAs/InAlAs/InP heterostructures were studied both theoretically and experimentally in composite quantum wells InGaAs with InAs and GaAs nanoinclusions. The Shubnikov — de Haas measurements were carried out to determine  $m^*$  with contribution of electron energy spectrum nonparabolicity. A novel design of the heterostructure with two symmetrically InAs nanoinclusions in the quantum well allows to decrease  $m^*$  by 26 % in comparison with the lattice-matched quantum well  $\text{In}_{0.53}\text{Ga}_{0.47}\text{As}$ .

**Keywords:** HEMT, nanoelectronics, nanoheterostructure, MBE, A3B5 semiconductors

**Kozlov A. V., Korolev M. A., Polomoshnov S. A., Tikhonov R. D., Cheremisinov A. A., Shamanaev S. V.** *Design and Circuit Configuration Methods Improve the Sensitivity of Bipolar Magnetotransistors for Precision Control of Micro-Mechanical Elements Displacement* . . . . . 19

It is established with the help device-technological modeling and full-scale experiment that the relative sensitivity on a current dual-collector lateral bipolar magnetotransistors (BMT) is defined by layout of electrodes, an alloying of the well forming basis, the circuit of switching-on with the general potential of basis and a substrate, an operation mode near to saturation, value of resistance of collectors loading.

**Keywords:** device-technological modeling, bipolar magnetotransistors, sensitivity

**Khabibullin R. A., Vasil'evskii I. S., Ponomarev D. S., Galiev G. B., Kulbachinskii V. A.** *Electron Mobility in Combination Doped Transistor Nanoheterostructures AlGaAs/GaAs/InGaAs/GaAs/AlGaAs with High Electron Density: Modeling and Experiment* . . . . . 21

This study is concerned with the comprehensive investigation of the structures with the high density of two-dimensional electrons in the quantum well with both the various doping technique and the doping level. A new type of structure is proposed with double-side  $\delta$ -doping in the GaAs sublayers introduced close to the borders of the quantum well. In such method of doping the highest value of the electron mobility  $\mu_H = 1520 \text{ cm}^2/\text{V} \cdot \text{s}$  is obtained at the room temperature simultaneously with high electron density  $n_S = 1,37 \cdot 10^{13} \text{ cm}^{-2}$ .

**Keywords:** nanoheterostructures, UHF electronics, molecular beam epitaxy

**Sigov A. S., Lazarev A. P., Abramov A. V., Bityutskaya L. A., Bogatkov E. V., Tuchin A. V.** *Spin States of Nanoclusters of Transition Metals Silicides* . . . . . 25

Dimensional magnetic properties of nanoclusters of transition metal (Ni, Co, Fe, Mn) silicides, which are explained by transition of 3d-metals from low-spin to high-spin states near the surface of the nanostructures, have been revealed during computer simulation by DFT B3LYP (6—31(dp)G) method. The simulation results are considered as the theoretical basis of the magnetic properties of self-organized nanostructures of nickel silicide, which were obtained experimentally using a localized gas discharge.

**Keywords:** density functional theory, dimensional magnetic properties, nanoclusters of transition metal silicides, localized gas discharge, spintronics

**Gromov D. G., Kozmin A. M., Polomoshnov S. A., Shuliatyev A. S., Shamanaev S. V.** *ZnO Thin Film Formation Condition Optimization for MEMS Integrated Device Use* . . . . . 27

ZnO thin film investigation results is presented for MEMS integrated device use. ZnO:Ga films has been formed by magnetron sputtering in argon environment without substrate heating. It is shown that specific resistance and stability of ZnO:Ga thin film depends significantly on thickness, solar radiation effect, external environment. The investigation results complex indicates that ZnO thin film instability is caused by processes of generation and healing of oxygen vacancies creating donor level in ZnO band-gap. The deposition in oxygen environment or the following annealing in similar environment is necessary for the formation of ZnO film with piezoelectric properties. The ZnO film property stability increase can be achieved by means coating protecting against external gas environment.

**Keywords:** ZnO, specific resistance, piezoelectricity, thin film, magnetron sputtering

**Troyan P. E., Danilina T. I., Grebneva Yu. Yu., Kulinich I. A.** *Formation of MIM-Cathodes with Nanopointed Lower Electrode* . . . . . 31  
Nanopoints formation methods on lower electrode of MIM cathode using electron-beam lithography and template were proposed. Structures with nanopoints in form of pyramids and stubs with density of  $2 \cdot 10^8 \text{ cm}^{-2}$  was given. Established, that MIM cathode with nanopointed lower electrode has emissive current ten times more than smooth electrode.  
**Keywords:** MIM cathode, nanopoints, electron-beam lithography, template, current-voltage characteristic

**Amelichev V. V., Kasatkin S. I., Polomoshnov S. A., Reshetnikov I. A., Tikhonov R. D., Cheremisinov A. A., Shamanaev S. V.** *Microsystem of the Control Two Component Magnetic Inductance Vector Based on Nanoscale Magnetoresistive Structures* . . . . . 33  
Manufacture and research of two-coordinate sensors of a magnetic field with usage of non-isotropic magnetoresistors (AMP) with a pole barber in two variants of topology is led. It is installed that value allocation magnetoresistors on a plate influences an imbalance of output voltage of Wheatstone bridge and practically independent on sensitivity. Compact topological layout magnetoresistors reduces a disbalance of Wheatstone bridge.  
**Keywords:** non-isotropic magnetoresistors, Wheatstone bridge, disbalance of voltage

**Sukhanov V. S., Pankov V. V., Godovitsyn I. V., Mikhailov Yu. A., Danilova N. L., Zemlyannikov N. S.** *Tensoresistive Silicon Membrane Type Pressure MEMS Transducer* . . . . . 36  
There described a design of a silicon membrane type pressure integral transducer with three hard centers, produced under the group integral technology sized  $6,2 \times 6,2 \text{ mm}$ .  
There carried out simulation of a sensitive pressure element with ANSYS Program under the finite-element method. There displayed a 3D-model of a sensitive pressure element, illustrating values of mechanic stress and sensitive element membrane deformation. The sensitive element is realized in a cobbled unit of the primary pressure transducer. There shown technical features of the cobbled unit.  
**Keywords:** pressure sensor, pressure transducer, membrane type, silicon-on-ceramics structure

**Uvarov I. V., Morozov O. V., Kozin I. A., Postnikov A. V., Amirov I. I., Kalnov V. A.** *Dynamic Characteristics of the Sensing Element of Microaccelerometer with Increased Damping Factor* . . . . . 38  
The dynamic characteristics of the sensing element (SE) of a given design for increased air resistance are investigated. Vibrational excitation of the inertial mass (IM) are carried out by means of the piezoelectric element, the registration of oscillations executed by the deviation of the laser beam deflected from the surface of the IM. The dependences of the resonance frequency and quality factor of the SE on the air pressure in the range 1 to  $10^5 \text{ Pa}$ , and  $Q$  dependence of the air gap between IM and the substrate are obtained.  
**Keywords:** microaccelerometer, sensing element, inertial mass, resonant frequency, quality factor, air damping

**Chuyko O. V., Kuznetsov A. E.** *Research Silicon Nanostructures as PH-Sensitive Elements* . . . . . 40  
PH-sensitive elements created on silicon nanostructures were researched. Silicon nanostructures have been fabricated by "top-down" approach. Nanowires have the higher sensitivity. Integra-

ted element formed from two  $p$ - and  $n$ -type nanowires can be used as sensor for local relative change  $[\text{H}^+]$  concentration.  
**Keywords:** ISFET, pH, silicon nanowire, sensitivity

**Kozin I. A., Postnikov A. V., Morozov O. V.** *Dynamics Study of Micromechanical Devices with Surface Metallization* . . . . . 43  
Influence of a thin film of aluminum 0,3 microns thick on dynamic characteristics of the MEMS device with two rotary degrees of freedom was studied. Natural frequencies and  $Q$ -factor of mechanical oscillatory system of the device were defined. It was found the  $Q$ -factor strongly depends on die attachment method. It was shown that  $Q$ -factor device with metallization could gain 15000–20000. This value is sufficient for applications and facilitate device fabrication.  
**Keywords:** the MEMS device, metallization, quality factor, loss of energy of the micromechanical device

**Uvarov I. V., Naumov V. V., Aminov M. K., Kupriyanov A. N., Amirov I. I.** *Analysis of Resonance Characteristics of Metal Micro- and Nanobeams* . . . . . 45  
The resonance characteristics of the three-layer metallic micro- and nanobeams having thickness from 60 to 180 nm are studied. Vibrations of beams excited electrostatically and registered by an optical method. The dependences of the resonance frequencies of beams from the geometric parameters of the beams obtained. A comparison of experimental data with the results of analytical calculations and numerical simulations executed.  
**Keywords:** metal micro- and nanobeams, multi-layer beams, electrostatic actuation, resonant frequency

**Prokofiev I. V., Tikhonov R. D.** *Nano- & Microsystems to Monitor Vehicle Trajectory Parameters* . . . . . 48  
The article tells about the opportunity to apply MEMS & NEMS structures to monitor vehicle trajectory parameters. There described designs of magnetic-resistive sensors, as well as magnetic sensors coupled with accelerometers.  
**Keywords:** magnetic sensor, magnetoresistor, accelerometer, AMR

**Matveenko O. S., Gnatyuk D. L., Galiev R. R.** *GaAs Nano-heterostructures Integrated Antennas* . . . . . 50  
There is rapid advance in research and manufacture of compact UHF devices based on active integrated antennas. These devices are basic to data transmission, navigation and communication systems and allow to make various ultra-compact sensing devices for positioning, velocity control and security alarm systems etc. In this article, 5 GHz and 10–12 GHz active antennas with integrated low noise amplifiers fabricated on PHEMT AlGaAs/InGaAs/GaAs quantum well structure are presented.  
**Keywords:** PHEMT, quantum well, antenna, low noise amplifier

**Amelichev V. V., Gavrilov R. O., Kasatkin S. I., Reznov A. A., Reshetnikov I. A., Saurov A. N.** *Shaped Magnetoresistive Biosensor Microchip for Registration of Magnetic Nanobeams* . . . . . 52  
The design of the shaped magnetoresistive biosensor microchip for registration of magnetic nanobeams an array of sensors, placed on a silicon chip. Organization of a sample array which allows to minimize the required number of pins of the microchip is described. Complex combined technology is developed that allows the formation of a single crystal thin membranes, the active elements semiconductor and thin-film magnetoresistive nanostructures.  
**Keywords:** biosensor devices, biomaterial, integrated technology, magnetic nanobeams, magnetoresistive sensor, thin-film structure

**For foreign subscribers:**

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

*The journal bought since november 1999.*  
*Editor-in-Chief Ph. D. Petr P. Maltsev*  
**ISSN 1813-8586.**

**Address is: 4, Stromynsky Lane, Moscow, 107076, Russia. Tel./Fax: +7(499) 269-5510.**  
**E-mail: nmst@novtex.ru; http://novtex.ru/nmst/**

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

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

Сдано в набор 20.10.2011. Подписано в печать 22.11.2011. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная.  
Усл. печ. л. 6,86. Уч.-изд. л. 9,30. Заказ 830. Цена договорная

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