№ 10(147) **♦** 2012

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

НАНОТЕХНОЛОГИИ И ЗОНЛОВАЯ МИКРОСКОПИЯ

СОЛЕРЖАНИЕ

Главный редактор Мальнев П. П

Издается с 1999 г.

2

5

10

14

24

27

31

36

39

42

45 55

планоцео	
Зам. гл.	редактора
Лучинин	B. B.

Релакционный совет:	Карташев В. А. Визуализация рельефа поверхнос	сти в зондовой микроскопии	
Аристов В. В.	МАТЕРИАЛОВЕДЧЕСКИЕ И ТЕХНОЛОГИЧЕ	ССКИЕ ОСНОВЫ МНСТ	
Волчихин В. И.	Гареев К. Г., Грачева И. Е., Казанцева Н. Е., Лу Петров А А Исследование пролуктов золь-гель-		
Гапонов С. В. Захаревич В. Г.	оксидных системах, протекающих с образование	магнитных нанокомполентных	
Каляев И. А.	Морозов А. И., Сигов А. С. Перемагничивание эл	ектрическим полем в двухслойной	
Клардаков Б. Б. Климов Д. М. Ковальчук М. В. Нарайкин О. С	структуре ферромагнетик — магнитоэлектрик Бугаев А. С., Галиев Г. Б., Мальцев П. П., Пу Полупроволициков стероструктури. In AlAs (I	шкарёв С. С., Фёдоров Ю. В.	ł
Никитов С. А.	$In_{A}(Al_{Ba_{1}}, u)_{1}$ As: конструкция, технология	. применение	1
Сауров А. Н. Серебряников С. В.	Агасиев А. А., Магеррамов Э. М., Ахундов Ч. Г.,	Мамедов М. З., Сармасов С. Н.	
Сигов А. С.	Электропроводность в дисперсных металлическ	ких пленках	2
Чаплыгин Ю. А.	ЭЛЕМЕНТЫ МНСТ		
Шахнов В. А. Шевченко В. Я.	Смолин В. К. Мемристоры — перспективная э.	лементная база микро- и	
Редакционная коллегия: Абрамов И. И.	наноэлектроники	Белянин А. Ф., Кемпа М.,	2
Андриевский Р. А.	Нужный Д., Цветков М. Ю., Клещева С. М. О	птические, магнитные и	
Арсентьева И. П.	диэлектрические своиства опаловых матриц с з	заполнением межсферических	3
Астахов М. В.	Бабуров В. А., Павлов А. Ю. Исследование и р	азработка прецизионных	,
Горнев Е. С.	конденсаторов, работающих в сантиметровом п	и миллиметровом диапазонах	
Градецкий В. Г. Гурович Б. А			3
Кальнов В. А.	Глухова О. Е., Колесникова А. С. Эмиссионны тубулдрицу изноэмиттеров	е своиства бамбукоподобных	2
Карякин А. А. Колобов Ю. Р.			ر
Кузин А. Ю.			
Мокров Е. А. Норенков И. П.	КАЛИНИН В. А., ЧАЩИН В. В. Пассивные датчик акустических волнах для систем контроля сост	и температуры на поверхностных	
Панич А. Е. Панфилов Ю. В	высоковольтного оборудования	· · · · · · · · · · · · · · · · · · ·	4
Петросянц К. О.	СИСТЕМЫ НА КРИСТАПЛЕ		
Петрунин В. Ф. Путилов А. В.	Малыев П. П., Матвеенко О. С., Гнатюк Л. Л.,	Лисинкий А. П., Фёлоров Ю. В.,	
Пятышев Е. Н.	Крапухин Д. В., Бунегина С. Л. Многослойные	е планарные антенны.	
Сухопаров А. И. Телец В. А. Тимошенков С. П.	Часть 1. Типы, реализации, преимущества Contents	· · · · · · · · · · · · · · · · · · ·	4 5
Годуа II. А. Шубарев В. А.	Аннотации на русском и английском языках с	1999 г. по настоящее время находятся	ł
Отв. секретарь	в своюодном доступе на сайтах журнала (http://nov научной электронной библиотеки (http://elibrary.r	tex.ru/nmst/, http://www.microsystems.ru) и	ł
Лысенко А. В.	статей расположены на сайте журнала: с 1999 г. по 2	2010 г. в разделе "АРХИВ".	•
Редакция:			-
Григорин-Рябова Е. В. Чугунова А. В.		Адрес для переписки: 107076 Москва, Стромынский пер., д. 4	
Учредитель: Издательство "Новые технологии"	по каталогу "Пресса России" (индекс 17493), в редакции журнала (тел./факс: (499) 269-55-10)	e-mail: nmst@novtex.ru	

© Издательство "Новые технологии", "Нано- и микросистемная техника", 2012

*ФL*анотехнологии и зондовая микроскопия

УДК 51.007.57

В. А. Карташев, д-р.физ.-мат.наук., проф., Институт прикладной математики РАН, e-mail: kart@list.ru

ВИЗУАЛИЗАЦИЯ РЕЛЬЕФА ПОВЕРХНОСТИ В ЗОНДОВОЙ МИКРОСКОПИИ

Поступила в редакцию 26.07.2012

Приводится решение задачи выбора такой подстилающей плоскости, относительно которой исследуемая поверхность имеет наименьший перепад высот. Проекция измерений на эту плоскость обеспечивает наилучшие условия для визуализации мельчайших объектов методом градиентной закраски. Предлагаемый метод позволяет получать более четкие изображения по сравнению с методом наименьших квадратов, традиционно используемым для выбора подстилающей плоскости в штатном программном обеспечении зондовых микроскопов.

Ключевые слова: метод градиентной закраски, визуализация измерений, программное обеспечение зондовой микроскопии

Программное обеспечение, поставляемое вместе с зондовыми микроскопами, имеет средства визуализации измеренного рельефа поверхности. В их задачу входит обеспечение наглядного и достоверного представления результатов измерений в виде графического образа отсканированной поверхности.

Основным способом выделения структуры рельефа поверхности является раскрашивание участков изображения в цвет, который определяется относительной высотой расположения участка. Наиболее часто используется палитра из пяти цветов, схожая с той, которая применяется в географических картах (синий, зеленый, желтый и красный, причем синий цвет соответствует наиболее низко расположенным точкам) [1—5]. Достаточно часто пользователю предоставлена возможность самостоятельно выбирать палитру и число основных цветов в ней [2, 4]. Использование большего числа основных цветов в представлении изображения точнее передает структуру поверхности и увеличивает визуальное разрешение.

Градиентный способ представления высоты позволяет получить хорошее представление о гео-

метрии поверхности в целом. Однако он существенно ограничивает возможности визуализации мелких объектов в виду того, что небольшой перепад высот выражается в слишком малом изменении яркости, которое трудно различимо для глаза. Использование трехмерной визуализации не позволяет существенно изменить ситуацию, так как малый объект теряется на фоне окружающих его элементов рельефа того же цвета.

Значительно улучшить различимость мелких объектов можно, если применить градиентную закраску для поверхности, которая представляет собой отклонение исходной от некоторой подстилающей поверхности. В этом случае отношение размеров мелких объектов к перепаду высот окажется существенно большим, вследствие чего возрастает изменение яркости закраски поверхности нанообразований.

Наиболее часто в качестве подстилающей поверхности используют плоскость. Наилучшие условия для визуализации мелких объектов имеют место в том случае, когда перепад высот точек рельефа относительно подстилающей плоскости минимален.

Наиболее распространенным способом вычисления коэффициентов уравнения подстилающей плоскости является метод наименьших квадратов. Параметры плоскости выбирают такими, чтобы среднее квадратичное отклонение вертикальной координаты от измеренной поверхности оказалось минимальным:

$$\sum_{ij} (z_{ij} - (ax_{ij} + by_{ij} + d))^2 \xrightarrow[a,b,d]{} \text{min.}$$
(1)

Здесь z_{ij} — измеренное значение поверхности рельефа в точке, лежащей на линии сканировании с номером *j*; *i* — номер измерения вдоль линии сканирования; z = ax + by + d — вертикальная координата точки на подлежащей плоскости.

Распространенность такого подхода связана с простотой решения минимизационной задачи, которая сводится к решению системы линейных уравнений. Нетрудно, однако, показать, что полученное решение часто можно улучшить. Для этого, например, достаточно найти такую плоскость, которая близка ко всем точкам поверхности в метрике суммы квадратов расстояний:

$$\sum_{ij} \rho^2(x_{ij}, y_{ij}, z_{ij}, \pi) \xrightarrow{\pi} \min.$$

– НАНО- И МИКРОСИСТЕМНАЯ ТЕХНИКА, № 10, 2012 –

Здесь $\rho(x_{ij}, y_{ij}, z_{ij}, \pi)$ обозначает расстояние от измеренной точки поверхности до подстилающей плоскости.

Эта задача не имеет конечного решения. Приближенное решение может быть найдено с помощью известных итерационных методов.

Однако при использовании метода градиентной закраски важна не средняя удаленность точек отсканированной поверхности от подстилающей плоскости, а перепад высот в проекции на нормаль точек измерения. Чем меньше перепад высот, тем выше разрешение изображения. Это условие можно записать в виде:

$$\max_{ij} \rho(x_{ij}, y_{ij}, z_{ij}, \pi) \xrightarrow{\pi} \min.$$
(2)

Решение этой минимизационной задачи по сравнению с другими методами позволяет получить наилучшие условия для наблюдения мелких объектов. Это решение может быть получено с помощью следующего алгоритма.

Назовем каркасом совокупность точек, полученную в результате измерений. Отрезок минимальной длины, содержащий все проекции вершин каркаса на некоторое заданное направление, назовем проекцией каркаса на это направление. Задача (2) может быть сформулирована в виде поиска такого направления, проекция каркаса на которое минимальна:

$$\left| \max_{ij} \left(\mathbf{n}(\pi), \mathbf{r}(x_{ij}, y_{ij}, z_{ij}) \right) - \min_{ij} \left(\mathbf{n}(\pi), \mathbf{r}(x_{ij}, y_{ij}, z_{ij}) \right) \right|_{\overline{\pi}} \text{ min.}$$
(3)

В этом соотношении $\mathbf{n}(\pi)$ — нормаль к плоскости π ; $\mathbf{r}(x_{ij}, y_{ij}, z_{ij})$ — радиус-вектор измеренной точки поверхности; (\mathbf{n} , \mathbf{r}) — скалярное произведение векторов.

Решения задачи (3) для каркаса и его выпуклой оболочки одинаковы. Это следует из следующего свойства, которое справедливо для всех многогранников: проекции на любое направление многогранника и его выпуклой оболочки одинаковы. Сформулированное свойство вытекает из того факта, что крайние точки отрезка проекции являются проекциями некоторых вершин многогранника.

Действительно, выпуклая оболочка содержит меньшее число вершин каркаса, поэтому ее проекция на любое направление, в том числе на то, которое получено решением задачи (3) для каркаса, не может превышать проекции самого каркаса. Вместе с тем, вершины каркаса, которые проецируются в крайние точки отрезка проекции, являются вершинами выпуклой оболочки или лежат внутри ее. Это означает, что длина проекции выпуклой оболочки не меньше длины проекции каркаса.

Доказанное утверждение позволяет уменьшить объем вычислений в задаче (3), ограничившись

лишь теми вершинами, которые принадлежат выпуклой оболочке.

Покажем теперь, что оптимальное направление совпадает с нормалью к плоскости, построенной на некоторых двух ребрах выпуклой оболочки каркаса.

Пусть *l* — оптимальное направление. Через точки каркаса, которые проецируются в отрезок минимальной длины, проведем плоскости, перпендикулярные *l*. Рассмотрим возможные случаи расположения вершин выпуклой оболочки на плоскостях.

1. В каждой плоскости лежит ровно по одной точке. Такое расположение точек противоречит условию, что на направлении *l* проекция выпуклой оболочки минимальна, так как для любого направления, наклоненного на некоторый малый угол относительно *l*, проекция окажется меньше.

2. В одной из плоскостей лежат две точки, а в другой — только одна. Рассматриваемое расположение точек также противоречит условию оптимальности, так как проекция на любое направление, повернутое на любой достаточно малый угол относительно ребра, соединяющего две точки в одной плоскости, меньше, чем для направления *l*.

Для того чтобы противоречия не возникало, плоскости должны содержать не менее четырех точек выпуклой оболочки. Отсюда возможными являются только две конфигурации.

1. Три точки в одной из плоскостей и одна в другой. В этом случае в одной из плоскостей целиком лежит грань оболочки и, следовательно, как минимум, два ее неколлинеарных ребра.

2. В каждой плоскости лежат по две точки, т. е. по одному ребру выпуклой оболочки в каждой.

Полученный результат указывает способ решения задачи поиска направления, проекция каркаса на которое минимальна. Сначала надо построить выпуклую оболочку каркаса. Искомое направление является одной из нормалей к плоскости, построенной на двух ребрах многогранника выпуклой оболочки.

Реализация указанного решения требует весьма больших вычислительных мощностей. Действительно, если через N обозначить число точек измерения вдоль линии сканирования, то число вершин каркаса можно оценить как N^2 . Число его ребер также сравнимо с N^2 . Искомое направление является нормалью к одной из плоскостей, построенной на ребрах каркаса. Число таких плоскостей соизмеримо с N^4 . Наконец, выбор направления, для которого проекция каркаса минимальна, требует порядка N^6 операций. Из этих оценок следует, что если вдоль линии сканирования выполняется 100 измерений, то объем вычислений составит порядка 10^{12} операций. С увеличением поля сканирования объем вычислений быстро растет.

Существенно упростить решение задачи можно, если принять во внимание наблюдаемые особенности геометрии рельефа поверхности. Много-

численные измерения нанорельефа показали, что на получаемых изображениях число высоких вершин и больших углублений не превышает 10—20. Из этого следует, что с учетом точек, лежащих на границе области измерения, для построения выпуклой оболочки каркаса требуется принять во внимание порядка 50 вершин.

В этом случае оптимальное направление может быть найдено за порядка 50³ ≅ 100 000 операций. Эта величина соизмерима с объемом операций, которые необходимо выполнить для поиска подстилающей плоскости методом наименьших квадратов. Действительно, для скана с разрешением 100 × 100 точек требуется порядка $N^2 = 10\,000$ вычислений. При этом с увеличением разрешения эта величина быстро растет. Так при разрешении 500 × 500 точек уже требуется 250 000 вычислений. В противоположность этому в предложенном упрощенном варианте вычислительная сложность решения задачи не зависит от разрешения и определяется только числом существенных неровностей рельефа. Это наблюдение позволяет сделать вывод о том, что рассматриваемый способ выбора подстилающей плоскости требует примерно такого же объема вычислений, что и традиционное решение.

Различия в способе выбора подстилающей плоскости между рассматриваемыми способами проявляются в результирующих изображениях рельефа. На рис. 1 и 2 (см. вторую сторону обложки) приведены изображения рельефов в проекции на подстилающую плоскость, полученную с помощью рассматриваемых методов. На рис. 1, *а* и 2, *а* подстилающая плоскость вычисляется с помощью метода наименьших квадратов, на рис. 1, *б* и 2, *б* методом минимальной проекции.

На рис. 1 изображены рельеф поверхности меди, нанесенной методом вакуумного напыления на стеклянную подложку, и палитра, которая используется для кодирования высоты точек рельефа относительно подстилающей плоскости. Числа обозначают размеры участка сканирования и перепад высот в нанометрах.

Существенные различия в изображениях связаны с тем, что подавляющее большинство точек рельефа находится вблизи некоторой плоскости. Поэтому вклад в сумму квадратов для точек с большим отклонением от подстилающей плоскости незначителен.

Для рассматриваемого метода минимальной проекции, наоборот, существенное значение имеют только самые удаленные точки и точки, находящиеся на границе, так как они участвуют в формировании выпуклой оболочки рельефа.

Непосредственное сравнение рисунков 1, *а* и 1, *б* (см. вторую сторону обложки) показывает, что

предлагаемый метод приводит к более информативной закраске. На рис. 1, *б* лучше видна структура рельефа поверхности: ложбина между двумя примерно одинаковыми выпуклыми участками. Лучше различимы границы выпуклости. Легче измерить ее размеры.

На рис. 2 (см. вторую сторону обложки) представлена поверхность платины, которая напылена на стеклянную подложку. Небольшие различия в закраске рисунков связаны с тем, что поверхность представляет собой одиночную выпуклость. Для такого типа поверхностей изменения в значении проекции для традиционного решения на основе метода наименьших квадратов и рассматриваемого метода минимальной проекции не превышают 15 %. Тем не менее, в случае рис. 2, δ четче прослеживается структура поверхности, покрытая мелкими зернами платины. Точнее воспроизводится форма поверхности. Поверхность на рис. 2, *а* кажется уплощенной. Рис. 2, δ справа показывает, что она является выпуклой.

Обсуждаемые в работе методы сравнивали на достаточно большом числе измерений. Во всех случаях изображение, получаемое методом наименьшей проекции, было не менее информативным, чем получаемое с помощью метода наименьших квадратов. В большинстве изображений применение предложенного метода позволило улучшить передачу структуры рельефа поверхности, которое сопоставимо с изменениями в изображении, представленными на рис. 2. Изменения изображения, представленные на рис. 1, достаточно часто наблюдаются при визуализации небольших участков измеренной поверхности, а также таких, которые получаются вырезанием из всего скана его части.

Во всех случаях, даже для сканов с разрешением 256 × 256 точек, время расчета изображения не превышало нескольких секунд. Полученные результаты позволяют рекомендовать метод минимальной проекции для включения в штатные средства обработки изображений зондовых микроскопов.

Список литературы

1. Миронов В. Л. Основы сканирующей зондовой микроскопии. М.: Техносфера, 2004. 114 с.

2. Филонов А. С., Яминский И. В. Обработка и анализ данных в сканирующей зондовой микроскопии: алгоритмы и методы // Наноиндустрия. 2007. Вып. № 2. Наноматериалы.

3. Наноэдыокатор. Модель СЗМУ-Л5. Руководство пользователя. М.: НИИФП ЗАО "НТ-МДТ", 2005.

4. **Лабораторный** нанотехнологический комплекс "УМКА" на базе сканирующего туннельного микроскопа. М.: Концерн "Наноиндустрия", 2011.

5. Синицына О. В. Обработка и анализ данных зондовой микроскопии: обзор программного обеспечения // Нано- и микросистемная техника. 2007. № 2. С. 2—7.

Материаловедческие и технологические основы МНСТ

УДК 621.315.592

К. Г. Гареев¹, аспирант,
И. Е. Грачева¹, канд. физ.-мат. наук, доц.,
Н. Е. Казанцева², канд. техн. наук, доц.,
В. Лучинин¹, д-р техн. наук, проф., зав. каф.,
В. А. Мошников¹, д-р физ.-мат. наук, проф.,
А. Петров¹, д-р физ.-мат. наук, проф.
E-mail: kggareev@rambler.ru, iegrachova@mail.ru, vamoshnikov@mail.ru
¹ Федеральное государственное бюджетное

образовательное учреждение высшего профессионального образования "Санкт-Петербургский государственный электротехнический университет "ЛЭТИ" им. В. И. Ульянова (Ленина)" (СПбГЭТУ)

² Полимерный Центр, Технологический Факультет, Университет Томаша Бати, г. Злин, Чешская республика

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОДУКТОВ ЗОЛЬ-ГЕЛЬ-ПРОЦЕССОВ В МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ ОКСИДНЫХ СИСТЕМАХ, ПРОТЕКАЮЩИХ С ОБРАЗОВАНИЕМ МАГНИТНЫХ НАНОКОМПОЗИТОВ

Поступила в редакцию 07.06.2012

Методами атомно-силовой микроскопии, электронной дифракции, Оже-спектроскопии и вибрационной магнитометрии исследованы продукты золь-гель-процессов, протекающих с образованием магнитных нанокомпозитов на основе простых и сложных ферритов со структурой типа шпинель.

Ключевые слова: феррит, нанокомпозитный материал, золь-гель, дифракция быстрых электронов, атомно-силовая микроскопия, вибрационная магнитометрия

Введение

Датчики магнитного поля, относящиеся к классу микроэлектромеханических устройств, находят все более широкое применение на практике в силу компактных размеров, малой потребляемой мощности, низкой цены и возможности интеграции с преобразователями и иными элементами на чипе [1].

Датчики магнитного поля различного типа [1], включающие резонансные, индукционные и осно-

ванные на эффекте Холла, требуют применения магнитных материалов, изготовленных в рамках повышенных требований к точности задания состава и однородности микроструктуры. В работе [2] был предложен новый механохимический процесс получения наноструктурированного материала на основе наночастиц магнетита.

Широкое использование ферритов-шпинелей в компонентах СВЧ электроники [3, 4], радиопоглощающих покрытиях [5-7], а также появление таких новых направлений, как системы доставки лекарственных препаратов и магнитная гипертермическая терапия [8—10], ставит перед разработчиками задачи по разработке новых магнитных наноматериалов. Одним из возможных путей улучшения их параметров является снижение характерных размеров частиц вещества до субмикрометрового уровня, что позволяет добиться увеличения предельных рабочих частот в радиочастотном диапазоне за счет перехода зерен феррита к однодоменному суперпарамагнитному состоянию [11-14]. Потери энергии и задержку процесса перемагничивания при этом удается существенно снизить. В частности, ряд работ за последнее десятилетие, посвященных технологическим аспектам получения подобных материалов, позволяет говорить о возможности дальнейшего совершенствования в данном направлении [15].

Возможность комбинирования наноразмерных частиц и материала и диэлектрической матрицы позволяет повысить максимальные рабочие частоты относительно низкоомных по своей полупроводниковой природе составов, начальная магнитная проницаемость повышается, а переход в суперпарамагнитное состояние приводит к существенному снижению потерь на гистерезис [16, 17]. По сравнению с керамической технологией требования к монодисперсности частиц существенно возрастают. Одним из путей решения этой задачи может быть золь-гельпроцесс синтеза нанокомпозитов, предназначенных для применения в газовых датчиках [18-21], результатом которого является достаточно однородный по размерам зерен функциональный компонент, равномерно распределенный в изолирующей матрице (например из кремнезема) [22-25].

Цель работы. Основной задачей являлось изучение влияния технологических режимов зольгель-синтеза на структуру и свойства наноматериалов на основе никелевых, кобальтовых, марганцевых и цинковых ферритов со структурой типа шпинель, введенных в диэлектрическую матрицу диоксида кремния, выполняющую стабилизирующую и пленкообразующую роль. Золь-гель-синтез. Для получения пленочных наноструктур на основе диоксида кремния был выбран представитель алкоксисоединений — этиловый эфир ортокремниевой кислоты (ТЭОС, Si(OC₂H₅)₄). Реакции гидролиза и поликонденсации ТЭОС проводили в присутствии источников металлооксидов в виде солей. В качестве источников металлооксидов были выбраны соли железа (FeCl₃ · 6H₂O), никеля (NiCl₂ · 6H₂O), кобальта (CoCl₂ · 6H₂O), марганца (MnCl₂ · 4H₂O) и цинка (ZnCl₂).

Приготовленные золи наносили на поверхности кремниевых подложек, предварительно обработанные в ацетоне, спирте и деионизированной воде под воздействием ультразвука. При этом нанесение золя, близкого к переходу в гель, проводили с помощью центрифуги (3000 об/мин) и подвергали термической обработке в интервале от 500 до 1000 °С.

Изучение морфологии поверхности пленочных структур

Исследования морфологии полученных зольгель-методом пленочных магнитных наноматериалов проводились с применением "полуконтактной" колебательной методики атомно-силовой микроскопии (ACM) на установке Ntegra Terma.

Экспериментально показана возможность формирования магнитных нанокомпозитов с частицами специфической анизотропной формы с осью симметрии на основе системы Fe—Mn—Si—O (рис. 1, размер области сканирования 20×20 мкм), в виде радиально симметричных крестообразных структур на основе системы Fe—Mn—Si—O (рис. 2, размер области сканирования 20×20 мкм) и агрегатов в виде скруток на основе системы Fe—Ni—Si—O (рис. 3, размер области сканирования 60×60 мкм). Образование такой мультидоменной структуры наночастиц характерно, например, при золь-гельсинтезе оксидов железа [26].

Нужно отметить, что отказ от центрифугирования на стадии нанесения золей на поверхность подложек приводит к формированию радиально-симметричных областей в виде скруток существенно больших размеров (~ 20×50 мкм, рис. 4), тогда как нанесение слоев нанокомпозитов с помощью центрифуги дает возможность уменьшить размеры радиально-симметричных областей до единиц микрометров (см. рис. 3).



Рис. 1. АСМ-изображение слоя на основе системы Fe-Mn-Si-O, $T_{0TK} = 600$ °C



Рис. 2. АСМ-изображение слоя на основе системы Fe-Mn-Si-O, $T_{\text{отж}} = 1000$ °C



Рис. 3. АСМ-изображение слоя на основе системы Fe-Ni-Si-O



Таблица 1

Подобная организация агломератов при осаждении может быть объяснена присутствием в золе катионов Fe³⁺, Ni²⁺, Co²⁺, Mn³⁺, магнитный момент которых отличен от нуля, что вызывает ориентацию частиц золя при осаждении их на поверхности подложки и сохраняется при термической обработке структур.

Оценка элементного состава проводилась методом Оже-спектроскопии.

На рис. 5 приведен Оже-спектр, полученный от отдельного металлооксидного зерна образца системы Fe—Ni—Co—O, отожженного при температуре 1000 °C. Видно, что помимо линий железа, кобальта и никеля, на уровне концентрационных следов присутствуют линии серы и хлора. Эти элементы входили в состав прекурсоров (солей металлов). Также видно, что в образцах обнаруживается малая концентрация углерода (из органического растворителя).

Термодинамические расчеты предсказывают возможность образования в исследуемых многооксидных системах ферритовых фаз, однако в случае наноразмерного состояния возможно протекание неравновесных процессов.

Наиболее информативным методом анализа возникающих фаз в таких тонкопленочных многокомпонентных системах является метод электронографии, обеспечивающий оценку степени кристалличности в локальных областях. Особый интерес представляет получение экспериментальных данных об изменении фазового состава при вариации условий технологических процессов.

Анализ фазового состава материалов методом дифракции быстрых электронов

Результаты исследований свидетельствуют, что после температурной обработки при 1000 °С пленочных образцов на основе системы Fe—Ni—O—Si и Fe—Mn—O—Si происходит формирование простых ферритов: никелевого феррита NiFe₂O₄ (рис. 6) и марганцевого феррита MnFe₂O₄ (рис. 7) при отсутствии рефлексов оксидов металлов. Рефлексы



Рис. 7. Картина дифракции быстрых электронов от слоя на основе системы Fe-Mn-O-Si (a) и ее расшифровка (б)

Температура отжига нанокомпозитов, °С	Сосуществующие фазы
1000 900 800 700 600 500	NiFe ₂ O ₄ NiFe ₂ O ₄ NiO α -Fe ₂ O ₃ NiO α -Fe ₂ O ₃ NiO α -Fe ₂ O ₃ NiO α -Fe ₂ O ₃ NiO α -Fe ₂ O ₃
	α -Fe ₂ O ₃

на электронограммах, интенсивность которых была отлична от фона, обусловленного, в том числе, присутствием рентгеноаморфной матрицы кремнезема, соответствовали структуре типа шпинель, причем для образцов на основе системы Fe—Ni—O—Si преимущественной ориентации в пленке не наблюдалось (см. рис. 6). В то же время, данные электронной дифракции для нанокомпозитов на основе системы Fe—Mn—O—Si (рис. 7), помимо заметно большей выраженной кристаллической фазы, указывали на наличие ориентации.

Для макрообъемных равновесных материалов известно, что термодинамически устойчивый в нормальных условиях α -оксид железа-III (гематит) образует кристаллическую фазу уже при 200 °C, в то время как оксиды железа и никеля переходят в шпинельную фазу при достаточно высокой температуре, зависящей от условий синтеза. Поэтому в работе было проведено исследование влияния температуры отжига пленочных нанокомпозитов на их фазовый состав (табл. 1) и степень кристалличности. Обнаружено, что при содержании в нанокомпозитном материале 20 % аморфной диэлектрической матрицы диоксида кремния формирование магнитной нанофазы со структурой шпинели может происходить при температуре 900 °C (табл. 1, рис. 8).

В работе было исследовано влияние среднеокисляемого состава системы Fe—Ni—O—Si zA - (1 - z)Si (мол. %), где $A - (Fe_x Ni_{1 - x})$, z - мольная доля Fe_xNi_{1-x}; x и 1 - x – мольные доли окисляемых элементов железа и никеля, соответственно, на вид дифракционных картин. Было выбрано четыре состава с различным соотношением мольных долей окисляе-



Рис. 8. Картина дифракции быстрых электронов от слоя на основе системы Ni–Fe–Si–O, температура отжига пленок: a - 1000 °C; $\delta - 900$ °C; e - 800 °C; e - 700 °C; $\partial - 600$ °C; e - 500 °C

Таблица 2

А, мол. %	Сосуществующие фазы
Fe _{0,8} Ni _{0,2} Fe _{0,5} Ni _{0,5} Fe _{0,2} Ni _{0,8} Ni	$\begin{array}{c} \alpha \text{-} \text{Fe}_2\text{O}_3 \\ \text{NiO} \\ \alpha \text{-} \text{Fe}_2\text{O}_3 \\ \text{NiO} \\ \text{NiO} \end{array}$

мых элементов железа и никеля относительно металлооксидной части композита (табл. 2; рис. 9).

Установлено, что при 80-процентном содержании железа существует только фаза оксида железа (табл. 2, рис. 9, *a*). В случае же равных мольных долей железа и никеля на электронограммах наблюдается присутствие как оксида железа, так и оксида никеля (рис. 9, δ). Преобладание доли никеля (рис. 9, *в*) приводит к существенному разупорядочению структуры образца, в которой преобладает нанокристаллический оксид никеля при отсутствии рефлексов оксида железа с большой составляющей долей аморфной фазы. Предположительно это вызвано распадом твердого раствора на основе NiO по причине разных типов кристаллической решетки оксидов никеля и железа и выпадения наноразмерных зерен компонентов.

Из анализа электронограмм установлено, что наличие в составе нанокомпозиционных материалов соединений цинка приводит к появлению в пленках текстуры, что проявляется в характерном виде дифракционных картин. Данный эффект оказался наиболее присущ цинковому ферриту (рис. 10, a), в меньшей степени — марганец-цинковому ферриту (рис. 10, δ) и слабо выражен в случае марганцевого феррита (см. рис. 7, δ).

Исследование нанокомпозитов методом вибрационной магнитометрии

Это исследование проводили с помощью вибрационного магнитометра VSM7400 фирмы *LakeShore* в магнитных полях напряженностью до 10 кЭ (Университет города Злин, Чехия), изучали влияние состава и температуры отжига наноком-



Рис. 9. Картина дифракции быстрых электронов от слоя на основе системы Ni—Fe—Si—O при разном соотношении Ni и Fe: $a - \text{Fe}_{0.8}\text{Ni}_{0.2}; \ \delta - \text{Fe}_{0.5}\text{Ni}_{0.5}; \ s - \text{Fe}_{0.2}\text{Ni}_{0.8}; \ z - \text{Ni}$



Рис. 10. Картина дифракции быстрых электронов от слоя на основе системы Zn-Fe-Si-O (a) и Mn-Zn-Fe-Si-O (b)



Рис. 11. Зависимости намагниченности от напряженности магнитного поля для образцов на основе системы Fe—Ni—Co—O различного состава, отожженных при температуре 600 °C



Рис. 12. Зависимости намагниченности от напряженности магнитного поля для образцов на основе системы Fe—Ni—Co—O различного состава, отожженных при температурах 900 и 1100 °C

позитов на значения коэрцитивной силы H_c , намагниченности насыщения M_S и остаточной M_R .

На рис. 11 приведены зависимости намагниченности M от напряженности магнитного поля H для образцов на основе системы Fe—Ni—Co—O различного состава, отожженных при температуре 600 °C. Образцы отличаются между собой по всем параметрам. Установлено, что при увеличении мольной доли железа в составе нанокомпозитов от 0,2 до 0,66 намагниченность насыщения M_S возрастает в 1,5 раза, а коэрцитивная сила H_c увеличивается в 3,5 раза. Повышение содержания кобальта от 17 до 60 мол. % приводит к уменьшению H_c в 3,4 раза, однако при этом наблюдается лишь незначительное (на 5 %) падение M_S .

При увеличении температуры отжига от 900 до 1100 °С коэрцитивная сила образцов среднего окисляемого состава $Fe_{0,4}Ni_{0,4}Co_{0,2}$ уменьшается в 1,3 раза, а намагниченность насыщения возрастает в 1,3 раза (рис. 12). Повышение температуры

			Таблица 3
Средний окисляемый состав	<i>Т</i> _{отж} , °С	<i>H</i> _c , Э	M_S , А · м ² /кг
$\begin{array}{c} Fe_{0,66}Ni_{0,17}Co_{0,17}\\ Fe_{0,33}Ni_{0,33}Co_{0,33}\\ Fe_{0,5}Ni_{0,25}Co_{0,25}\\ Fe_{0,25}Ni_{0,25}Co_{0,5}\\ Fe_{0,25}Ni_{0,2}Co_{0,6}\\ Fe_{0,66}Ni_{0,34}\\ Fe_{0,66}Ni_{0,34}\\ Fe_{0,2}Ni_{0,4}Co_{0,4}\\ Fe_{0,4}Ni_{0,4}Co_{0,2}\\ Fe_{0,4}Ni_{0,4}Co_{0,2}\\ \end{array}$	600 600 600 600 800 1100 1100 1100 900	847 809 820 243 246 142 103 34,6 388 503	8,45 5,29 5,87 8,02 5,62 15,8 25,4 15,3 33,5 25,4

отжига образца со средним окисляемым составом $Fe_{0,66}Ni_{0,34}$ приводит к возрастанию M_s в 1,6 раза и уменьшению H_c в 1,4 раза.

Магнитные характеристики образцов системы $Fe_xNi_yCo_{1-x-y}$ (где x, y, 1-x-y — мольные доли окисляемых элементов железа, никеля, кобальта, соответственно) представлены в табл. 3.

Заключение

Проведенное исследование нанокомпозитов на основе диоксида кремния, наполненного ферритами со структурой шпинели, позволило определить закономерности изменения фазового и структурного состава, а также магнитостатических свойств при варьировании технологического режима их получения.

Оже-спектроскопия позволила установить, что, несмотря на наличие характерной для золь-гель слоев неоднородности, содержание посторонних элементов, обусловленное как степенью очистки исходных реагентов, так и остатками солей металлов, невелико. Данный результат косвенно подтверждается анализом фазового состава пленок методом дифракции быстрых электронов, который не выявил присутствия посторонних кристаллических фаз.

Исследование образцов с помощью дифракции электронов показало образование требуемой кристаллической структуры феррита при температурах от 900 °C, что согласуется с данными рентгеновского фазового анализа порошков, синтезируемых в аналогичных условиях. Изменение мольного состава композита относительно стехиометрического для феррита приводит к распаду на несколько фаз, что подтверждает важность контроля исходного состава золя перед гелированием, а также степень его перемешивания. Подтверждена возможность получения сложных ферритов (Mn, Zn)Fe₂O₄ и (Ni, Zn)Fe₂O₄.

Данные вибрационной магнитометрии подтвердили существование ферромагнетизма в порошках, отожженных при температурах от 900 °С. Изменяя мольное соотношение между металлами, можно в широких пределах менять намагниченность насыщения и коэрцитивную силу. Повышение температуры отжига приводит к росту намагниченности насыщения при снижении коэрцитивной силы, причем замещенные ферриты превосходят никелевый феррит по намагниченности насыщения, однако для перемагничивания требуют приложения полей с большей напряженностью.

Таким образом, в работе доказана возможность получения композитных магнитных наночастиц, стабилизированных аморфным диоксидом кремния. При этом магнитные свойства характеризуются узкой петлей гистерезиса. Теоретически при размерах магнитных наночастиц менее критического радиуса возникновения эффекта суперпарамагнетизма площадь петли гистерезиса должна исчезать. Если некоторые из наночастиц не соответствуют условиям суперпарамагнетизма, то должна появляться петля гистерезиса. Чем больше доля несуперпарамагнитных наночастиц, тем больше площадь петли гистерезиса.

Полученные нанокомпозитные материалы обладают свойствами наносистем, состоящих в основном из суперпарамагнитных наночастиц. При этом суперпарамагнитные наночастицы капсулированны в биосовместимую матрицу диоксида кремния. Это подтверждает перспективность развития золь-гельтехнологии для биомедицинских целей.

Работа проводилась в рамках реализации ФЦП "Научные и научно-педагогические кадры инновационной России" на 2009—2013 годы при выполнении государственного контракта П1249 от 07.06.2010.

Список литературы

1. **Magnetic** Sensors — Principles and Applications / Ed. by Kevin Kuang. — Rijeka, Croatia: InTech, 2012. 160 p.

2. **Materials** science and technology / Ed. by Sabar D. Hutagalung. — Rijeka, Croatia: InTech, 2012. 336 p.

3. Харинская М. Микроволновые ферритовые материалы // ЭЛЕКТРОНИКА: Наука, Технология, Бизнес. 2000. № 1. С. 24—27.

4. Эдельман И. С., Иванова О. С., Полякова К. П., Поляков В. В., Баюков О. А. Эволюция структуры и магнитооптических свойств пленок Mn, Fe_{3 – x}O₄, полученных методом твердотельных реакций // ФТТ. 2008. Т. 50. Вып. 12. С. 2192—2197.

5. Giannakopoulou T., Kompotiatis L., Kontogeorgakos A., Kordas G. Microwave behaviour of ferrites prepared via sol-gel method // Journal of Magnetism and Magnetic Materials. 2002. N 246. P. 360–365.

6. **Kwon W. H., Lee J.-G., Lee S. W. and Chae K. P.** Crystallographic and magnetic properties of $Mn_{1-x}Zn_xFe_2O_4$ powders // Journal of the Korean Physical Society. December 2010. Vol. 57, N 6. P. 1965–1969.

7. Jie Song, Lixi Wang, Naicen Xu and Qitu Zhang. Microwave absorbing properties of magnesium-substituted MnZn ferrites prepared by citrate-EDTA complexing method // J. Mater. Sci. Technol. 2010. N 26 (9). P. 787–792.

8. Hergt R., Dutz S., Muller R. and Zeisberger M. Magnetic particle hyperthermia: nanoparticle magnetism and materials development for cancer therapy // J. Phys.: Condens. Matter. 2006. N 18. P. 2919–2934.

9. Tartaj P., Morales M. P., Veintemillas-Verdaguer S., Gonzalez-Carreno T., Serna C. J. The preparation of magnetic nanoparticles for applications in biomedicine // J. Phys. D: Appl. Phys. 2003. N 36. P. 182–197.

10. Babincova M., Leszczynska D., Sourivong P., Cicmanec P., Babinec P. Superparamagnetic gel as a novel material for electromagnetically induced hyperthermia // Journal of Magnetism and Magnetic Materials. 2001. N 225. P. 109–112.

11. Son S., Taheri M., Carpenter E., Harris V. G., McHenry M. E. Synthesis of ferrite and nickel ferrite nanoparticles using radio-frequency thermal plasma torch // Appl. Phys. Lett. 2002. Vol. 91. N 10. P. 7589–7591.

12. Rao P. B. C., Setty S. P. Electrical properties of Ni-Zn nano ferrite particles // International Journal of Engineering Science and Technology. 2010. Vol. 2 (8). P. 3351-3354.

13. Popovici M., Savii C., Niznanskya D., Subrta J., Bohaceka J., Becherescub D., Caizerc C., Enache C., Ionescu C. Nanocrys-talline Ni–Zn ferrites prepared by sol-gel method // Journal of Optoelectronics and Advanced Materials. March 2003. Vol. 5, N 1. P. 251–256.

14. Комогорцев С. В., Патрушева Т. Н., Балаев Д. А., Денисова Е. А., Пономаренко И. В. Наночастицы кобальтового феррита на основе мезопористого диоксида кремния // Письма в ЖТФ. 2009. Т. 35. Вып. 19. С. 6-11. 15. Krishnan K. M., Pakhomov A. B., Bao Y., Blomqvist P., Chun Y., Gonzales M., Griffin K., Ji X., Roberts B. K.

Nanomagnetism and spin electronics: materials, microstructure and novel properties // J. mater. sci. 2006. N 41. P. 793-815.

16. Хёрд К. М. Многообразие видов магнитного упорядочения в твердых телах // УФН. 1984. Т. 142. Вып. 2. С. 331-356.

17. Hofmann-Amtenbrink M., von Rechenberg B., Hofmann H. Superparamagnetic nanoparticles for biomedical applications // Nanostructured Materials for Biomedical Applications. 2009. P. 119 - 149

18. Мошников В. А., Грачева И. Е., Аньчков М. Г. Исследование наноматериалов с иерархической структурой, полученых золь-гель-методом // Физика и химия стекла. 2011. T. 37, № 5. C. 672–684.

19. Moshnikov V. A., Gracheva I. E., Kuznezov V. V. et al. Hierarchical nanostructured semiconductor porous materials for gas sensors // Journal of Non-Crystalline Solids. 2010. V. 356, N 37-40. P. 2020-2025.

20. Gracheva I. E., Spivak Y. M., Moshnikov V. A. AFM techniques for nanostructured materials used in optoelectronic and gas sensors // IEEE EUROCON 2009. EURÔCON 2009, 18.05.-23.05.2009, St. Petersburg.

21. Грачева И. Е., Максимов А. И., Мошников В. А. и др. Автоматизированная установка для измерения газочувствительности сенсоров на основе полупроводниковых нанокомпозитов // Приборы и техника эксперимента. 2008. № 3. С. 143-146.

22. Gracheva I. E., Moshnikov V. A., Maraeva E. V. et. al. Nanostructured materials obtained under conditions of hierarchical self-assembly and modified by derivative forms of fullerenes // Journal of Non-Crystalline Solids. 2012. V. 358, № 2. C. 433-439.

23. Мошников В. А., Грачева И. Е., Пронин И. А. Исследование материалов на основе диоксида кремния в условиях кинетики самосборки и спинодального распада двух видов // Нанотехника. 2011. № 2. С. 46-54.

24. Popovici M., Savii C., Enache C. et al. Sol-gel derived iron oxide — silica dioxide nanocomposites, starting from iron chloride and iron nitrate // Journal of Optoelectronics and Advanced materials. October 2005. Vol. 7, N 5. P. 2753–2762.

25. Гареев К. Г., Грачева И. Е., Альмяшев В. И., Мошников В. А. Получение и анализ порошков-ксерогелей с нанофазой гематита // Известия Санкт-Петербургского государственного электротехнического университета ЛЭТИ. 2011. № 5. C. 26-32.

26. Cornell R. M., Schwertmann U. The Iron Oxides: Structure, Properties, Reactions, Occurences and Uses. 2nd ed. Weinheim: 2000. Wiley-VCH GmbH & Co. KGaA.

УДК 621.382

А. И. Морозов, д-р физ.-мат. наук, проф., проректор по научной работе, e-mail: morosov@mirea.ru, А. С. Сигов, академик РАН, проф., ректор,

Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования "Московский государственный технический университет радиотехники, электроники и автоматики", Москва

ПЕРЕМАГНИЧИВАНИЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКИМ ПОЛЕМ В ДВУХСЛОЙНОЙ СТРУКТУРЕ ФЕРРОМАГНЕТИК— МАГНИТОЭЛЕКТРИК

Поступила в редакцию 14.05.2012

Исследованы условия, необходимые для разворота намагниченности ферромагнитного слоя путем приложения электрического поля к слою магнитоэлектрика ВіFeO₃ в двухслойной обменно-связанной структуре. Показано, что такая процедура возможна только в случае, когда атомные плоскости феррита висмута, параллельные границе раздела слоев, являются скомпенсированными по спину плоскостями, например плоскостями типа (001) псевдокубической кристаллографической решетки.

Ключевые слова: магниторезистивная память, запись электрическим полем, магнитоэлектрик, многослойные наноструктуры

Введение

Прогресс в создании новых видов магниторезистивной памяти (MRAM) идет по нескольким направлениям. Одно из них связано с переходом на запись информации в ферромагнитных слоях путем приложения электрического поля [1]. Неотъемлемым элементом такой памяти, состоящей из нескольких нанослоев различного состава, является магнитоэлектрик. Последний может обладать объемными магнитоэлектрическими свойствами или быть композитной структурой, состоящей из нескольких упруго-связанных слоев, каждый из которых не имеет магнитоэлектрических свойств [2, 3].

В данной работе мы ограничимся рассмотрением первого варианта.

Выбор структуры

Для создания памяти, рассчитанной на широкое применение, необходим материал, обладающий магнитоэлектрическими свойствами при комнатной температуре. К сожалению, из исследованных материалов этому требованию отвечают только феррит висмута (BiFeO₃) и соединения на его основе [4, 5].

В объемном BiFeO₃ присутствует пространственно-модулированная структура [6], что приводит к исчезновению магнитоэлектрического эффекта вследствие его усреднения. Однако в тонких (<500 нм) пленках феррита висмута пространственно-модулированная структура подавляется [7], и реализуется антиферромагнитное упорядочение G-типа



Рис. 1. Магниторезистивная память на основе эффекта туннельного магнетосопротивления:

F- ферромагнитные слои; I- слой изолятора. Переключение электрическим полем выполняется за счет обменной связи между слоем ферромагнетика и слоем магнитоэлектрика $BiFeO_3$

со слабым ферромагнетизмом, обусловленным взаимодействием Дзялошинского—Мориа [8, 9].

Аналогичного эффекта можно достичь путем замещения висмута стронцием [10] или редкоземельными элементами [11–13].

Спонтанная сегнетоэлектрическая поляризация феррита висмута направлена вдоль одной из осей типа [111] ромбоэдрически искаженной перовскитоподобной структуры.

Магнитные моменты железа лежат в плоскостях типа (111), перпендикулярных направлению спонтанной поляризации. Спины атомов, принадлежащих такой плоскости, направлены параллельно друг другу, т. е. принадлежат одной антиферромагнитной подрешетке. Атомы соседних плоскостей принадлежат разным подрешеткам [14].

Предложенный в работе [1] способ перемагничивания одного из двух ферромагнитных слоев, образующих MRAM на основе эффекта туннельного магнетосопротивления [15] (рис. 1), основан на обменной связи между этим слоем и слоем магнитоэлектрика. При этом слой магнитоэлектрика предлагалось ориентировать перпендикулярно вектору поляризации **Р** (срез (111)).

Приложением соответствующего электрического поля вектор Р можно переполяризовать в противоположном направлении. В силу магнитоэлектрического взаимодействия типа Дзялошинского—Мориа

$$W = \alpha(\mathbf{P}, [\mathbf{L}, \mathbf{M}]), \qquad (1)$$

где **L** — вектор антиферромагнетизма; **M** — вектор слабого ферромагнитного момента; $\alpha = \text{const}$, что вызовет изменение знака **M**. По идее авторов статьи это приведет к перемагничиванию и обменно-связанного с магнитоэлектриком ферромагнитного слоя, намагниченность которого лежит в плоскости слоя.

Однако, как уже упоминалось выше, плоскости (111) ВіFeO₃ являются нескомпенсированными (ферромагнитно-упорядоченными). В зависимости от знака межслойного обменного взаимодействия спины ферромагнетика ориентированы па-

раллельно или антипараллельно спинам верхней атомной плоскости BiFeO₃ (рис. 2, *a*).

Изменение знака \mathbf{M} , т. е. изменение направления скоса подрешеток феррита висмута (рис. 2, δ) может вызвать поворот спинов ферромагнетика на малый угол, равный удвоенному углу скоса подрешеток, если граница раздела слоев является атомно-гладкой.

Наличие на границе раздела атомных ступеней, изменяющих толщину слоя на одну атомную плоскость, ведет к фрустрации обменного взаимодействия между слоями. Действительно, по разные стороны атомной ступени спины ферромагнетика соседствуют со спинами разных подрешеток антиферромагнетика. Если предположить, что ферромагнитный параметр порядка — намагниченность ферромагнетика, и антиферромагнитный параметр порядка разность намагниченностей подрешеток антиферромагнетика, распределены каждый в своем слое однородно, то по одну сторону ступени взаимная ориентация ферро- и антиферромагнитных параметров порядка будет соответствовать минимуму энергии обменного взаимодействия между слоями, а по другую сторону ступени — максимуму этой энергии. Таким образом, выбрав однородное распределение параметров порядка, отвечающее минимуму обменного взаимодействия в слоях, мы не можем минимизировать энергию межслойного обменного взаимодействия.



Рис. 2. Ориентация намагниченностей ферромагнитного слоя (F) и атомных плоскостей BiFeO₃ при противоположных направлениях вектора поляризации (θ — угол скоса намагниченностей подрешеток BiFeO₃)

Следовательно, наличие атомной ступени на границе раздела приводит к фрустрации. Фазовая диаграмма фрустрированной системы ферромагнетик—антиферромагнетик рассмотрена в работах [16, 17]. Не вдаваясь в подробности, можно сказать, что наличие фрустраций, как правило, ведет к усреднению и уменьшению рассматриваемого магнитоэлектрического эффекта.

Для осуществления поворота намагниченности ферромагнитного слоя на угол порядка π атомные плоскости BiFeO₃, граничащие с ферромагнетиком, должны быть скомпенсированными, т. е. содержать одинаковое число атомов двух антиферромагнитных подрешеток.

Фрустрация возникает на скомпенсированном срезе даже в случае атомно-гладкой границы раздела. Действительно, обменное взаимодействие между спинами ферромагнетика стремится сориентировать их параллельно друг другу. Обменное взаимодействие между спинами нижней плоскости ферромагнетика и спинами верхней плоскости антиферромагнетика стремится сориентировать спины антиферромагнетика параллельно спинам ферромагнетика, т. е. параллельно друг другу. Вместе с тем обменное взаимодействие между соседними спинами антиферромагнетика стремится сориентировать их антипараллельно друг другу. Налицо фрустрация обменного взаимодействия на границе раздела слоев.

Наличие атомных ступеней на скомпенсированном срезе антиферромагнетика несущественно изменяет ситуацию, так как фрустрация имеет место уже в случае гладкой границы раздела слоев.

В случае скомпенсированного среза обменное взаимодействие спинов ферромагнетика со спинами BiFeO₃ приведет к тому, что вектор намагниченности ферромагнетика в обменном приближении будет параллелен (или антипараллелен) вектору **M** верхней атомной плоскости феррита висмута (и перпендикулярен вектору \mathbf{L} — спин-флоп ориентация [18]). Это создает возможность для переориентации обоих моментов электрическим полем, приложенным к монодоменному слою магнитоэлектрика.

Согласно работе [19] вектор антиферромагнетизма L лежит в плоскости типа (111), перпендикулярной вектору P, и в упруго-сжатом слое BiFeO₃ направлен параллельно одному из трех кристаллографических направлений типа [112]. Вектор слабого ферромагнетизма M лежит в той же плоскости и ортогонален вектору L, т. е. параллелен кристаллографическому направлению типа [110] (рис. 3, *a*) и образует с векторами P и L правую тройку векторов [14]. В случае деформации растяжения ситуация изменяется на противоположную: легкие направления для векторов M и L меняются местами [19].

Обусловленное взаимодействием с подложкой $(SrTiO_3)$ сжатие слоя BiFeO₃ приводит к тому, что из трех возможных ориентаций вектора L в плоскости (111) наименьшую энергию имеет состояние с наименьшей проекцией вектора L на плоскость слоя [19].

Поскольку намагниченность ферромагнитного слоя лежит в плоскости слоя, то наименьшую энергию будут иметь состояния с вектором **M**, также лежащим в плоскости слоев и коллинеарным намагниченности ферромагнетика (параллельным или антипараллельным в зависимости от знака межслойного обмена). Рассмотрением таких состояний мы и ограничимся.

Рассмотрим последовательно скомпенсированные срезы (011) и (001) псевдокубической решетки.

I. Упруго-сжатый BiFeO₃ на подложке SrTiO₃:

А. Срез (011).

Если электрическое поле приложено перпендикулярно слою, то вектор **P** находится в положении (1) (рис. 3, *a*) и при смене знака поля переходит в положение (2), причем возможны две ориентации (*A* и *B*) пары векторов **L** и **M**, отличающиеся знаком (рис. 3, δ).

Реализация той или иной ориентации зависит от целого ряда факторов, поэтому применение такой конфигурации "срез — поле" для создания магниторезистивной памяти требует дополнительных исследований.



вектора Р

Когда поле приложено параллельно плоскости среза, то вектор **P** находится в одном из четырех положений (рис. 4), для которых вектор **M** не лежит в плоскости среза и рассмотрение которых выходит за очерченные нами рамки.









Б. Срез (001).

Если электрическое поле приложено перпендикулярно срезу, то равную энергию имеют четыре из восьми возможных направления вектора \mathbf{P} , т. е. такое электрическое поле не устраняет разбиения слоя BiFeO₃ на сегнетоэлектрические домены, если оно имело место в отсутствие поля.

Изменение знака поля приводит к переходу вектора **P** из положения (I) (см. рис. 3, a) в положение (3) (рис. 5, a), т. е. не сопровождается разворотом вектора **M** и намагниченности ферромагнитного слоя.

В случае поля, параллельного срезу, изменяя его знак, можно переключить поляризацию из положения (1) (см. рис. 3, *a*) в положение (2) (см. рис. 3, *б*) или положение (4) (рис. 5, *б*). В первом случае, когда поле приложено вдоль диагонали псевдокубической кристаллической решетки, ситуация полностью аналогична рассмотренному выше случаю "срез (011) перпендикулярное поле". Во втором случае, когда поле приложено вдоль ребра псевдокубической решетки, происходит поворот вектора **М** и вектора намагниченности ферромагнитного слоя на угол 90°, что и было реализовано экспериментально в работе [20].

II. Растянутый слой BiFeO₃ на подложке кремния.

В этом случае наименьшей энергией обладает состояние с вектором L, имеющим наибольшее значение проекции на плоскость среза и параллельным кристаллографическому направлению типа [011]. При этом вектор M направлен вдоль одной из осей типа [211] [19]. В случае выполнения указанного условия для срезов (001) и (011) отсутствуют состояния с вектором M, лежащим в плоскости слоя.

Заключение

Для создания магниторезистивной памяти с записью электрическим полем наиболее перспективны слои BiFeO₃ на подложке SrTiO₃, вырезанные параллельно скомпенсированным атомным плоскостям (001) перовскитоподобной кристаллической структуры. При этом следует использовать электрическое поле, направленное параллельно плоскости слоя вдоль ребра псевдокубической решетки.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект 11-02-12241-офи-м-2011) и Министерства образования и науки РФ (ФЦП "Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2007—2013 годы": Центр коллективного пользования "УНО Электроника").

Список литературы

1. **Thomas R., Scott J. S., Bose D. N. and Katiyar R. S.** Multiferroic thin-film integration onto semiconductor devices // J. Phys.: Cond. Matt. 2010. Vol. 22. 423201 (17 p).

2. Wu T., Bur A., Wong K. et al. Electrical control of reversible and permanent magnetization reorientation for magnetoelectric memory devices // Appl. Phys. Lett. 2011. Vol. 98. 262504 (3p).

3. Ma J., Hu J., Li Z. and Nan C.-W. Recent Progress in Multiferroic Magnetoelectric Composites: from Bulk to Thin Films // Adv. Matter. 2011. Vol. 23. N 9. P. 1062–1087.

4. Catalan G. and Scott J. F. Physics and Applications of Bismuth Ferrite // Adv. Matter. 2009. Vol. 21, N 24. P. 2463–2485.

5. Lawes G. and Srinivasan G. Introduction to magnetoelectric coupling and multiferroic films // J. Phys. D: Appl. Phys. 2011. Vol. 44. 243001 (22 p).

2011. Vol. 44. 243001 (22 p). 6. Sosnowska I., Neumaier T. P., and Steichele E. Spiral magnetic ordering in bismuth ferrite // J. Phys. C: Solid State Phys. 1982. Vol. 15, N 23. P. 4835—4846. 7. Bai F., Wang J., Wuttig M., Li J. F. et al. Destruction of spin cycloid in (111) — oriented BiFeO₃ thin films by epitaxial constraint: Enhanced polarization and release of latent magneti-zation // Appl. Phys. Lett. 2005. Vol. 86. 032511 (3 p). 8. Дзялошинский И. Е. Термодинамическая теория "сла-бого" deppoware truthe promarket work // ЖЭТФ.

бого" ферромагнетизма антиферромагнетиков // ЖЭТФ. 1957. Т. 32, № 6. С. 1547—1562. 9. Moriya T. Anisotropic Superexchange Interaction and

Weak Ferromagnetism // Phys. Rev. B. 1960. Vol. 120, N 1. P. 91-98.

P. 91—98. 10. Покатилов В. С., Сигов А. С., Покатилов В. В., Коно-валова А. О. Магнитные и электронные состояния ионов железа в перовските $Bi_{0,9}Sr_{0,1}FeO_3$ // Изв. РАН. Серия фи-зич. 2010. Т. 74, № 8. С. 1166—1168. 11. Uniyal P. and Yadav K. L. Observation of the room temperature magnetoelectric effect in Dy doped BiFeO₃ // J. Phys.: Cond. Matt. 2009. Vol. 21. 012205 (4 p). 12. Cagigas J. A. M., Candela D. S. and Bagio-Saitovitch E. Effect of Rare Earth doping on BiFeO₃. Magnetic and Structural Properties (La, Gd) // J. Phys.: Conf. Ser. 2010. Vol. 200. 012134 (4 p).

13. Покатилов В. С., Покатилов В. В., Сигов А. С. Ло-

13. Покатилов В. С., Покатилов В. В., Сигов А. С. Ло-кальные состояния ионов железа в мультиферроиках $Bi_{1-,x}La_xFeO_3 // ФТТ. 2009. Т. 51, № 3. С. 518-524.$ 14. Ederer C. and Spaldin N. A. Weak ferromagnetism andmagnetoelectric coupling in bismuth ferrite // Phys. Rev. B.2005. Vol. 71. 060401 (R) (4 p).15. Tompson S. M. The discovery, development and future ofGMR: The Nobel Prize 2007 // J. Phys D: Appl. Phys. 2008. Vol. 41.093001 (20 p)

093001 (20 p).

16. Морозов А. И., Сигов А. С. Новый тип доменных стенок доменные стенки, порождаемые фрустрациями в многослойных магнитных наноструктурах (Обзор) // ФТТ. 2004. Т. 46, № 3. C. 385-400.

17. Морозов А. И., Сигов А. С. Фрустрированные многослойные структуры ферромагнетик-антиферромагнетик: выход за рамки обменного приближения (Обзор) // ФТТ. 2012. Т. 54. № 2. С. 209—229. 18. Koon N. C. Calulations of Exchange Bias in Thin Films

with Ferromagnetic/Antiferromagnetic Interfaces // Phys. Rev. Lett. 1997. Vol. 78, N 25. P. 4865–4868. 19. Holcomb M. B., Martin L. W., Scholl A., He Q. et al.

Probing the evolution of antiferromagnetism in multiferroics // Phys. Rev. B. 2010. 134406 (6 p). 20. Chu Y.-H., Martin L. W., Holcomb M. B., Gajek M. et al. Electric-field control of local ferromagnetism using a magnetoelec-tric multiferroic // Nature Materials. 2008. Vol. 7, N 6. P. 478–482.

УДК 538.911, 538.975

А. С. Бугаев, зав. лаб.,

Г. Б. Галиев, д-р физ.-мат. наук, зав. лаб.,

П. П. Мальцев, д-р техн. наук, проф., директор, С. С. Пушкарёв, инженер-исследователь,

e-mail: s s e r p@mail.ru,

Ю. В. Фёдоров, зав. лаб.,

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт сверхвысокочастотной полупроводниковой электроники Российской академии наук (ИСВЧПЭ РАН), г. Москва

ПОЛУПРОВОДНИКОВЫЕ ГЕТЕРОСТРУКТУРЫ InAlAs/InGaAs С МЕТАМОРФНЫМ БУФЕРОМ $\ln_x(Al_vGa_{1-v})_{1-x}As:$ КОНСТРУКЦИЯ, ТЕХНОЛОГИЯ, ПРИМЕНЕНИЕ

Поступила в редакцию 14.06.2012

Кратко рассмотрены особенности релаксации упругодеформированных эпитаксиальных слоев и описывающие ее модели. Названы области применения полупроводниковых гетероструктур InAlAs/InGaAs с метаморфным буфером $In_x(AlGa)_{1-x}$ As. Исследовано влияние профиля химического состава метаморфного буфера и технологических режимов его роста (температуры роста, давления мышьяка и вида его молекул) на электрофизические и структурные свойства как самого метаморфного буфера, так и всей гетероструктуры.

Ключевые слова: InAlAs/InGaAs, MHEMT, дислокации несоответствия, инверсная ступень, метаморфный буфер, молекулярно-лучевая эпитаксия, поперечно-полосатый рельеф поверхности, прорастающие дислокации, релаксация эпислоя, упругодеформированный эпислой, шероховатость поверхности

Введение

В настоящее время метаморфные наногетероструктуры с квантовой ямой (КЯ) InAlAs/InGaAs/InAlAs на полложках GaAs ДЛЯ полевых транзисторов с высокой подвижностью электронов являются одними из наиболее перспективных для СВЧ электроники. Хотя на сегодняшний день самые быстродействующие транзисторы с рекордно высокими значениями частоты отсечки f_T до 640 ГГц [1] изготовлены на изоморфных и псевдоморфных HEMT (High Electron Mobility Transistor) наногетероструктурах на подложках InP, однако метаморфные HEMT (MHEMT) 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 $In_xGa_{1-x}As$ и $In_xAl_{1-x}As$).

Высокие значения f_T в МНЕМТ-структурах на GaAs и в изоморфных и псевдоморфных НЕМТструктурах на InP по сравнению с НЕМТ- и РНЕМТ-структурами на GaAs обусловлены двумя факторами:

- уменьшением эффективной массы электрона при увеличении содержания In в активной области и соответствующим увеличением подвижности электронов µе и дрейфовой скорости насыщения электронов в таких структурах [2];
- возможностью бо́льшего легирования барьерного слоя In_xAl_{1 – x}As бо́льшим x [3], что позволяет уменьшить его толщину, тем самым увеличив отношение длины затвора транзистора к толщине барьерного слоя; при этом короткоканальные эффекты подавляются и значение f_T возрастает [4].

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 привлекательными.

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

Выращенный на подложке GaAs MMБ позволяет в дальнейшем сформировать активную область $In_xAl_{1-x}As/In_xGa_{1-x}As$ с низкой мольной долей In: x = 0,3...0,4, со средней мольной долей In: x = 0,5...0,6 (в данном случае метаморфный НЕМТ заменяет изоморфный и псевдоморфный НЕМТ на InP) и с высокой мольной долей In: x = 0,7...0,8 (в этом случае MMБ может быть выращен на подложке InP [5, 6]).

В большинстве случаев МНЕМТ-структуры на подложках GaAs используются в CBЧ электронике для изготовления транзисторов, малошумящих усилителей и монолитных интегральных схем [7—9]. Гетероструктуры с метаморфными буферами на GaAs могут оказаться также перспективными в устройствах спинтроники [10], для изготовления p-i-n-фотодиодов [11] и для оптоэлектронных приложений, в частности, для создания лазеров на 1,3...1,6 мкм для оптоволоконных коммуникаций [12—16, 48] для создания солнечных батарей с многочисленными p-n-переходами [13], для создания полупроводниковых зеркал с насыщающимся поглощением, работающих на длине волны около 1,55 мкм [17].

В работе [18] предлагается использовать особенности травления метаморфного кэп-слоя в НЕМТструктуре. Применяя селективный травитель, который быстрее травит InAs, чем GaAs, можно добиться криволинейной формы подзатворного заглубления. Это предотвратит чрезмерную локальную концентрацию электрического поля в подэлектродном слое и увеличит пробивное напряжение.

Релаксация напряженных эпислоев

Эпитаксиальный слой (в дальнейшем — эпислой), выращиваемый на подложке, от которой он отличается по параметру решетки, сохраняет упругодеформированную, напряженную кристаллическую структуру до достижения им критической толщины. После этого он начинает релаксировать, т. е. его кристаллическая структура приближается к своему естественному, недеформированному состоянию.

Деформацию кристаллической структуры эпислоя чаще всего определяют с помощью рентгеновской дифрактометрии, которая позволяет измерить параметры решетки в плоскости роста (два латеральных параметра решетки) и в перпендикулярном направлении (нормальный параметр решетки). В отличие от объемного монокристалла упругонапряженный эпислой вместо кубической приобретает орторомбическую сингонию (элементарная ячейка становится прямоугольным параллелепипедом с неравными сторонами) [22]. При рентгеновской дифрактометрии рассогласованных эпислоев делают картографирование в обратном пространстве, что позволяет более полно и наглядно исследовать их релаксацию [19, 20, 26, 35]. Деформация кристаллической структуры также может быть определена методом каналирования ионов в эпитаксиальной пленке. Этот метод обладает точностью, сопоставимой с точностью рентгеновской дифрактометрии, но требует знания латерального параметра решетки для определения нормального [21, 22]. Также упругое напряжение эпислоя может быть определено из кривизны подложки, которая измеряется многопучковым оптическим сенсором; преимущество данной методики заключается в том, что измерения проводятся в процессе роста и тем самым исследуется эволюция релаксации эпислоя [23-25].

Релаксация эпислоя происходит через образование сетки дислокаций несоответствия на границе между эпислоем и подложкой. Для гетероструктур на подложке GaAs с ориентацией (001) это главным образом 60°-ные (смешанного типа) дислокации. лежащие вдоль взаимно перпендикулярных направлений (110). Эпислои, выращиваемые на подложке GaAs с иной ориентацией, образуют другие типы дислокаций. В дальнейшем мы будем рассматривать только GaAs (001) подложку. В этом случае каждая дислокация несоответствия (misfit dislocation), лежащая на границе между эпислоем и подложкой вдоль (110), оказывается связанной с прорастающей дислокацией (threading dislocation), лежащей в плоскости {111}, как показано на рис. 1. Принимая во внимание, что дислокация должна либо обрываться на поверхности кристалла, либо замыкаться в дислокационную петлю, становится понятным, что на самом деле дислокация является единой, но состоящей из различных сегментов. Скольжение вдоль плоскости {111} того сегмента дислокации, который мы называем прорастающей дислокацией, приводит к удлинению того сегмента дислокации, который мы называем дислокацией несоответствия [26].

В моделях, описывающих релаксацию эпислоя и предсказывающих его критическую толщину, эпислой рассматривается либо как непрерывный



тающей дислокацией (TD)

упругий континуум, либо как система взаимодействующих между собой атомов. Модели на базе теории упругого континуума бессильны объяснить разницу релаксации напряженного эпислоя в случае сжатия и растяжения. В модели Мэттьюса-Блэксли [27] используется баланс сил, действующих на прорастающую дислокацию. При достижении эпислоем критической толщины существующая в подложке прорастающая дислокация изгибается на границе между эпислоем и подложкой, образуя дислокацию несоответствия. В этот момент сила, лействующая на прорастающую лислокацию со стороны поля упругого напряжения, уравновешивается силой натяжения со стороны горизонтального сегмента дислокации. В моделях Мэттьюса и Ван дер Мерве [27] используется минимизация накопленной в эпислое энергии, состоящей из энергии поля упругого напряжения (Еупр) и энергии сетки дислокаций несоответствия (Елисл). Суммарная энергия должна иметь минимум при некоторой упругой деформации є, которая называется равновесной:

$$\partial (E_{\text{упр}} + E_{\text{дисл}}) / \partial \varepsilon = 0.$$

Найденное значение равновесной упругой деформации оказывается равным упругой деформации несоответствия при критической толщине эпислоя. Модели на основе баланса сил и минимизации суммарной энергии методологически очень близки. Модель Пипла и Бима [27] предсказывает критическую толщину исходя из баланса энергий:

$$E_{\rm vnp} = E_{\rm дисл}.$$

Атомистическая модель предсказывает различие релаксации сжато-напряженных и растяженно-напряженных эпислоев вследствие ангармоничности межатомного потенциала Леннарда— Джонса:

$$U(r) = \varepsilon \left[(r_0/r)^{12} - 2(r_0/r)^6 \right],$$

где r — расстояние между двумя взаимодействующими атомами; ε — глубина потенциальной ямы; r_0 — равновесное расстояние.

При упругом напряжении одинаковой величины, но разных знаков энергия, накопленная в сжато-напряженном эпислое, окажется больше. Как следствие, критическая толщина для него будет меньше, чем для растяженно-напряженного эпислоя [28, 29].

Однако растущий эпислой, начав релаксировать при достижении им критического значения толщины, еще долго остается частично напряженным и с увеличением толщины лишь асимптотически приближается к состоянию полной релаксации, при котором остаточное напряжение в эпислое полностью исчезает (рис. 2) [23, 24].

Эпислой не может релаксировать полностью из-за энергетической невыгодности: дело в том,



Рис. 2. Эволюция релаксации эпислоя в процессе его роста: $a - \ln_x \operatorname{Ga}_{1-x} \operatorname{As}/\operatorname{GaAs}$ (1 0 0) из работы [23]; $\delta - \ln_{0,2} \operatorname{Ga}_{0,8} \operatorname{As}/\operatorname{GaAs}$ (0 0 1) из работы [24]; слои выращены методом молекулярно-лучевой эпитаксии, значения x и температуры роста T_g приведены на рисунке

что энергия, связанная с образующейся сеткой дислокаций несоответствия, начинает превышать уменьшающуюся энергию напряженного эпислоя, и релаксация останавливается, а остаточное напряжение эпислоя является равновесным. Реальное остаточное напряжение в эпислое не только никогда не становится нулевым, но и превышает равновесное значение упругого напряжения, которое обусловлено конечной величиной энергии. связанной с существованием сетки дислокаций несоответствия. Соответственно, реальная плотность дислокаций несоответствия в эпислое, определяющая степень его релаксации и остаточное напряжение, оказывается меньше равновесной плотности дислокаций несоответствия, при которой достигается равновесное упругое напряжение. В свою очередь, та всегда меньше плотности дислокаций, требуемой для полной релаксации эпислоя (как отмечено выше, такой процесс энергетически невыгоден) [26].

Модель баланса сил, действующих на прорастающую дислокацию, и модель минимизации суммарной энергии эпислоя предсказывают зависимость остаточной упругой деформации ε от толщины эпислоя *h* в виде $\varepsilon \sim 1/h$, а модель равенства энергий дает $\varepsilon \sim 1/(h)^{1/2}$, что гораздо ближе к эксперименту (рис. 3) [22, 30].



Рис. 3. Зависимость остаточной упругой деформации от толщины эпислоя; экспериментальные данные и теоретическое предсказание на основе минимизации энергии эпислоя

В рассмотренных выше моделях упругого континуума дислокации несоответствия рассматриваются как существующие в эпислое изначально и лишь удлиняющиеся. Однако плотность прорастающих дислокаций в подложке слишком мала $(10^3...10^4 \text{ см}^{-2})$, чтобы указанный механизм мог объяснить релаксацию эпислоя. Очевидно, происходит размножение уже существующих дислокаций и генерация новых. Оба процесса в принципе аналогичны и заключаются в образовании и распространении дислокационной петли, которая превращается в две прорастающие дислокации и одну дислокацию несоответствия. Дислокационная петля либо испускается уже существующей дислокацией после ее закрепления каким-либо дефектом в одной (спиральный источник) или двух точках (источник Франка-Рида), либо образуется самостоятельно возле дефекта благодаря повышенной локальной деформации вокруг него, понижающей энергетический порог образования дислокации [27].

Зарождение дислокации представляет собой типичный пример активационного процесса с ненулевым активационным барьером, а нагрев является важнейшим фактором, инициирующим его. В работах [28, 29] проведено моделирование процесса образования дислокации в двумерной модели атомов, взаимодействующих по парному потенциалу Леннарда—Джонса. Показано наличие ненулевого активационного барьера для зарождения дислокации и обнаружено, что этот барьер снижается с ростом упругих напряжений в эпислое. Вследствие ангармоничности межатомного потенциала взаимодействия возникает асимметрия релаксации по отношению к знаку упругого напряжения: для растягивающих напряжений активационный барьер для зарождения дислокации уменьшается с ростом толщины эпислоя, а для сжимающих напряжений он остается почти постоянным. Кроме того, различаются механизмы перемещения атомов при образовании дислокации: в случае растягивающих напряжений это скольжение атомных рядов друг относительно друга, а в случае сжимающих — перемещение отдельных атомов. Это также может объяснять различие активационных барьеров в случае упругих напряжений разного знака: согласованное перемещение большой группы атомов менее вероятно, чем перемещение одиночного атома.

Зарождение дислокаций связано с неровностями на поверхности эпислоя, которые модулируют приповерхностное поле упругого напряжения. Вообще поверхностные неровности и поры являются характерными чертами эпислоев, выращенных при относительно низких температурах, в частности, методом молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ), лаже если они согласованы с подложкой и не напряжены, а упругие напряжения в эпислое еще больше усиливают ее шероховатость (так, в работе [31] показано, что НЕМТ-структура на подложке InP обладает среднеквадратичной шероховатостью поверхности 0,2 нм, а МНЕМТ-структура на подложке GaAs с аналогичной активной областью — 2,6 и 4,5 нм в зависимости от конструкции ММБ). Локально усиленные поля упругого напряжения под впадинами рельефа инициируют перемещение прилегающих к поверхности атомов таким образом, что образуется дислокационная полупетля, которая затем расширяется, и дислокация несоответствия опускается от поверхности к границе между эпислоем и подложкой. Атомистическое моделирование показывает, что в упругонапряженном эпислое с плоской поверхностью образование дислокаций затруднено, и это приводит к сильному возрастанию реальной критической толщины для него [28].

Сушествуют феноменологические модели релаксации на базе теории упругого континуума, учитывающие введение в эпислой новых дислокаций при образовании дислокационных петель на поверхности эпислоя. Сравнение с экспериментом показывает, что такие модели достаточно хорошо описывают эксперимент по сравнению с классическими моделями упругого континуума [21, 23, 32]. Одна из самых ранних подобных моделей — кинетическая модель Додсона и Цао — предсказывает эволюцию напряженности эпислоя по мере увеличения толщины; в ее основе лежит предположение, что скорость изменения релаксации пропорциональна скорости движения дислокаций, плотности дислокаций и эффективной напряженности [32]. В качестве доказательства тезиса о большей важности образования новых дислокаций по сравнению с удлинением существующих в процессе релаксации эпислоя приводится тот факт, что после прерывания эпитаксиального роста релаксация останавливается, при том, что скольжению дислокаций ничего не препятствует, а образование дислокаций на поверхностных источниках также останавливается [23].

Образование дислокаций несоответствия и релаксация напряженного эпислоя происходит несимметрично по направлениям [110] и [110] вследствие особенностей кристаллической структуры А^{III}В^V [33—35]. Дислокации, образующиеся в сжато-напряженном эпислое вдоль [110], обладают ядром, ограниченным атомами V группы (As) и называются α-дислокациями, а вдоль [110] — атомами III группы (In, Ga, Al) и называются β-дислокациями. В растяженно-напряженном эпислое αи β-дислокации меняются местами. Из-за разницы в своей структуре α- и β-дислокации обладают различными динамическими и электронными свойствами. Из-за большей скорости скольжения α-дислокаций релаксация вдоль направления [110] происходит быстрее, чем вдоль [110], что выражается в меньшей критической толщине, меньшем остаточном напряжении и большем числе α-дислокаций, перпендикулярных этому направлению. Заметим, что дислокации несоответствия вызывают релаксацию эпислоя перпендикулярно своему направлению.

На поверхности релаксированного эпислоя образуется характерный волнообразный рельеф в двух взаимно перпендикулярных направлениях (110). За его появление ответственны поля упругого напряжения, создаваемые дислокациями несоответствия. Само по себе образование дислокации несоответствия приводит к появлению на поверхности над дислокацией сдвиговой ступеньки (slip step) островка избыточных либо недостающих атомов. Наличие на поверхности таких сдвиговых ступенек делает ее атомно шероховатой, но мезоскопически гладкой. Дальнейшая эволюция морфологии поверхности растущего эпислоя зависит от поверхностной диффузии адсорбированных атомов: в случае сильной диффузии вещество стремится из областей с сильным полем упругой деформации в области со слабым полем, что элиминирует сдвиговые ступеньки и приводит к образованию атомно гладкой, но мезоскопически волнообразной поверхности. При значительном увеличении толщины эпислоя его поверхность в случае отсутствия поверхностной диффузии становится также и мезоскопически шероховатой, а в случае сильной поверхностной диффузии выглаживается. Сравнение экспериментального профиля поверхности релаксирующего эпислоя с промоделированным показывает, что более вероятным является сценарий образования не случайно расположенных дислокаций несоответствия с альтернативными векторами Бюргерса, а групп дислокаций с одинаковым вектором Бюргерса внутри группы [36]. Появление таких групп может быть объяснено размножением дислокаций.

Вследствие различной релаксации эпислоя вдоль направлений (110) волнообразный рельеф, образующийся вдоль этих направлений, также различается. Рельеф вдоль [110] характеризуется бо́льшим перепадом высот между гребнями и ложбинами и меньшим периодом по сравнению с рельефом вдоль [110]. Экспериментально показано, что диффузия адатомов вдоль [110] происходит быстрее по сравнению с [110] [26, 36].

Кристаллическое качество МНЕМТ-структуры оценивается как через плотность прорастающих дислокаций (равную числу прорастающих дислокаций, выходящих на 1 см² поверхности наногетероструктуры), так и через шероховатость ее поверхности. Плотность прорастающих дислокаций может быть вычислена путем подсчета выходов дислокаций на поверхность методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) либо атомносиловой микроскопии (АСМ). Обычно она принимает значения в диапазоне 10⁴...10⁹ см⁻²; так, на подготовленной к эпитаксии подложке она составляет 10^4 см⁻², а метаморфные гетероструктуры с плотностью прорастающих дислокаций до 10° см⁻ считаются низкодефектными. Гладкость поверхности влияет 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 важной задачей. Как правило, для практического применения гетероструктур с ММБ необходимо оптимизировать и конструкцию, и технологические условия роста как ММБ, так и активной части.

Конструкционные особенности ММБ

Инверсная ступень в конце ММБ. ММБ хорошо описывается моделью частично релаксированного ММБ, согласно которой ММБ релаксирует, начиная от подложки до некоторой толщины, а выше останется упругодеформированным [37]. Таким образом, ММБ оказывается состоящим из двух частей: релаксированной толстой нижней части, в которой имеются дислокации несоответствия, и напряженной тонкой верхней части, свободной от дислокаций. По мере роста ММБ его релаксированная часть увеличивается, а нерелаксированная — сохраняет свою толщину *l*, определяемую "крутизной" ММБ: $l \sim 1/(\partial x/\partial z)^{1/2}$, где x — параметр химического состава ММБ (например, содержание In в ММБ $\ln_x(Al, Ga)_{1-x}As$), z — координата перпендикулярно плоскости роста.

Описанная модель позволяет сделать очень важный вывод: поскольку из-за остаточного напряжения латеральный параметр решетки в финальной части ММБ меньше релаксированного для данного состава, то поверх ММБ можно вырастить достаточно толстый эпислой такого состава, чтобы его релаксированный параметр решетки совпал с нерелаксированным параметром решетки финальной части ММБ. Такой эпислой окажется ненапряженным, и согласованная с ним по параметру решетки активная область, расположенная выше, также будет ненапряженной. Этот эпислой называется инверсной ступенью и формируется, в частности, с помощью скачкообразного уменьшения *x* в конце ММБ $In_x(Al, Ga)_{1-x}As.$

Модель была проверена экспериментально [38]: в серии наногетероструктур с КЯ InAlAs/InGaAs/InAlAs поверх ММБ $In_xAl_{1-x}As$, где $x = 0,15 \rightarrow 0,72 + \Delta x$, была выращена инверсная ступень In_{0.72}Al_{0.28}As, и при $\Delta x = 0.04...0,08$ напряжение на вершине ММБ оказалось практически полностью скомпенсировано (в то время как модель [30] предсказывала $\Delta x \approx 0,12$). Эта наногетероструктура отличалась гораздо большим значением подвижности электронов в КЯ по сравнению с наногетероструктурой с $\Delta x = 0$, а использование инверсной ступени $\Delta x = 0,15$ привело к возникновению упругой деформации растяжения в активной области, к катастрофическому уменьшению подвижности электронов в КЯ и к образованию глубоких канавок на поверхности. Стоит отметить, что все наногетероструктуры имели примерно одинаковую среднеквадратичную шероховатость поверхности (Root Mean Square, RMS), равную 2 нм.

В работе [39] экспериментально подтверждено, что с увеличением градиента состава линейного ММБ остаточная упругая деформация в верхней части ММБ возрастает. Линейный ММБ $\ln_x Al_{1-x} As$ ($x = 0 \rightarrow 0.37...0,41$) на подложке (1 0 0) GaAs был выращен методом МЛЭ при 400 °C и $P_{As4} =$ = $1,2 \cdot 10^{-5}$ Торр. В целом прослеживается тенденция образования гладкой поверхности (RMS = 1,8...2,5 нм) при использовании инверсной ступени средней величины, а шероховатой (4,0...4,4 нм) при использовании слишком большой или слишком маленькой инверсной ступени.

Своеобразные инверсные ступени упоминаются в работе [15], в которой описывается метаморфная лазерная наногетероструктура на подложке *n*-GaAs, содержащая линейный MMБ $\ln_x Ga_{1-x}$ As, легированный Si, толщиной 1,6 мкм ($x = 0,02 \rightarrow 0,39$), Внутрь MMБ были вставлены три слоя GaAs толщиной 3 нм с целью уменьшить неровность фронта роста, что было подтверждено методом дифракции быстрых электронов RHEED (*Reflection High-Energy Electron Diffraction*). С этим согласуются данные работы [40], в которой показано, что растяженно-напряженный эпислой обладает более гладкой поверхностью в отличие от сжато-напряженного.

ММБ с разным профилем состава. Наиболее простые и часто используемые профили изменения состава ММБ — линейный и ступенчатый. ММБ с линейным профилем состава обеспечивает наиболее равномерное распределение упругих деформаций и, следовательно, дислокаций несоответствия по толщине ММБ, что позволяет минимизировать взаимодействие между дислокациями несоответствия, приводящее к остановке их скольжения и увеличению плотности прорастающих дислокаций, в то время как большие локальные упругие деформации возле резких границ между различными частями ступенчатого ММБ могут способствовать изгибанию вбок прорастающих дислокаций [41].



Рис. 4. Изменение угла разориентации кристаллической структуры по отношению к подложке по мере роста ступенчатого и линейных ММБ [42]

Большой интерес представляет вопрос, в какой степени можно влиять на релаксацию ММБ с помощью конструирования профиля изменения его химического состава по толщине.

В работе [42] исследуются линейные и ступенчатый ММБ $\ln_x Al_{1-x} As$ ($x = 0, 10 \rightarrow 0, 60$ и $\Delta x = 0, 10$ для ступенчатого ММБ, $x = 0, 05 \rightarrow 0, 95$ для линейных ММБ с разным градиентом состава), выращенные на подложке (001) GaAs на установке МЛЭ ЕРІ-930. Показано, что в ступенчатом ММБ угол разориентации кристаллической структуры эпислоев относительно подложки нарастает пропорционально толщине ММБ, а в линейном ММБ угол разориентации мал при x < 0.6 и резко возрастает при x > 0,6 (рис. 4). Также показано, что остаточное напряжение эпислоев ступенчатого ММБ больше, чем для линейного ММБ. Такое поведение линейного ММБ хорошо объясняется моделью частично релаксированного ММБ, поскольку упругодеформированный эпислой может релаксировать как через образование дислокаций несоответствия, так и через разориентацию эпислоя относительно подложки [37].

В работе [31] сравниваются электрофизические и структурные свойства In_{0,52}Al_{0,48}As/In_{0,53}Ga_{0,47}As НЕМТ-наногетероструктур с линейным и ступенчатым ММБ In_xAl_yGa_{1-x-y}As толщиной 1 мкм, выращенных на подложках GaAs методом МЛЭ на установке Varian Modular Gen при давлении As₄ $1,5 \cdot 10^{-5}$ Торр и при температуре роста ММБ в диапазоне 250...500 °С. Линейный ММБ обладал постепенно изменяющимся составом Al_{0.51}Ga_{0.49}As → → In_{0.52}Al_{0.48}As, а ступенчатый ММБ состоял из двух слоев In_{0.36}Al_{0.33}Ga_{0.31}As и In_{0.52}Al_{0.48}As толщиной 0,5 мкм каждый. Показано, что линейный ММБ по сравнению со ступенчатым ММБ обеспечивает меньшую шероховатость поверхности (2,6 и 4,5 нм соответственно) и большую подвижность электронов в КЯ (9800 и 9200 см²/($\mathbf{B} \cdot \mathbf{c}$) соответственно при T = 300 K, 38000 и 26000 см²/(B·c) соответственно при T = 77 K). Но в данном случае состав ступенчатого ММБ изменяется слишком резко по сравнению с линейным ММБ.

В работе [43] предлагается линейно-ступенчатый ММБ, профиль химического состава которого показан на рис. 5. Наногетероструктура с КЯ на подложке GaAs на основе предлагаемого ММБ отличается повышенной подвижностью электронов. Наиболее оптимальное соотношение толщин слоев изменяющегося и постоянного состава (h_1 и h_2 соответственно) составляет $h_1/(h_1 + h_2) = 0,2...0,3$ (рис. 6). Также делается вывод относительно оптимальной толщины предлагаемого ММБ (600 нм, рис. 7).



Рис. 5. Зависимость содержания In от толщины в линейно-ступенчатом ММБ [43]



Рис. 6. Зависимость подвижности электронов от величины $h_1/(h_1 + h_2)$ [43]



Рис. 7. Зависимость подвижности электронов от суммарной толщины линейного и предлагаемого в работе [43] линейно-ступенчатого ММБ



Рис. 8. Линейный, выпуклый и вогнутый профили химического состава ММБ из работы [44]

В работе [44] сравниваются три ММБ $\ln_x Ga_{1-x} As$ ($x = 0,02 \rightarrow 0,42$) толщиной 0,75 мкм на подложке GaAs (0 0 1), выращенные на установке МЛЭ EPI930 (VEECO) при температуре 380 °C, характеризующиеся линейным, выпуклым и вогнутым профилями химического состава (рис. 8). Оказалось, что наименьшую шероховатость поверхности дал линейный ММБ, промежуточную — выпуклый, а наибольшую — вогнутый: 1,25, 1,46 и 1,95 нм соответственно.

В работе [30] исследовалась серия образцов с ММБ In_xGa_{1-x} As ($x = 0 \rightarrow 0,29-0,34$) толщиной 2,1...2,4 мкм на подложке (0 0 1) GaAs, обладающих линейным, параболическим и квадратнокорневым профилями химического состава, выращенных методом МЛЭ. В данном случае и параболический, и квадратнокорневой ММБ имели уменьшающийся к вершине ММБ градиент состава и мало различались, поэтому в дальнейшем мы будем объединять их под названием нелинейных. Также исследовался ступенчатый ММБ ($\Delta x = 0.05$). Исследования показали, что линейный ММБ имеет меньшую шероховатость поверхности по сравнению с нелинейными ММБ, а также, в соответствии с предсказанием модели, меньшую толщину верхней нерелаксированной части ММБ и большую остаточную упругую деформацию. Ступенчатый ММБ по сравнению с линейным ММБ привел к уменьшению среднеквадратичной шероховатости поверхности (5,0 нм вместо 6,3 нм) и к небольшому уменьшению остаточной упругой деформации. На основании анализа данных для всей совокупности образцов с ММБ нельзя усмотреть какойлибо зависимости между шероховатостью поверхности, остаточной упругой деформацией и толщиной нерелаксированной части ММБ.

Дислокации несоответствия, расположенные на разной толщине ММБ, останавливают движущиеся поперек них прорастающие дислокации, что вызывает прекращение удлинения связанных с ними дислокаций несоответствия и замедление релаксации (эффект деформационного упрочнения, workhardening effect). Благодаря ему нижняя насыщенная дислокациями часть ММБ, которую мы называли релаксированной, на самом деле релаксирована неполностью и обладает некоторым значением "замороженной" деформации. Одинаковый в любой точке градиент состава линейного ММБ способствует однородному распределению дислокаций несоответствия и в результате обладает меньшим значением "замороженной" деформации по сравнению с нелинейными ММБ. Увеличение температуры роста и использование As₄ приводит к увеличению значения "замороженной" деформации. В то же время утверждается, что это может способствовать большей стабильности ММБ по отношению к механическим напряжениям, создаваемым вышележащей активной областью.

В работе [45] исследуются $In_{0.5}Al_{0.5}As/In_{0.5}Ga_{0.5}As$ МНЕМТ-наногетероструктуры с ММБ $In_xAl_{1-x}As$ ($x = 0,15 \rightarrow 0,55$) толщиной 1 мкм с тремя профилями состава: вогнутым, линейным и выпуклым, выращенные на подложках GaAs (001) методом МЛЭ, температура роста ММБ $T_g = 350$ °C. Показано, что шероховатость поверхности наименьшая для наногетероструктуры с ММБ с вогнутым профилем как до выращивания активной области, так и после. Также показано, что плотность прорастающих дислокаций в ММБ слабо зависит от профиля его состава и уменьшается с уменьшением градиента состава верхней, приповерхностной части ММБ. Электрофизические параметры МНЕМТ-наногетероструктур практически одинаковы.

В работе [12] показано, что $In_xAl_{1-x}As$ ММБ с $x = 0 \rightarrow 0,34$, выращенный на установке МЛЭ ЕРІ930 при температуре 450 °С, обладает несколько большей шероховатостью поверхности по сравнению с таким же $In_xGa_{1-x}As$ ММБ (1,79 и 1,39 нм соответственно при толщине ММБ 1 мкм; 2,35 и 1,34 нм соответственно при толщине ММБ 2 мкм). Кроме того, заглаживающий слой постоянного состава InGaAs, выращенный поверх ММБ, также приводит к образованию более гладкой поверхности по сравнению с InAlAs.

При использовании ММБ из целиком тройного твердого раствора InAlAs либо InGaAs возникают две проблемы: с одной стороны, очень высокое содержание Al в InAlAs MMБ (около 100 % в начальной части) вызывает повышенную шероховатость поверхности метаморфного буфера и вышележащих слоев, а с другой стороны, InGaAs MMБ обладает худшими изолирующими свойствами из-за меньшей запрещенной зоны. В работе [46] предлагается метаморфный буфер, состоящий из двух частей: нижняя часть, состоящая из четверного твердого раствора $In_xGa_yAl_{1-x-y}As$ ($x = 0.06 \rightarrow 0.248$, $y = 0.54 \rightarrow 0.32$, $1 - x - y \equiv 0.40$), и верхняя часть, состоящая из тройного твердого раствора In_xAl_{1-x}As $(x = 0,25 \rightarrow 0,52)$. В предлагаемом ММБ по сравнению с целиком четверным ММБ $In_xGa_vAl_{1-x-y}As$ $(x = 0.06 \rightarrow 0.56, y = 0.54 \rightarrow 0.04, 1 - x - y = 0.40)$ уменьшается ток утечки (с 0,450 мкА/мм до 0,006 мкА/мм) и сохраняется невысокое значение RMS (1...1,1 нм). К сожалению, значение RMS для целиком тройного метаморфного буфера не приведено.

Технологические режимы роста ММБ

К наиболее важным технологическим параметрам эпитаксиального роста относятся температура подложки во время роста эпислоя, давление мышьяка и тип используемых молекул мышьяка: As₂ либо As₄. Часто оказывается, что эти параметры сильнее определяют кристаллическое качество метаморфной гетероструктуры, чем конструкция ММБ.

В ряде работ исследовалась зависимость шероховатости поверхности от температуры роста метаморфной гетероструктуры. На рис. 9 показаны тренды изменения значения среднеквадратичной шероховатости поверхности в зависимости от изменяемой температуры роста для наборов одинаковых метаморфных гетероструктур.

Видно, что оптимальный диапазон температур роста MMБ In(AlGa)As, в котором достигается наибольшая гладкость поверхности, составляет 350...400 °С для различных составов ММБ (а может быть, и ниже 350 °C). Заметим, что оптимальный диапазон T_g по отношению к подвижности электронов не совсем совпадает с вышеуказанным: 350...450 °С (рис. 10). Тем не менее, встречаются сообщения о гораздо более высоких оптимальных температурах роста: в работе [10] на примере гетероструктуры на полуизолирующей подложке (001) GaAs, состоящей из буфера GaAs, эпислоя In_{0.40}Al_{0.60}As толщиной 1 мкм и эпислоя $In_{0.50}Al_{0.50}As$ толщиной 1 мкм, показано, что повышение температуры роста эпислоя $In_{0.40}Al_{0.60}As$ с 480 °С до в среднем 505 °С приводит к выглаживанию поверхности и увеличению интенсивности и узкости пика на дифрактограмме от следующего за ним эпислоя $In_{0,50}Al_{0,50}As$. Однако такие высокие значения T_g маловероятны.

Давление мышьяка в процессе эпитаксиального роста ММБ также имеет оптимальный диапазон, в котором обеспечивается наибольшая гладкость поверхности: так, в упоминавшейся выше работе [49] было проведено дополнительное исследование вли-



Рис. 9. Тренды изменения шероховатости поверхности метаморфных гетероструктур в зависимости от изменяемой температуры



Рис. 10. Зависимость подвижности электронов от температуры роста ММБ из работы [31]



Рис. 11. Зависимость среднеквадратичной шероховатости поверхности и подвижности электронов в МНЕМТ-наногетероструктуре от эффективного отношения потоков элементов V и III групп при эпитаксиальном росте ММБ [53]

яния давления As₂ на шероховатость поверхности метаморфной гетероструктуры, и наиболее гладкая поверхность получилась при давлении 5 мкТорр из диапазона 3...7,6 мкТорр. Величину потока молекул мышьяка часто увязывают с потоками атомов элементов III группы с помощью введения так называемого эффективного отношения потоков элементов V и III групп ($R_{V/III}$). $R_{V/III}$ принимается равным единице, если при малейшем уменьшении потока мышьяка вместо однородного эпислоя начинают образовываться капельки металла [25]. Величина $R_{V/III}$ также имеет оптимальный диапазон: так, в работе [53] было исследовано влияние значения R_{V/III} на шероховатость поверхности In_{0.52}Al_{0.48}As/In_{0.53}Ga_{0.47}As MHEMT-hahoretepoctруктуры со ступенчатым ММБ $In_xAl_1 - xAs$ (x = $= 0,10 \rightarrow 0,52, \Delta x = 0,10),$ результаты представлены на рис. 11.

Кроме того, величина потока мышьяка тесно связана с температурой роста. Вышеупомянутые разногласия в выборе оптимальной температуры роста ММБ связаны, скорее всего, с различными термодинамическими состояниями растущего эпислоя, вызванными неодинаковыми значениями потока мышьяка. Поскольку мышьяк очень активно реиспаряется с поверхности растущего эпислоя, увеличение потока мышьяка и уменьшение температуры роста должны иметь сходный эффект.

Использование димеров мышьяка (As₂) вместо тетрамеров (As₄) приводит к улучшению кристаллической структуры ММБ, что выражается в уменьшении среднеквадратичной шероховатости поверхности [30], в устранении ее гранулированности и в появлении более узких и интенсивных пиков на дифрактограмме от отдельных слоев ММБ [54].

Заключение

Релаксация ММБ хорошо описывается моделью частично релаксированного ММБ, многократно подтвержденной экспериментально, согласно которой ММБ состоит из двух частей: нижней релаксированной и верхней упругонапряженной. С целью стабилизировать верхнюю часть ММБ и лежащую выше активную область наногетероструктуры поверх ММБ выращивается инверсная ступень с меньшим параметром решетки. Правильно подобранное значение рассогласования инверсной ступени относительно вершины ММБ позволяет уменьшить шероховатость поверхности и увеличить подвижность электронов в канале. Тонкий растяженно-напряженный эпислой, внедренный в ММБ, помогает добиться большей гладкости фронта роста.

Показано, что увеличение соотношения потоков элементов III (As) и V (Al, Ga, In) групп, так же как и уменьшение температуры роста, замедляет релаксацию MMБ $\ln_x(AlGa)_{1-x}$ As. Существует оптимальный диапазон как для отношения потоков элементов III и V групп, так и для температуры роста (350...400 °C), в котором обеспечивается наилучшее качество кристаллической структуры MMБ $\ln_x(AlGa)_{1-x}$ As на подложке GaAs, а следовательно, и вышележащей активной области. Использование димеров мышьяка (As₂) вместо тетрамеров (As₄) приводит к значительному улучшению кристаллической структуры MMБ.

По сравнению с вышеперечисленными технологическими параметрами эпитаксиального роста изменение профиля химического состава ММБ слабее влияет на электрофизические и структурные свойства наногетероструктур. Линейный ММБ в соответствии с моделью частично релаксированного ММБ обладает меньшей толщиной верхней нерелаксированной части по сравнению с нелинейными ММБ. Показано, что линейный ММБ по сравнению с нелинейными ММБ обеспечивает немного меньшую шероховатость поверхности из-за того, что механические напряжения распределены равномерно по его толщине. В то же время нелинейный ММБ с бо́льшим градиентом состава в начале и с меньшим в конце обеспечивает бо́льшую "замороженную" упругую деформацию в нижней части ММБ, возникающую вследствие взаимодействия дислокаций. Это может усилить стабильность ММБ по отношению к механическим напряжениям, создаваемым вышележащей активной областью. Особняком стоит ступенчатый ММБ: показано, что наличие резких перепадов состава в ММБ способствует сдерживанию его релаксации и увеличению остаточной упругой деформации.

ММБ из четверного твердого раствора $In_x(Al_yGa_{1-y})_{1-x}As$ обладает таким преимуществом тройного ММБ $In_xGa_{1-x}As$, как меньшая шероховатость поверхности, и таким преимуществом тройного ММБ In_xAl_{1-x} As, как лучшие изолирующие свойства.

Также используется такое свойство метаморфного слоя с неоднородным распределением состава по толщине, как неодинаковая чувствительность его различных частей к селективному травителю. В результате возможно получение определенной формы выемки для затвора, что оказывает влияние на работу транзистора.

Таким образом, результаты исследований показали, что дальнейшие работы целесообразно проводить по двум направлениям: одно связано с совершенствованием технологии изготовления метаморфных наногетероструктур, а другое — с разработкой монолитных интегральных схем на метаморфных наногетероструктурах.

Работа выполнена в рамках государственных контрактов № 16.513.11.3113 от 12 октября 2011 г. и № 16.426.11.0046 от 12 сентября 2011 г. по заказу Минобрнауки России.

Список литературы

1. **Kim D.-H., del Alamo J. A.** 30-nm InAs PHEMTs with $f_{\rm T}$ = 644 GHz and $f_{\rm max}$ = 681 GHz // IEEE Electron Device Letters. 2010. Vol. 31, N 8. P. 806–807.

2. Son M.-S., Lee B.-H., Kim M.-R., Kim S.-D., Rhee J.-K. Simulation of the DC and the Millimeter-Wave Characteristics of Similarity of the De and the trimineter wave characteristics of $A_{1,1}$ and $A_{1,1}$ of $A_{1,2}$ and $A_{2,1}$ and $A_{2,1}$

3. Isler M. DX centers in Si-doped In Al₁, As $(0,3 \le x \le 0,5)$ // Solid-State Electronics. 2002. Vol. 46. P. 585–588.

4. Jessen G. H., Fitch R. C., Gillespie J. K., Via G., Crespo A., Langley D., Denninghoff D. J., Trejo M., Heller E. R. Short-channel effect limitations on high-frequency operation of AlGaN/GaN HEMTs for T-gate devices // IEEE Transactions on electron devices. 2007. Vol. 54, Is. 10. P. 2589–2597.

5. Monier C., Sandhu R., Cavus A., Gutierrez-Aitken A. Inte-frated contact interface layer. Patent US 2008/0230803 A1. Publication date 25.09.2008.

6. Wallart X., Lastennet J., Vignaud D., Mollot F. Performances and limitations of InAs/InAlAs metamorphic heterostructures on InP for high mobility devices // Appl. Phys. Lett. 2005. Vol. 87. P. 043504.

7. Cordier Y., Bollaret S., Zaknoune M., Dipersio J., Ferre D. Properties of metamorphic materials and device structures on GaAs substrate: influence of indium content on material properties and device performance // Jpn. J. Appl. Phys. 1999. Vol. 38. P. 1164–1168.

8. Bollaert S., Cordier Y., Zaknoune M., Happy H., Hoel V., **Lepillet S., Théron D., Cappy A.** The indium content in meta-morphic $\ln_x Al_{1-x} As/\ln_x Ga_{1-x} As$ 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_{0,52}Al_{0,48}As/In_{0,60}Ga_{0,40}As Odouble-heterostructure pseudomorphic high electron mobility transistors grown on a GaAs substrate // Solid-State Electronics. 2002. Vol. 46. P. 69-73.

10. 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.

Structures on GaAs // Physica E. 2008. Vol. 40. P. 28/4–28/8. 11. Hoke W. E., Kennedy T. D., Torabi A., Whelan 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 ma-terials and device structures on GaAs substrates // J. Cryst. Growth. 2003. Vol. 251. P. 804–810. 12. Tangring I., Wang S. M., Sadeghi M., Gu Q.F., Larsson A. Optimization of 1.2 or metamorphic InCoAs group unpublic on

Optimization of 1,3 µm metamorphic InGaAs quantum wells on GaAs grown by molecular beam epitaxy // J. Cryst. Growth. 2005. Vol. 281. P. 220–226.

13. Tångring I., Song Y. X., Lai Z. H., Wang S. M., Sadeghi M., Larsson A. A study of the doping influence on strain relaxation

Larsson A. A study of the doping influence on strain relaxation of graded composition InGaAs layers grown by molecular beam epitaxy // J. Cryst. Growth. 2009. Vol. 311. P. 1684–1687. 14. Tångring I., Wang S. M., Gu Q. F., Wei Y. Q., Sadeghi M., Larsson A., Zhao Q. X., Akram M. N., Berggren J. Strong 1,3– 1,6 mm light emission from metamorphic InGaAs quantum wells on GaAs // Appl. Phys. Lett. 2005. Vol. 86. P. 171902. 15. Tångring I., Ni H. Q., Wu B. P., Wu D. H., Xiong Y. H., Huang S. S., Niu Z. C., Wang S. M., Lai Z. H., Larsson A. 1,58 µm InGaAs quantum well laser on GaAs // Appl. Phys. Lett. 2007 Vol. 91 P. 221101

2007. Vol. 91. P. 221101.

16. Beam E. A., Evans G. A., Saunier P. Long wavelength laser diodes on metamorphic buffer modified gallium arsenide wafers. Patent EP 1 249 906 A2. Date of publication 16.10.2002, Bulletin 2002/42.

17. Suomalainen S., Vainiopaa A., Tengvall O., Hakulinen T., Karirinne S., Guina M., Okhotnikov O. G. Long-wawelength fast Karrinne S., Guila M., Oknomikov O. G. Long-wawelength last semiconductor saturable absorber mirrirs using metamorphic growth on GaAs substrate // Appl. Phys. Lett. 2005. Vol. 87. P. 121106.
18. Hori Y., Onda K. Field-effect semiconductor device with a recess profile. Patent US 6262444 B1. Publication date 17.07.2001.
19. Shang X. Z., Wu S. D., Liu C., Wang W. X., Guo L. W., Huang Q., Zhou J. M. Low temperature step-graded InAlAs/GaAs

ang Q., Zhou J. W. Low temperature step-graded marks/GaAs metamorphic buffer layers grown by molecular beam epitaxy // J. Phys. D: Appl. Phys. 2006. Vol. 39. P. 1800–1804.
20. Jasik A., Sass J., Mazur K., Wesołowski M. Investigation of strained InGaAs layers on GaAs substrate // Optica Applicata. 2007. Vol. 37, N 3. P. 237–242.
21. Marée P. M., Barbour J. C., van der Veen J. F., Kavanagh K. L., Bulle-Lieuwma C. W. T., Viegers M. P. A. Generation of misfit dislocations in semiconductors // L Appl. Phys.

ration of misfit dislocations in semiconductors // J. Appl. Phys.

1987. Vol. 62, N 11. P. 4413–4420.
22. Drigo A. V., Audinli A., Carnera A., Genova F., Rigo C., Ferrari C., Franzosi P., Salviati G. On the mechanism of strain release in molecular-beam-epitaxy-grown In Ga_{1 – x}As/GaAs single heterostructures // J. Appl. Phys. 1989. Vol. 66, N 5. P. 1975–1983.

23. Beresford R., Lynch C., Chason E. Kinetics of dislocation-mediated strain relaxation in InGaAs/GaAs heteroepitaxy // J. Cryst. Growth. 2003. Vol. 251. P. 106–111.

24. **Rodriguez B. P., Millunchick J. M.** The role of morphology in the relaxation of strain in InGaAs/GaAs // J. Cryst. Growth. 2004. Vol. 264. P. 64–69.

25. France R., Ptak A. J., Jiang C.-S., Ahrenkiel S. P. Control of asymmetric strain relaxation in InGaAs grown by molecular-

of asymmetric strain relaxation in InGaAs grown by molecular-beam epitaxy // J. Appl. Phys. 2010. Vol. 107. P. 103530. 26. Andrews A. M., Speck J. S., Romanov A. E., Bobeth M., Pompe W. Modeling cross-hatch surface morphology in growing mis-matched layers. // J. Appl. Phys. 2002. Vol. 91, N 4. P. 1933–1943. 27. Ayers J. E. Heteroepitaxy of semiconductors. Taylor & Francis Group, 2007. 447 p. 28. Dong L., Schnitker J., Smith R. W., Srolovitz D. J. Stress relaxation and misfit dislocation nucleation in the growth of mis-fitting filme: A molecular dynamics simulation study. // L Appl.

fitting films: A molecular dynamics simulation study // J. Appl. Phys. 1997. Vol. 83, N 1. P. 217—227. 29. **Трушин О. С.** Моделирование процессов релаксации

упругих напряжений в гетероэпитаксиальных структурах // Микроэлектроника. 2008. Т. 37, № 6. С. 418—428.

Микроэлектроника. 2008. Т. 3/, № 6. С. 418–428. 30. Romanato F., Napolitani E., Carnera A., Drigo A.V., Laz-zarini L., Salviati G., Ferrari C., Bosacchi A., Franchu S. Strain relaxation in graded composition $\ln_x Ga_{1-x}As/GaAs$ buffer lay-ers // J. Appl. Phys. 1999. Vol. 86, N 9. P. 4748–4755. 31. Haupt M., Köhler K., Ganser P., Emminger S., Müller S., Rothemund W. Growth of high quality $Al_{0,48} In_{0,52} As/Ga_{0,47} In_{0,53} As$

heterostructures using strain relaxed $Al_xGa_yIn_{1-x-y}As$ buffer layers on GaAs // Appl. Phys. Lett. 1996. Vol. 69, N 3. P. 412–414. 32. **Dodson B. W., Tsao J. Y.** Relaxation of strained-layer

semiconductor structures via plastic flow // Appl. Phys. Lett. 1987. Vol. 51, N 17. P. 1325–1327.

33. Abrahams M. S., Blanc J., Buiocchi C. J. Like-sign asymmetric dislocations in zinc-blende structure // Appl. Phys. Lett. 1972. Vol. 21, N 5. P. 185-186.

34. Salviati G., Ferrari C., Lazzarini L., Nasi L., Drigo A. V., Berti M., De Salvador D., Natali M., Mazzer M. Structural characterization of InGaAs/InP heterostructuresgrown under compressive and tensile stress // Applied Surface Science. 2002. Vol. 188. P. 36–48.

35. Gelczuk Ł., Serańczuk J., Dąbrowska-Szata M., Dłużewski P. Anisotropic mist strain relaxation in lattice mismatched InGaAs/GaAs heterostructures grown by MOVPE // J. Cryst. Growth. 2008. Vol. 310. P. 3014–3018.

36. Andrews A. M., LeSar R., Kerner M. A., Speck J. S., Ro-manov A. E., Kolesnikova A. L., Bobeth M., Pompe W. Modeling crosshatch surface morphology in growing mismatched layers. Part II: Periodic boundary conditions and dislocation groups // J. Appl. Phys. 2004. Vol. 95, N 11. P. 6032-6047.

37. Tersoff J. Dislocations and strain relief in compositionally graded layers // Appl. Phys. Lett. 1993. Vol. 62, N 7. P. 693-695. 38. 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.

39. Cordier Y., Ferre D., Chauveau J.-M., Dipersio J. Surface orphology and strain relaxation of InAlAs buffer layers grown lattice mismatched on GaAs with inverse steps // Applied Surface Science. 2000. Vol. 166. P. 442-445.

40. Fitzgerald E. A., Samavedam S. B., Xie Y. H., Giovane L. M. Influence of strain on semiconductor thin film epitaxy // J. Vac. Sci. Technol. A. 1997. Vol. 15, N 3. P. 1048-1056.

41. Lester L. F., Dawson L. R., Pease E. A., Metamorphic buffer on small lattice constant substrates. Patent WO 2005/086868 A2. Publication date 22.09.2005.

42. Lee D., Park M. S., Tang Z., Luo H., Beresford R., Wie C. R. Characterization of metamorphic In Al₁ _ As/GaAs buffer layers using reciprocal space mapping // J. Appl. Phys. 2007. Vol. 101. P. 06352

43. Mishima T., Higuchi K., Mori M., Kudo M., Kusano C. Lattice-mismatched crystal structures and semiconductor device using the same. Patent US 5633516. Publication date 27.05.1997. 44. Tångring I., Song Y. X., Lai Z. H., Wang S. M., Sadeghi M., Larsson A. A study of the doping inuence on strain relaxation of

graded composition InGaAs layers grown by molecular beam epi-taxy // J. Cryst. Growth. 2009. Vol. 311. P. 1684–1687. 45. Choi H., Jeong Y., Cho J., Jeon M.H. Effectiveness of non-linear graded buffers for In(Ga, Al)As metamorphic layers grown on GaAs (0 0 1) // Journal of Crystal Growth. 2009. Vol. 311. P. 1091-1095

46. Hoke W. E., Lyman P. S. Quaternary-ternary semiconductor devices. Patent US 6818928 B2. Publication date 16.11.2004.
47. Lazzarini L., Salviati G., Franchi S., Napolitani E. A TEM

and SEM-cathodoluminescence study of oval defects in graded InGaAs/GaAs buffer layers // Materials Science and Engineering B. 2001. Vol. 80. P. 120–124.

48. Wang S. M., Tångring I., Gu Q. F., Sadeghi M., Larsson A.,
48. Wang S. M., Tångring I., Gu Q. F., Sadeghi M., Larsson A.,
Wang X. D., Ma C. H., Buyanova I. A., Chen W. M. Metamorphic InGaAs quantum wells for light emission at 1,3–1,6 μm //
Thin Solid Films. 2007. Vol. 515. P. 4348–4351.
49. Shang X. Z., Wu S. D., Liu C., Wang W. X., Guo L. W.,
Huang Q., Zhou J. M. Low temperature step-graded InAlas/GaAs
metamorphic huffer layers grown by molecular beam enizavy. //

metamorphic buffer layers grown by molecular beam epitaxy // J. Phys. D: Appl. Phys. 2006. Vol. 39. P. 1800–1804. 50. 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. P. 235—239.
 51. Katzer D. S., Rabinovich W. S., Beadie G. InGaAs/AlGaAs intersubband transition structures grown on InAlAs buffer layers on GaAs substrates by molecular beam epitaxy // J. Vac. Sci. Technol. B. 2000. Vol. 18, N 3. P. 1614–1618. 52. Jiang Z., Wang W., Gao H., Liu L., Chen H., Zhou J. Strain relaxation and surface morphology of high indium content

InAlAs metamorphic buffers with reverse step // Applied Surface

Science. 2008. Vol. 254. P. 5241–5246. 53. Gao H.-L., Zeng Y.-P., Wang B.-Q., Zhu Z.-P., Wang Z.-G. Influence of V/III ratio on the structural and photoluminescence properties of In_{0,52}AlAs/In_{0,53}GaAs metamorphic high electron

mobility transistor grown by molecular beam epitaxy // Chienese Physics B. 2008. Vol. 17, N 3. P. 1119–1123. 54. 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.

УДК 621.3.082.61

А. А. Агасиев, д-р физ.-мат. наук, проф., Э. М. Магеррамов, канд. физ.-мат. наук, доц., Ч. Г. Ахундов, канд. физ.-мат. наук, ст. науч. сотр., М. З. Мамедов, канд. физ.-мат. наук, ст. науч. сотр., С. Н. Сармасов, канд. физ.-мат. наук, зав. лаб., Бакинский государственный университет, г Баку, e-mail: maharramov eldar@yahoo.com

ЭЛЕКТРОПРОВОΔНОСТЬ В ДИСПЕРСНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ΠΛΕΗΚΑΧ

Поступила в редакцию 16.02.2012

Рассмотрена зависимость электропроводности платиновых и никелевых пленок различной толщины от температуры и напряженности электрического поля. Зависимость электропроводности от температуры и напряженности электрического поля можно объяснить как термоэлектронной эмиссией, так и моделью Нейгебауэра и Вебба.

Ключевые слова: электропроводность, структурный дефект, туннелирование, тонкая пленка

Ввеление

Исследование физических процессов, протекающих в тонких пленках металлов, полупроводников и диэлектриков, представляет большой научный и практический интерес. Тонкие пленки широко используются в микроэлектронике и других областях новой техники. Их отличительной особенностью является конечность толщины, которая может играть решающую роль во многих физических процессах, и по своей структуре тонкие пленки отличаются от массивных материалов. На их формирование большое влияние оказывают не только технология нанесения, а также материал и структура подложки. Различают сплошные и гранулированные пленки, а описание зависимости свойств от толщины может вестись с помошью как классического, так и квантового аппарата статистической физики. В тонких пленках возможны эффекты, вовсе отсутствующие в массивных материалах (например, туннелирование электронов в гранулированных пленках).

В зависимости от стадии роста пленка может быть гранулированной или островной (т. е. состоящей из дискретных частиц), пористой (сетчатой) или сплошной. Каждая стадия характеризуется

своими собственными электрическими свойствами, которые следует рассматривать отдельно.

Электропроводность гранулированных пленок на несколько порядков величины меныше, чем у массивного материала, и обычно характеризуется отрицательным температурным коэффициентом сопротивления (ТКС). Электропроводность носит линейный характер в области слабых электрических полей, но становится нелинейной в сильных полях. Результаты трактуются на основе различных механизмов проводимости, таких как термоэлектронная и шотковская эмиссия, туннелирование через вакуумный зазор и ловушки в диэлектрической подложке.

Электропроводность в слабых и сильных электрических полях

Проводимость есть произведение равновесной концентрации носителей n, их заряда e и подвижности μ при условии, что равновесная концентрация зарядов поддерживается, а взаимодействием между носителями можно пренебречь. Равновесная плотность термически возбужденных носителей тока (один электрон на частицу) выражается в виде

$$n = \frac{n_0}{r^3} \mathbf{e}^{-e^2/\varepsilon rkT},\tag{1}$$

где n_0 — общее число частиц; r — толщина пленки; e — заряд электрона; ε — диэлектрическая постоянная; k — постоянная Больцмана; T — температура. При этом предполагается, что они располагаются в пленке в виде линейных цепочек. Вероятность перехода между частицами в направлении поля под действием приложенной разности потенциалов между частицами запишется так:

$$p_{net} = p_{+u} - p_{-u}.$$
 (2)

Вероятность передачи "дополнительного" заряда частицы *i* к частице *j* в направлении поля можно представить в виде

$$p \sim \int_{-\infty}^{\infty} Df_i (1 - f_j) dE.$$
(3)

Здесь f_i и f_j — фермиевские функции распределения частиц с энергией соответственно E_i и E_j (или U); D — коэффициент переноса, который для слабых полей между двумя электродами определяется выражением

$$D \approx \frac{\sqrt{2m\varphi}}{h^2 d} \exp\left(-\frac{4\pi d}{h}\sqrt{2m\varphi}\right),\tag{4}$$

где m — масса электрона; h — постоянная Планка; d — расстояние между частицами; φ — потенциальный барьер между частицами, который можно охарактеризовать работой выхода металла. Подставляя (3) и выражение для функций Ферми в уравнение (2) и полагая, что равновесная концентрация носителей не меняется (это означает, что kT >> eU), получим:

$$p_{net} \approx D\left(\frac{eU}{1 - \mathbf{e}^{-eU/kT}}\right) + \frac{eU}{1 - \mathbf{e}^{-eU/kT}}.$$
 (5)

При малых полях $(U \rightarrow 0)$ уравнение (5), выражающее число переходов в 1 с, примет вид

$$P_{net} \sim DeU.$$
 (6)

Вероятность перехода от одной частицы к частице, имеющей поперечное сечение πr^2 , определяется формулой

$$p_r \approx Dr^2 e U.$$
 (7)

Поскольку скорость носителей заряда, проходящих расстояние *d* за время $t = 1 > p_r$, есть $v = d/t = dp_r$, подвижность (см²/B·c) в поле *U*/*d* запишется в виде

$$\mu = \frac{d^2 p_r}{U} \approx D e r^2 \sigma^2.$$
(8)

Выражение для электропроводности [1]:

$$\sigma = \frac{AeT}{k} d\exp\left(-\frac{\varphi - Be^2/d}{kT}\right),\tag{9}$$

где *А* — характерная для каждой пленки постоянная. Из соотношений (8) и (9) находим:

$$\sigma = ne\mu \approx \frac{d^2}{r}e^2 D \exp \frac{-e/\varepsilon r}{kT} \approx \frac{d\phi^2}{r} \exp \left(\frac{-e^2}{\varepsilon r kT} - \frac{4\pi d}{h}\sqrt{2m\phi}\right).$$
(10)

Таким образом, при слабых полях имеем омическую проводимость и экспоненциальную ее зависимость от величины, обратной температуре, а также зависимость от размеров островков и расстояния между ними. Величина $e^2/\varepsilon r$ — это энергия, необходимая для удаления электрона в бесконечность, а чтобы перенести электрон на расстояние *d*, энергия должна быть меньше и определяться выражением

 \approx

$$\varepsilon = \frac{e^2}{\varepsilon k} - \frac{e^2}{\varepsilon (d-r)}.$$
 (11)

Для слабых полей электропроводность подчиняется закону Ома. Отклонение от закона Ома можно ожидать для сильных полей из-за уменьшения энергии активации благодаря накоплению энергии при движении заряда вдоль поля, а также из-за усиленной автоэлектронной эмиссии через модифицированный потенциальный барьер.

Если *E* есть поле между частицами, которое всегда больше среднего поля, приложенного к пленке, то эффективная энергия активации

$$\varepsilon_{\Rightarrow\varphi\varphi} \approx \frac{e^2}{\varepsilon} - \frac{2e^{\frac{3}{2}}E^{\frac{1}{2}}}{\varepsilon} + reE.$$
 (12)

Таким образом, в области сильных полей второй член приводит к отклонению от закона Ома, которое сильно зависит от температуры, и пропорционально ехр \sqrt{E} . Для 2 нм отклонение становится заметным в полях напряженностью порядка $10^3...10^4$ В/см. Член *reE* пренебрежимо мал для малых *r* и промежуточных полей, тогда как для сильных полей его влияние приводит к насыщению проводимости. А это значит, что в очень сильных полях электроны переносятся быстрее, чем при термическом возбуждении.

Полагается, что электронные энергетические уровни металлической частицы конечных размеров должны квантоваться, и переход электронов от частицы к частице происходит посредством туннелирования между их перекрывающимися или пересекающимися энергетическими уровнями [2].

Вышеизложенное согласуется с экспериментальными результатами исследования электропроводности в дисперсных пленках.

Эксперимент

Нами получены металлические пленки платины и никеля различной толщины с помощью разряда в среде аргона и кислорода на постоянном токе методом магнетронного ионного распыления. Расстояние между подложкой и мишенью варьировалось в пределах 3...11 см, при этом напряжение изменялось от 200 до 600 В. Исследовались электропроводности несплошных платиновых пленок различной толщины в зависимости от температуры. Исследовалось изменение электропроводности несплошных никелевых пленок при различных температурах в зависимости от электрического поля.

Результаты и их обсуждение

На рис. 1 представлена зависимость электропроводности от температуры. Наблюдается рост энергии активации при уменьшении толщины пленки, при диэлектрической проницаемости ε , равной 3 (среднее значение для вакуума и стекла), от самых тонких пленок r = 0,8 нм до самых толстых r = 2,5 нм. Эти значения хорошо согласуются с представлениями о толстых пленках.

Чем мельче частицы, тем больше энергия активации, и чем больше расстояния между частицами, тем меньше вероятность туннелирования. Размеры частиц, а также зазор между ними обычно больше для менее тугоплавких материалов, т. е. для тех, у которых более высокая температура осаждения и более гладкие подложки. Таким образом, при заданных условиях осаждения можно оценить электропроводность гранулированных пленок. В сильных электрических полях электропроводность становится нелинейной, что особенно заметно при низких температурах и подчиняется зависимости $\exp \sqrt{E}$ (рис. 2).

Зависимость электропроводности от температуры и напряженности электрического поля можно объяснить термоэлектронной эмиссией, которая описывается моделью Нейгебауэра и Вебба [3]. Эта модель хо-



Рис 1. Изменение электропроводности несплошных платиновых пленок различной толщины в зависимости от температуры





рошо объясняет большую часть общих характеристик электропроводности гранулированных пленок; электропроводность, вычисленная в предположении типичной геометрической конфигурации частиц, получается меньше наблюдаемой в эксперименте. Это говорит о том, что туннельный промежуток короче расстояния между частицами и, видимо, свидетельствует об определенной роли примесей подложки и ловушек.

Список литературы

1. Ананьев С. Д., Вьюрков В. В., Орликовский А. А. К вопросу о влиянии шероховатости поверхности на проводимость тонких пленок // Микроэлектроника. 2004. Т. 33, № 3. С. 198—203.

2. Чопра К. Л. Электрические явления в тонких пленках. М.: Мир, 1972. 436 с.

3. Neugebayer C. A., Webb M. B. Electrical conduction mechanism in ultra thin evaporated metal films // J. Appl. Phys. 1982. V. 33. P. 74–82.

Элементы МНСТ

УДК 621.3.049.77.002

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

МЕМРИСТОРЫ — ПЕРСПЕКТИВНАЯ ЭЛЕМЕНТНАЯ БАЗА МИКРО-И НАНОЭЛЕКТРОНИКИ

Поступила в редакцию 25.04.2012

Дан обзор конструкторско-технологических особенностей выполнения устройств энергонезависимой памяти на основе резисторов с памятью — мемристоров. Определены перспективы развития этого вида памяти.

Ключевые слова: мемристор, память типа MRAM, FRAM, ReRAM

В радиоэлектронной аппаратуре около половины элементов представляют собой резисторы. Резисторы могут быть классифицированы по многообразным признакам, начиная от конструктивно-технологического исполнения и кончая функциональным назначением и условиями эксплуатации [1-3]. Если линейные резисторы обычно служат для регулирования тока и напряжения в электрических цепях, то нелинейные — для преобразования характеристик сигналов. В последнее десятилетие наибольший интерес вызывают двухполюсники с нелинейной вольтамперной характеристикой, обладающие гистерезисом — мемристоры (англ. memristor, от memory — "память", и resistor — "электрическое сопротивление"); некоторые исследователи считают мемристоры четвертым пассивным элементом микросхем после конденсатора, резистора и катушки индуктивности [4—6].

Теоретическая модель мемристора (была создана в 1971 г. профессором Леоном Чуа из университета Калифорнии в Беркли [7]) устанавливает



отношения между интегралами по времени силы тока, протекающего через элемент, и напряжения на нем. Лабораторный образец мемристора впервые был создан только в 2008 г. коллективом ученых во главе с Р. С. Уильямсом в исследовательской лаборатории фирмы Hewlett-Packard [8]. Устройство представляло собой "сэндвич" из двух массивов перпендикулярных друг другу проводников (см. рисунок). Между ними был зажат слой (50 нм) диоксида титана, один участок которого состоит из изолирующего диоксида титана, а другой слегка обеднен кислородом, и вакансии кислорода в нем ведут себя как подвижные дырки с зарядом +2; сами массивы развернуты один относительно другого так, что проводники образуют решетку с квадратными ячейками. Каждый узел этой решетки и являлся мемристором.

Подвижные дырки с зарядом +2 создают допированный участок в слое диоксида титана, чье сопротивление значительно меньше, чем сопротивление недопированного участка.

Граница между допированным и недопированным участками (а поэтому и эффективное сопротивление тонкой пленки) зависит от положения дырок. Это в свою очередь определяется их подвижностью и электрическим полем в допированном участке. Кислородные дырки мигрируют между слоями под действием приложенного к устройству электрического напряжения. Мемристоры структуры Pt—TiO₂/TiO_{2 - x}—Pt обладают высокой стойкостью к радиации и к действию факторов космического излучения [9].

Наблюдающееся в мемристоре явление гистерезиса позволяет использовать его в качестве ячейки памяти. Интересной особенностью мемристора является то, что он способен запоминать не только привычные для цифровых устройств два положения — 0 или 1, но и любые значения в промежутке от нуля до определенного потенциала, так что его возможно использовать как в цифровых, так и в аналоговых системах. Мемристоры работают при напряжении питания 1 В и меньше, тогда как все современные разновидности компьютерной памяти в лучшем случае требуют 1,8 В.

На Международной конференции по электронным приборам (IEDM) в декабре 2011 г. представители фирмы Ітес сообщили о разработке ячейки резистивного O3У с размерами менее 10×10 нм. Ячейка представляет собой новый стек резистивного элемента Hf/HfO_x. Ячейка размером менее 10×10 нм обладает превосходной надежностью (долговечность составляет более 10^9 циклов). Для ячейки характерен наносекундный диапазон времени переключения состояний включения/выключения при низких напряжениях. Она имеет большое резистивное окно (>50), и не происходит закрывания окна состояний включения/выключения после функционирования при 200 °С в течение 30 ч. Прибор сохраняет безотказность в течение 30 ч при термической нагрузке в 250 °С. Энергия переключения на бит составляет 0,1 пДж при напряжении менее 3 В. Эти результаты были получены при сотрудничестве Ітес с основными партнерами по выполнению программы по развитию ядерных КМОП-структур: Globalfoundries, Intel, Micron, Panasonic, Samsung, TSMC, Elpida, Hynix, Fujitsu и Sony [10].

Самый серьезный недостаток ферроэлектрической памяти FRAM (ferroelectric random — access memory) заключается в большом размере ее ячеек. Благодаря усилиям разработчиков он постепенно приближается к физическому пределу, за которым дальнейшее уменьшение габаритных размеров сопряжено с серьезными техническими и технологическими проблемами. Однако при этом ячейки остаются достаточно крупными, что не позволяет создавать микросхемы памяти большого объема с малыми габаритными размерами. На сегодняшний день объем памяти микросхем FRAM составляет от единиц килобит до единиц мегабит. Производители предпринимают попытки создать память объемом десятки мегабит, однако серийное производство микросхем объемом 16, 32 либо 64 Мбит если и будет возможно, то не раньше чем через несколько лет. Модули памяти FRAM требуют повторной перезаписи данных в ячейки после считывания. Этот эффект связан с деградацией битовых ячеек памяти FRAM при операции чтения. Как следствие, это может привести к потере данных, если произойдет случайное отключение питания во время операции чтения, что для энергонезависимой памяти является очень существенным недостатком.

Для MRAM (magnetoresistive random — access memory) скорость чтения/записи еще не достигла долей наносекунд, пока не отработаны технологические процессы создания микросхем MRAM объемом сотни мегабит и в компактных корпусах. Большая потребляемая мощность и высокая стоимость — одни из главных недостатков данной технологии [11].

В таблице приведена хроника событий, сопутствовавших или способствовавших появлению элементов типа "мемристор" и памяти на их основе (ReRAM — resistance random access memory) [12].

Рассмотрим конструктивно-технологические особенности выполнения мемристорных ячеек.

Основания для мемристорных ячеек. Одним из главных достоинств мемристорной памяти является простота ее структуры, при изготовлении кото-

Хроника основных событий, связанных с развитием мемристоров

Год	Содержание события	Авторы
1960	Развито устройство с тремя терминалами, названное "memristor", как новый фундаментальный компонент нейронной сети под названием ADALINE	Б. Видроу
1967	Опубликована статья "Новая проводимость и обратимые явления памяти в тонких изолирующих пленках"; отмечаются гистерезисные эффекты переключения в тонких (20300 нм) пленках оксида кремния, содержащих ионы золота; в качестве объяснения явлений предложен электронный захват	J. G. Simmons, R. R. Verderer
1968	Опубликована статья "Переключающиеся явления в тонких пленках окиси титана"	F. Argall
1971	Постулируется новый элемент цепи с двумя терминалами, характеризуемый отношениями между зарядом и потоком сцепления как четвертый фундаментальный элемент электрической цепи	L. Chua
1986	Патент США № 4 597 162, в котором описан переключаемый резистор с двумя терминалами, осно- ванный на материалах изменяющегося фазового состава	Р.Джонсон, С. Овшинский
1992	Патент РФ № 2 0701 126, в котором описано применение суперионного материала с высокой ион- ной подвижностью для создания переключающего ячейку памяти резистора	Ю. Н. Кригер, Н. Ф. Юданов, И. К. Игуменов, С. И. Ващенко
2001	Публикации и патенты о переключающих структурах, содержащих в качестве активного материала органические полимеры	Ю.Н.Кригер, Н.Ф.Юданов, С. М. Спицер и др.
2006	Опубликована статья "Вызванный электрическим импульсом эффект изменения емкости в тонких окисных пленках перовскита", что создает предпосылки появления устройств типа "memcapacitor"	Ш. Луи, Н. Ву, А. Игнатьев
2006	В лаборатории Hewlett-Packard (HP) Labs. разработан первый мемристор, доказавший возможность свого существования	
2008	В журнале "Nature" опубликована статья о мемристоре фирмы НР	
2009	В лаборатории HP Labs. разработан метод пакетирования мемристоров, увеличивающий объем па- мяти 48 раз	
2010	В лаборатории HP Labs. доказана возможность выполнения мемристорами логических операций (помимо запоминающих свойств)	S. Williams
2010	Hewlett-Packard и Hynix Semiconductor создают совместное предприятие, целью которого является массовое производство чипов памяти на мемристорах	
2011	Hewlett-Packard заявила, что с лета 2013 года начнется выпуск заменителя флэш и твердотельных накопителей; S.Williams на конференции International Electronics Forum отметил, что "в 2014/2015 мы займемся рынком DRAM, а после этого — SRAM".	

рой могут быть использованы материалы, которые широко используются в КМОП-технологии. Это создает перспективы использования слоя с плотной энергонезависимой памятью поверх слоя с логической схемой. Например, схема емкостью 2 Гбайт может быть размещена над ядром процессорной схемы. Кроме того, мемристор может быть использован для вычислений по схеме, называемой "импликационной логикой", когда часть площади выделяется под логическую КМОП-схему. Ячейки мемристорной памяти можно формировать на гибкой полимерной подложке. Ученые из Корейского института науки и технологий (KAIST) показали, что созданный ими такой чип на мемристорах удалось согнуть без повреждений до радиуса кривизны в 8,4 мм; работоспособность чипа сохраняется после тысячекратных испытаний на изгиб (правда, до несколько большего радиуса) [13].

Проводниковые структуры. В мемристорах контактные группы чаще всего выполняют на основе Pt, Al, Ti, W; для нанесения этих материалов используются в основном методы физического осаждения из газовой фазы (ФОГФ).

Собственно резистивные элементы. В качестве материала, изменяющего сопротивление, чаще всего используют асимметричные двухслойные структуры. Элементы с требуемыми свойствами уже конструировали на базе халькогенидов, аморфного кремния (допированного серебром), неоднородных структур на основе оксидов переходных металлов (NiO, HfO₂, ZrO₂, ZnO, TiO₂, Ta₂O₅), наночастиц Fe₃O₄ и некоторых других материалов [14—15]. Для формирования пленок оксидов переходных металлов могут быть использованы методы магнетронного распыления (высокочастотное, реактивное) [16], а для модификации — ионная имплантация, термическая обработка.

Мемристоры на основе полимеров имеют существенные преимущества перед мемристорами на основе твердого оксида титана, такие как простота получения, низкая стоимость. Для создания нейронных сетей на основе твердотельных мемристоров нужно создавать сложные матричные структуры, в то время как полимерные мемристоры могут собираться в сеть по механизмам, более близким к природным (самосборка). Такие самособирающиеся нейронные сети на основе полимерных мемристоров являются перспективной целью исследований. Первым этапом на этом пути является внедрение наночастиц благородных металлов (серебро, золото) в матрицы, подобные объектам данного исследования, и изучение возникновения проводящих мостиков — "связей" между частицами на наноуровне.

В 2008 г. была опубликована статья В. Ерохина [17], в которой проводится описание работы мемристора на основе проводящего полимера полианилина. Рабочий принцип такого мемристора основан на значительной вариации электронной проводимости в тонкой (50 нм) проводящей полимерной (полианилин) многослойной пленке в окисленном и восстановленном состояниях. Такие изменения проводимости вызываются и регулируются потоком ионов через полианилиновую пленку или из нее в местах соединения с твердым электролитом (допированный литием полиэтиленоксид). Мемристивность и наличие гистерезиса в вольт-амперной характеристике мемристора объясняется только движением ионов лития [18].

Наиболее перспективными считаются мемристоры на основе графена — аллотропной модификации углерода толщиной в один атом, в которой атомы соединены в гексагональную двумерную кристаллическую решетку [19].

Методы получения графена подразделяются на несколько групп, однако для выращивания на подложке используют химическое осаждение из газовой фазы с разложением углеводородов на поверхности металлов (PECVD), термическое разложение SiC, процессы, включающие нагревание графитовых электродов в электрической дуге в водороде [20].

В заявке на патент на графеновый мемристор (Hewlett-Packard, R. Stanley Williams с коллегами) в качестве рабочего тела мемристора используется гетероструктура, содержащая дефектный (допированный) и бездефектный графены, разделенные неорганическим (AlN, TiO₂, SiO₂) или органическим диэлектриком (полиметилметакрилат, полиэтиленоксид) [21].

Однако углерод — не единственный структурный материал, определяющий перспективы нанотехнологий. В начале 2011 г. группа ученых из Швейцарии создала первый в мире функционирующий транзистор на основе мономолекулярного слоя молибденита. По мнению самих исследователей, их разработка может не только заменить кремний в некоторых приложениях, но и конкурировать с графеном. Аналогичную конкуренцию могут составить графену наноструктуры из нитрида бора [22].

Для демонстрации контролируемого перехода "металл—диэлектрик" в графеновых усторойствах использовалась двуслойная гетероструктура, составленная из графена и гексагонального нитрида бора BN. Процесс изготовления был разбит на несколько этапов: сначала на окисленную кремниевую подложку наносились слой BN относительно большой (20...30 нм) толщины и покрывающий его монослой графена, нужный рисунок которого формировался электронно-лучевой литографией с травлением графенового монослоя в кислородной ВЧ плазме; после этого на заготовку наносили тонкий (4...16 нм) слой BN и второй сильно допированный монослой графена, тщательно совмещенный с первым; завершалась операция формированием контактов из Au/Ti [22].

Формирование изображения рисунка элементов ячейки мемристора осуществляют с использованием электронно-лучевой литографии; в дальнейшем могут быть использованы методы наноимпринтинговой литографии (NIL) или литографии в диапазоне экстремального ультрафиолетового излучения (EUV) [23, 24]; формирование профиля элементов реализуется методами плазмохимического травления [25].

В принципе, сейчас для мемристоров имеются все условия для коммерциализации:

1. Их можно выпускать на современных заводах по производству полупроводниковых ИС; они несколько отличаются по химическим характеристикам, но модернизация технологических линеек вполне осуществима.

2. Один мемристор заменяет сразу несколько транзисторов, занимает меньше места, уменьшает энергопотребление и снижает издержки.

3. Размеры мемристорной ячейки почти на порядок меньше ячеек самых современных процессоров.

По прогнозам, знаковым в мемристорной технике явится 2013 г. К 2013 г. серийный выпуск мемристорных чипов, а также продвижение их на рынке, как перспективную альтернативу flach-памяти, будет осуществлять организованное НР и Нупіх Semiconductor совместное предприятие. В настоящее время исследователи НР работают с матрицей, содержащей 100 млрд кроссбаров (пересечений проводников) на 1 см². Существуют прогнозы, согласно которым компания будет выпускать flash-память на ReRAM объемом в 200 Гбайт; далее возможно создание накопителей емкостью в сотни терабайт, которые не надо будет охлаждать жидким азотом [26].

Массовый выпуск чипов ReRAM с емкостью гигабитного класса в 2013 г. на основе нормы 30-нанометровой технологии будет осуществлять Elpida Memory совместно с Sharp Corporation, Национальным институтом прогрессивной промышленной науки и технологии (National Institute of Advanced Industrial Science and Technology, AIST) и Токийским университетом [27].

Более далекие перспективы — это замена в 2014...2016 гг. оперативной памяти и жестких дисков на ReRAM. Ожидать появления суперскоростных ноутбуков с графеновыми процессорами можно не ранее, чем через 10 лет. Может оказаться, что именно мемристорный компьютер станет промежуточной ступенью на дороге к квантовому компьютеру, быстродействие которого будет значительно выше имеющихся полупроводниковых, которые созданы на основе архитектуры фон Неймана, и выполнение программ в которых происходит последовательно [28-29].

Исследования явлений резистивной памяти применительно к электронике и IP-технологиям интенсифицируют развитие новых направлений в биофизике — установлено, что кровь и кожный покров человека обладают мемристорными свойствами [30, 31]. Известно, что мемристоры весьма успешно имитируют свойства синапсов: последовательное соединение двух правильно подобранных элементов позволяет моделировать передачу нервных импульсов в организме. В будущем мемристоры могут стать основой так называемых нейроморфических систем, которые проектируются с учетом архитектуры нервной системы [32, 33].

Список литературы

1. Седаков А. Ю., Смолин В. К. Тонкопленочные элементы в микроэлектронике: основы проектирования и изготовления / Под ред. А. Ю. Седакова. М.: Радиотехника, 2011. — 168 с.

2. Смолин В. К. Тонкопленочные резистивные элементы Смолин Б. К. Тонкопленочные резистивные элементы первичных преобразователей датчиков // Нано- и микро-системная техника. 2010. № 9. С. 16—23.
 Марченко А. Н. Управляемые полупроводниковые ре-зисторы. М.: Энергия, 1978. 216 с.
 Yang J. J., Picket M. D., Li X., Ohlberg, Steward D. R., Williams P. S. Mampiring and the production of the productin of the production of the production of the production of t

Williams R. S. Memristive switching mechanism for metal/oxide/metal nanodevices // Nature Nanotechnology. 2008. Vol. 3. 7. P. 429–433.

N 7. P. 429–455.
S. Nessel J. A., Lee R. Q., Mueller C. H., Kozicki M. N.
A novel nanoionic-basedswitch for microwave applications // Proc. Microwave Symposium: Atlanta. 2008. P. TH4E-01.
Chirnov V. V., Cavin R. K. Nanodevices: charge of the heavy brigade // Nature Nanotechnology. 2008. V. 3. N 7. P. 377–378.
Chua, L. O. Memristor – The Missing Circuit Element // IEEE Transactions on Circuit Theory CT. 1971. N 18 (5). P. 507–519.
S. Stewart D. R. Williams S. R.

B. Strukov D. B., Snider G. S., Stewart D. R., Williams S. R.
The missing memristor found // Nature. 2008. N 453. P. 80–83.
9. Tong W., Yang J., Kuekes P., Stewart D. et al. Radiation Hardness of TiO₂ Memristive Junctions // IEEE Transactions on Nuclear Science. 2010. Vol. 57, N 3. P. 1640–1643.
10. www.electroig.com/articles/sst/2011/12/ imec claims RRAM is a mediated or UPO

is smallest based on HfO₂. 11. Романова И. Новые виды памяти — разработки и перс-пективы применения // Электроника НТБ. 2010. Вып. № 2.

http://en.wikipedia.org/wiki/Memristor.
 http://www.nanonewsnet.ru/news/2011/koreitsy-postroili-

gibkuyu-pamyat-na-memristorakh

14. Отчет опубликован в журнале Nano Letters.

15. www.electroiq.com/articles/sst/2011/12/ imec claims RRAM is smallest based on HfO_2 .

16. Смолин В. К., Кондрашевский В. П. Способ формирования пленочных элементов на основе платины. Пат. РФ 2110115, БИ № 12-98.

17. Smerieri A., Berzina T., Erokhin V. and Fontana M. P. Polymeric electochemical element for adaptive networks: Pulse mode / J. Appl. Phys. 2008. Vol. 104.

18. Berzina T., Erokhina S., Camorani P. Electrochemical Control of the Conductivity in an Organic Memristor: A Time-Resolved X-ray Fluorescence Study of Ionic Drift as a Function of the Applied Voltage ACS // Aplied Materials & Interfaces. 2009. Vol. 1. P. 2115–2118

2009. vol. 1. Р. 2115—2118 19. Юдинцев В. Графен. Наноэлектроника стремительно набирает силы // Электроника НТБ. 2009. Вып. № 6. 20. Грайфер Е. Д., Макотченко В. Т., Назаров А. С., Ким С.-Дж., Федоров В. Е. Графен: химические подходы к синтезу и модификации // Успехи химии. 2011. № 80 (8). С. 781—804.

21. Patent application title: Graphene Memristor Having Modulated Graphene Interlayer Conduction. Inventors: Feng Miao (Mountain View, CA, US) Joshua Yang (Palo Alto, CA, US) Wei Wu (Palo Alto, CA, US) Shiha Yang (Palo Alto, CA, US) R. Stanley Williams (Portola Valley, CA, US) Publication date: 10/06/2011 Patent application number: 20110240946.

22. http://sci-lib.com/article1358.html

23. Сейсян Р. Нанолитография СБИС в экстремально даль-нем вакуумном ультрафиолете (Обзор) // Журнал техничес-кой физики. 2005. Т. 75. Вып. 5. 24. Смолин В. К. Ключевые проблемы суб-100 нм лито-

графии // Новые промышленные технологии. 2007. Вып. 2. -8.

25. Плазменная технология в производстве СБИС / Под ред. Н. Айнспруха и Д. Брауна. М.: Мир, 1987. 472 с. 26. Clarke P. HP, Hynix to launch memristor memory in

2013. URL: www.eetimes. com/General/DisplayPrintViewContent? contentItemId= 4229171

27. http://en.wikipedia.org/wiki/Elpida_Memory.
 http://vk.com/wall-30371336_121330?reply = 124081
 28. Елисеев Н. Мемристоры и кроссбары. Нанотехнологии для процессоров // Электроника НТБ. 2010. Вып. 8.
 29. Кожа народаха способща рести себя как мамистор.

29. Кожа человека способна вести себя как мемристор. URL: http://uznajte.info/index.php?cstart = 81& 30. http://allwdn.ru/2011/04/08/memristor-iz-krovi-xranit-infor-

maciyu-minimum-5-minut.html

31. http://www.3dnews.ru/news/memristor stanet osnovoi

dlya iskusstvennogo intellekta/

32. http://www.infuture.ru/article/3056

УДК 539.2

М. И. Самойлович¹, д-р физ.-мат. наук, проф., зав. лаб.,

А. Б. Ринкевич², д-р физ.-мат. наук, зам. дир-ра, **В. Бовтун³**, Dr. Sc., вед. науч. сотр., **А. Ф. Белянин¹**, д-р техн. наук, проф., зав. лаб., **М. Кемпа³**, Dr. Sc., зав. лаб., **Д. Нужный³**, Dr. Sc., ст. науч. сотр., **М. Ю. Изакуст¹**

М. Ю. Цветков¹, канд. физ.-мат. наук, ст. науч. сотр., **С. М. Клещева¹**, канд. геол.-мин. наук, вед. науч.

сотр., ¹ Центральный научно-исследовательский технологический институт "Техномаш", г. Москва, e-mail: samoylovich@technomash.ru ² Институт физики металлов УрО РАН,

г. Екатеринбург

Институт физики АН ЧР, г. Прага, Чешская республика

ОПТИЧЕСКИЕ, МАГНИТНЫЕ И ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ОПАЛОВЫХ МАТРИЦ С ЗАПОЛНЕНИЕМ МЕЖСФЕРИЧЕСКИХ НАНОПОЛОСТЕЙ **РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫМИ** МАНГАНИТАМИ

Поступила в редакцию 04.05.2012

Изучены свойства и строение композитов на основе решетчатых упаковок наносфер SiO_2 (опаловых матриц), содержащих в межсферических нанополостях кластеры кристаллических фаз редкоземельных манганитов.

Ключевые слова: нанокомпозиты, опаловые матрицы, манганиты

Введение

Различные свойства ансамблей наночастиц в композитных материалах имеют значительную специфику по сравнению с нанопорошками. Применение соответствующих методов исследования представляется особенно эффективным, поскольку последние дают возможность сравнительно оценить динамические и релаксационные параметры таких материалов [1, 2]. Опаловые матрицы представляют собой решетчатую упаковку близких по диаметру ($\Delta d < 5$ %) наносфер рентгеноаморфного кремнезема (SiO₂), размеры которых в зависимости от условий формирования могут варьироваться от 200 до 400 нм. Подобные материалы с внедренными магнитными наночастицами можно считать принадлежащими к классу материалов, пригодных для создания сред с отрицательным показателем преломления. В области резонанса динамическая магнитная проницаемость меняет знак и может

значительно варьироваться по значению. Прикладные аспекты получения отрицательного показателя преломления на частотах миллиметрового диапазона с использованием явления магнитного резонанса можно считать перспективными.

Получение образцов, их химический состав и структура

Синтез образцов опаловых матриц с диаметрами наносфер SiO₂ от 200 до 350 нм был описан в ряде работ, например [3-9]. Нанокомпозиты на основе опаловых матриц, чьи межсферические нанополости заполнены редкоземельными манганитами типа RMnO₃ или RMn₂O₅, где R из группы Yb, Tb, Er, La, Y, Gd, Nd и Bi, были получены методом пропитки с последующей термической обработкой. Степень заполнения межсферических нанополостей материалами, вводимыми пропиткой водными растворами солей, от числа пропиток (экспериментальные данные) изменяется от 15-25 % при одной пропитке, до ~60 % (20-30 пропиток). Метод пропитки является одним из наиболее простых способов введения различных химических элементов и соединений в межсферические нанополости опаловых матриц. Метод основан на заполнении нанополостей опаловой матрицы веществом-прекурсором с определенным химическим составом и предполагает проведение последующей термообработки, в процессе которой в указанных полостях формируется необходимый химический состав. Вещества-прекурсоры должны иметь хорошую растворимость в воде и переходить в оксиды при умеренных температурах термообработки, не нарушающих структуру упаковки опаловых сфер. В настоящей работе в качестве прекурсоров использовали растворимые нитраты металлов, процедуру пропитки повторяли многократно (до 10 раз) с постепенным заполнением межсферического пространства опаловой матрицы. В последующем протермообработка при температуре водилась 600...900 °С. В процессе термообработки происходит частичное термическое разложение нитратогрупп и полностью удаляется неструктурная вода.

Фазовый состав нанокомпозитов

В настоящем разделе представлены результаты анализа фазового состава соединений, синтезированных в межсферических нанополостях опаловых матриц. Рентгенодифракционные данные образцов опаловых матриц, чьи межсферические нанополости заполнены редкоземельными манганитами типа $RMnO_3$ или RMn_2O_5 приведены на рис. 1, 2 (рентгеновские дифрактометры ДРОН-3М и XRD-6000: СиК_а — излучение, графитовый монохроматор, вращение образца, размер шага 0,02°, непрерывный режим 1° в минуту). Рентгенофазовый анализ образцов опаловой матрицы с синтезированными в нанополостях соединениями на основе Мп и редкоземельных элементов, проведенный с ис-



Рис. 2. Рентгеновские дифрактограммы (Си K_{α} — излучение) образцов опаловых матриц с заполнением межсферических нанополостей кластерами: *a* — LaMnO₃; *b* — TbMn₂O₅; *e* — GdMn₂O₅; *e* — NdMn₂O₅; *d* — YbMn₂O₅; *e* — ErMn₂O₅

— НАНО- И МИКРОСИСТЕМНАЯ ТЕХНИКА, № 10, 2012 -

32

пользованием автоматизированной базы данных ICDD PDF-2, помимо фазы SiO₂ (гексагональная сингония, пространственная группа Р3₂21), позволил установить наличие следующих кристаллических фаз: Mn₂O₃ (кубическая сингония, Ia-3); ErMn₂O₅ (орторомбическая сингония, Pbam); YMnO₃ (гексагональная сингония, Р63ст); LaMnO₃ (ромбоэдрическая сингония, R-3c); GdMn₂O₅ (орторомбическая сингония); ЎbMn₂O₅ (орторомбическая сингония, Pbam); ТbMn₂O₅ (орторомбическая сингония, Pbam); NdMn₂O₅ (орторомбическая сингония, Рбат).

Размеры кристаллитов (областей когерентного рассеяния (ОКР) рентгеновского излучения) в направлениях, перпендикулярных кристаллографическим плоскостям, определяли по уширению (полуширина дифракционного максимума) на дифрактограммах отражения (*hkl*): поперечный размер ОКР — $L_{OKP} = k\lambda/\beta cos\theta_{hkl}$, где k — константа; λ — длина волны рентгеновского излучения; β — уширение отражения; θ_{hkl} — угол дифракции отражения. Синтезированные вещества имели $L_{окр}$ в области 12...28 нм и форму зерен, близкую к равноосной.

Оптические характеристики

Рамановские спектры (сдвиг полос комбинационного рассеивания — КР) для указанной серии экспериментальных образцов представлены

на рис. 3, 4. Измерения проводили на микрорамановском спектрометре LabRam HR800. На всех приведенных спектрах присутствуют полосы, характерные для указанной в подписи к рисунку кристаллической фазы заполнения межсферических нанополостей, а также, в ряде случаев, оксидов марганца.



Рис. 3. Рамановские спектры образцов опаловых матриц, межсферические нанополости которых заполнены кластерами:

 $a - \text{ErMn}_2\text{O}_5$ (1); YMn $_2\text{O}_5$ (2); TbMn $_2\text{O}_5$ (3); $\delta - \text{LaMn}_2\text{O}_5$ (1); YbMn $_2\text{O}_5$ (2); NdMn $_2\text{O}_5$ (3)



Рис. 4. Рамановские спектры образцов опаловых матриц, межсферические нанополости которых заполнены кластерами: $a - LaMnO_3$; $\delta - Bi_2Mn_4O_{10}$

Измерения полос отражения (рис. 5) в оптическом диапазоне для экспериментальных образцов опаловых матриц и композитных 3D-структур на их основе проводили с использованием спектрофотометра UV-3600 (*Shimadzu*) с рабочим диапазоном 200...3000 нм и прилагаемого к прибору программного обеспечения для обработки результатов испытаний на компьютере.



Рис. 5. Спектры отражения образцов опаловых матриц, межсферические нанополости которых заполнены кластерами: $a - GdMn_2O_5(1)$; $ErMn_2O_5(2)$; $\delta - Bi_2Mn_4O_{10}(1)$; $LaMnO_3(2)$; $e - TbMn_2O_5(1)$; $YbMn_2O_5(2)$

НАНО- И МИКРОСИСТЕМНАЯ ТЕХНИКА, № 10, 2012

Магнитные свойства образцов

Магнитные измерения выполнены на установке MPMS-XL фирмы *Quantum Design* в интервале полей до 50 кЭ и при температурах 2...300 К. Измерены кривые намагничивания и петли гистерезиса,



Рис. 6. Температурная зависимость намагниченности, измеренная в поле 1 кЭ (величина, пропорциональная восприимчивости), образца опаловой матрицы, межсферические нанополости которого заполнены кластерами GdMn₂O₅





a — петли гистерезиса, измеренные при двух температурах; δ — в увеличенном виде — петля, измеренная при T = 2 К — смещенная. При комнатной температуре гистерезис незначительный







ТbMn₂O₅ — (*a*) и ее увеличенный фрагмент — (*б*). Коэрцитивная сила ~600 Э

а также температурная зависимость магнитного момента образцов в поле напряженностью 10 кЭ (рис. 6—11). Анализ результатов проводился с учетом фазового состава, структурного и магнитного состояния полученного нанокомпозита.



Рис. 10. Кривая намагничивания при комнатной температуре (T = 300 K) образца опаловой матрицы, межсферические нанополости которой заполнены кластерами TbMn₂O₅ (*a*) и ее увеличенный фрагмент (δ)



Рис. 12. Частотные зависимости действительной (ε) и мнимой (ε)' компонент диэлектрической проницаемости в диапазоне частот 10^6-10^{10} Гц образцов опаловых матриц (1), и опаловых матриц, межсферические нанополости которых частично заполнены кластерами: $a - GdMn_2O_5$ (2); $Bi_2Mn_4O_{10}$ (3): $\delta - YMnO_3$ (2)); NdMn_2O_5 (3)



Рис. 13. Частотные зависимости действительной (є') и мнимой (є'') компонент диэлектрической проницаемости в диапазоне частот 1 МГц — 5 ГГц и в ТГц области для образцов опаловых матриц, межсферические нанополости которых заполнены кластерами: $a - YbMn_2O_5$ (I) и $ErMn_2O_5$ (2); $\delta - LaMn_2O_5$

Отметим, что при повторных съемках зависимостей имеет место воспроизведение результатов. Кривая намагничивания при комнатной температуре (см. рис. 10) показывает отсутствие признаков насыщения, при этом коэрцитивная сила намного меньше, чем при T = 2 К. Общая тенденция уменьшения восприимчивости с ростом температуры сохраняется, однако значения погрешности не дают возможности сделать заключение о наличии особенности при T = 50 К (см. рис. 11, δ), при этом мнимая часть восприимчивости намного меньше действительной и измеряется с большой погрешностью.

Диэлектрические характеристики исследуемых материалов

Были проведены исследования реальной (є') и мнимой (є'') компонент диэлектрической проницаемости для опаловых матриц без заполнения

межсферических нанополостей и с введением в нанополости перечисленных веществ с размерами кластеров 12...28 нм. Диэлектрические спектры и спектры проводимости были изучены в широком диапазоне частот от 1 МГц до 2 ТГц с использованием микроволновых и терагерцового методов. Измерения компонент диэлектрической проницаемости в диапазоне высоких частот (1 · 10⁶...1,8 · 10⁹ Гц) были проведены с использованием диэлектрического спектрометра с коаксиальной измерительной ячейкой Novocontrol BDS 2100 и импедансным анализатором Agilent 4291В. В микроволновой области (2 · 10⁸...2 × × 10^{10°}Гц) измерения проводили методом коаксиального зонда с открытым концом (Agilent 8507E), для чего использовали сетевой анализатор Agilent E8364B (рис. 12, 13). Коаксиальные измерения $(1 \cdot 10^{6}...$ 1,8 · 10⁹ Гц) проводили на образцах в форме цилиндров (диаметр 3 мм, высота 4—5 мм).

Диэлектрическая проницаемость є' всех исследованных опаловых матриц, нанополости которых заполнены редкоземельными манганитами, выше, чем є незаполненной матрицы. Во всем приведенном диапазоне частот проявляется диэлектрическая дисперсия, характерная для композитных материалов, при этом є' незначительно понижается с частотой. Диэлектрические потери возрастают как в сторону низких частот (f < 10 МГц), так и в сторону высоких частот (ближе к терагерцовым частотам). Незначительное возрастание низкочастотных потерь ε' обусловлено вкладом проводимости на постоянном токе, а высокочастотных потерь связано с дисперсией є'. Немонотонный характер некоторых частотных зависимостей может быть объяснен частично экспериментальными неточностями (вследствие шероховатости неконтролируемой поверхности, формы и толщины образцов, отсутствия электродов и т. д.), а частично возможным влиянием магнитных свойств изучаемых материалов.

Заключение

В настоящей работе представлены предварительные результаты изучения оптических, магнитных и диэлектрических свойств 3D-нанокомпозитов на основе опаловых матриц с внедренными в их межсферические нанополости наночастицами кристаллических редкоземельных манганитов, в рамках работы по получению мультиферроподобных материалов.

Предполагается, что, вследствие эффектов спонтанного намагничивания под действием локального электрического поля, присущего метаматериалам, наряду с возникновением поляризации в магнитных полях, мультиферроподобные материалы подобного типа найдут применение как в различных сенсорных устройствах, так и в новом, развивающемся направлении — спиновой электронике (спинтронике).

Авторы благодарны А. В. Королеву за магнитные измерения нанокомпозитов в ЦКП ИФМ УрО РАН.

Работа выполнена при частичной поддержке РФФИ (грант офи-м-2011 № 11-02-12095) и Прези-ЧР диума РАН, а также Научным фондом P204/12/0232).

Список литературы

1. Sarychev A. K., Shalaev V. M. Electrodynamics of metamaterials. World Scientific and Imperial College Press, 2007. 200 p.

2. Kong J. A. Electromagnetic wave interaction with stratified negative isotropic media // Progress In Electromagnetics Rese-arch, PIER. 2002. V. 35. P. 1–52.

3. Наноматериалы. III. Фотонные кристаллы и наноком-позиты на основе опаловых матриц / Ред. М. И. Самойлович. М.: Изд. Техномаш. 2007. 303 с. 4. Самойлович М. И., Белянин А. Ф., Клещева С. М.,

Цветков М. Ю. Особенности фазовых превращений и кристаллизации в нанополостях решетчатых упаковок наносфер SiO₂ // Наука и технологии в промышленности. 2010. № 4. C. 73 -84.

С. /3-оч. 5. Самойлович М. И., Бовтун В., Ринкевич А. Б., Беля-нин А. Ф., Клещева С. М., Кемпа М., Нужный Д. Про-странственно-неоднородные материалы на основе решетча-тых упаковок наносфер SiO₂ // Инженерная физика. 2010. № 6. C. 29-38.

6. Самойлович М. И., Бовтун В., Белянин А. Ф., Цвет-ков М. Ю., Клещева С. М., Кемпа М., Нужный Д. Фазовые превращения и кристаллизация в нанополостях решетчатых упаковок наносфер кремнезема // Наноинженерия. 2011. № 2. C. 32—38.

7. Самойлович М. И., Ринкевич А. Б., Бовтун В., Беля-нин А. Ф., Нужный Д., Кемпа М., Клещева С. М. СВЧ-характеристики, микроволновая проводимость и диэлектрические свойства нанокомпозитов на основе опаловых матриц с заполнением межсферических нанополостей металлами // Наноинженерия. 2012. № 3 (9). С. 22–30. 8. Ustinov V. V., Rinkevich A. B., Perov D. V., Samoilovich M. I.,

Klescheva S. M. Anomalous magnetic antiresonance and reso-

Kleścheva S. M. Anomalous magnetic antiresonance and resonance in ferrite nanoparticles embedded in opal matrix // Journal of Magnetism and Magnetic Materials. 2012. V. 324. P. 78–82.
9. Nuzhnyy D., Vanek P., Petzelt J., Bovtun V., Kempa M., Gregora I., Savinov M., Krupkova R., Studnicka V., Bursik J., Samoylovich M. I., Schranz W. Properties of BaTiO₃ confined in nanoporous Vycor and artificial opal // Proc. Appl. Ceram. 2010. V. 4. P. 215–223.

УДК 621.382

В. А. Бабуров, мл. науч. сотр., А. Ю. Павлов, канд. техн. наук, и. о. нач. лаб., Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт сверхвысокочастотной полупроводниковой электроники Российской академии наук, e-mail: uhfseras2010@yandex.ru

ИССЛЕДОВАНИЕ И РАЗРАБОТКА ПРЕЦИЗИОННЫХ КОНДЕНСАТОРОВ, РАБОТАЮШИХ В САНТИМЕТРОВОМ И МИЛЛИМЕТРОВОМ ДИАПАЗОНАХ **ДЛИН ВОЛН**

Поступила в редакцию 20.05.2012

Представлены результаты разработки и измерений Sпараметров тонкопленочных конденсаторов. Конденсаторы формируются на подложках из арсенида галлия. На основе полученных данных удалось с помощью специального программного обеспечения смоделировать конденсаторы различной топологии, работающие на частотах до 40 ГГц.

Ключевые слова: S-параметры, нитрид кремния, тонкопленочные конденсаторы, AWR MO, моделирование

Введение

Изготовлению монолитной интегральной схемы (МИС), работающей в диапазоне сверхвысоких частот (СВЧ), всегда предшествует дорогостоящий этап проектирования. При изготовлении новой МИС существует риск получения характеристик, не соответствуюших расчетным данным. Чтобы свести к минимуму ошибки проектирования, необходимо на стадии моделирования иметь как можно более точные математические модели каждого элемента интегральной схемы (ИС), а также их совокупности в заданном диапазоне частот [1]. Однако зачастую смоделировать элемент ИС исходя только из параметров и геометрии материалов и структур, используемых в конкретном производственном процессе, невозможно. Поэтому прибегают к расчетно-экспериментальной методике. Для этого формируют матрицу пассивных и активных элементов. Это означает, что на пластине GaAs (с гетероструктурой) формируют пассивные (резисторы, конденсаторы, индуктивности и др.) и активные (транзисторы или транзисторные ячейки и др.) элементы. После этого измеряют S-характеристики элементов (элементы волновой матрицы рассеивания многополюсника) и на основе полученных данных корректируют или создают заново нелинейные и/или линейные математические модели [2].

Проведение эксперимента

В данной работе рассмотрены вопросы, связанные с изготовлением и измерением *S*-параметров пассивного элемента — тонкопленочного конденсатора. За основу взяты две модели конденсаторов: с учетом влияния паразитных емкостей соседних площадок, не заземленных через отверстия (модель № 1), и без учета паразитных емкостей площадок с заземлением через сквозные отверстия (модель № 2).

Для точного определения параметров модели конденсатора на основе измерений *S*-характеристик в СВЧ диапазоне необходимо, чтобы измерительные копланарные зонды были как можно ближе друг к другу. Ограничивает это расстояние конструкция используемых СВЧ зондов. Минимальное расстояние между зондами составляет 50 мкм. Исходя из всех условий, были изготовлены две модели конденсаторов, представленных на рис. 1 (см. третью сторону обложки)

Для анализа работы тонкопленочных конденсаторов на основе топологий полученных матриц были сформированы электрические схемы замещения конденсаторов, представленных на рис. 2.

Для изготовления тестовой матрицы конденсаторов на пластину из арсенида галлия последовательно осаждают слои металлов Ti/Au/Ti суммарной толщины 0,3 мкм (для формирования электрода нижней обкладки конденсаторов), нитрида кремния толщиной 0,25 мкм (диэлектрический слой конденсатора), металлов Ti/Au/Ti общей толщиной 0,3 мкм (для формирования электрода верхней обкладки конденсаторов). Далее формируют мостовые соединения и осаждают гальваническое золото толщиной 2 мкм. Для второй модели конденсаторов пластину дополнительно шлифуют до 100 мкм и делают сквозные отверстия [3]. Обратную сторону пластины и отверстия покрывают золотом толщиной 3 мкм методом гальванического осаждения (рис. 3, см. третью сторону обложки).

Для повышения точности измерений пластина с конденсаторами содержит калибровочные элементы для СВЧ зондов (резистор на 50 Ом, сквозное отверстие), измеренных в различных режимах (холостой ход, короткое замыкание). Для измерения *S*-параметров используют эквивалентные схемы замещения (см. рис. 2) и так называемые электромагнитные схемы — ЕМ structure (рис. 4, см. третью сторону обложки) [4].

При измерении *S*-параметров конденсатора с такими топологиями большое влияние на результат оказывают контактные площадки, необходимые для подключения СВЧ зондов. На рис. 5 показаны *S*-параметры конденсаторов модели № 2 (ЕМ structure и измерения).

Модель, основанная на электрической схеме замещения, дает очень большую погрешность для конденсаторов, сформированных на тонких подложках (100 мкм) с заземлением через отверстие, поэтому прибегают к электромагнитной схеме.



Рис. 5. Графики S11- и S21-параметров измеренных конденсаторов и их ЕМ-моделей

– НАНО- И МИКРОСИСТЕМНАЯ ТЕХНИКА, № 10, 2012 –



Рис. 6. Топология МДМ-конденсатора с паразитными связями

Измерения геометрии и емкости полученных конденсаторов

Таблица 1

Ширина конденсатора <i>W</i> , мкм	Длина конденсатора L, мкм	Емкость С, пФ
20	30	0,123
30	30	0,1845
30	50	0,3075
50	50	0,5125
50	100	1,025
100	100	2,12

Для изготовления МИС на толстых подложках (свыше 450 мкм) формируют тестовую матрицу конденсаторов с калибровочными элементами (тесты холостого хода, короткого замыкания и резисторы) на подложке арсенида галлия толщиной 500 мкм. На толстых подложках ЕМ-модели работают недостаточно хорошо в случае применения их в качестве основ для модели, поэтому используют электрическую схему замещения. Для учета паразитных связей используют модель МДМ-конденсатора, которая учитывает также эффект распределенности конденсатора [5].

В качестве рабочей модели емкости, учитывающей эффекты распределенности, выбран стандартный элемент Thin Film Capacitor for MMIC в составе пакета программ AWR MO (см. рис. 2 и рис. 6) [6]. Сопротивление R учитывает потери в металлизации, емкости C_1 и C_2 — паразитные емкости на землю. Емкости C_1 и C_2 образуются двумя типами паразитных емкостей:

- постоянной паразитной емкостью C_{пар}, обусловленной вспомогательными контактными площадками;
- переменной паразитной емкостью C_{cap}, обусловленной геометрией конденсатора.

В связи со сказанным выше, можно ввести следующую формулу:

$$C_1 = C_2 = C_{\text{nap}} + C_{\text{cap}}.$$
 (1)

В свою очередь, переменную паразитную емкость $C_{\rm cap}$ определим как

$$C_{\rm cap} = WL/K, \tag{2}$$

где *W* — ширина измеряемого конденсатора; *L* — длина измеряемого конденсатора; *K* — коэффици-ент масштабирования.

Результаты измерений конденсаторов приведены в табл. 1.

Для всех этих конденсаторов определены параметры модели замещения, учитывающие паразитные связи. Данные параметры приведены в табл. 2.

На рис. 7 приведены графики измеренных *S*-параметров конденсаторов и моделей конденсаторов.



Рис. 7. Графики S11- и S21-параметров измеренных конденсаторов и их моделей:

а — измеренные с учетом геометрии конденсатора и вспомогательных площадок; *б* — измеренные с учетом только емкости вспомогательных площадок

Таблица 2 Параметры конденсаторов, учитывающие паразитные связи

Параметр	Значение
Сопротивление <i>R</i> , Ом	0,7441
Масштабирующий коэффициент <i>K</i> , мкм ² /пФ	7,458 · 10 ⁵
Емкость <i>C</i> _{пар} , пФ	0,01

Конденсаторы моделировали с учетом паразитных емкостей, обусловленных как геометрией измеряемого конденсатора, так и вспомогательными контактными площадками (рис. 7, *a*), и с учетом только емкости вспомогательных контактных площадок (рис. 7, б).

Учет паразитных емкостей особенно четко проявляется при измерении параметров S11 (и/или S22).

Исходя из графиков, приведенных выше, можно сказать, что при малых геометрических размерах измеряемого конденсатора влияние паразитной емкости, обусловленной геометрией, невелико. Для конденсаторов с размерами 20×30 , 30×30 и 50×50 мкм учет в модели емкости Ссар практически незаметен, измеренные данные и данные, рассчитанные по двум моделям, практически совпадают. Но с увеличением размеров конденсатора емкость Ссар начинает оказывать большее воздействие. Для емкостей с размерами 100×50 и 100×100 мкм модель, учитывающая только емкость площадок, дает неприемлемый результат, в отличие от модели, где учитывается еще и "геометрическая" емкость.

Заключение

Разработан технологический процесс изготовления прецизионных МДМ-конденсаторов для использования в МИС СВЧ.

Проведены измерения *S*-параметров различных моделей конденсаторов для частот до 20 и 40 ГГц. Данные позволяют разрабатывать модели емкостных элементов для производства усилителей мощности и других монолитных интегральных схем.

Работа выполнена в рамках государственного контракта № 14.740.11.0136 от 13 сентября 2010 года по заказу Минобрнауки России.

Список литературы

1. Добуш И. М., Коколов А. А., Бабак Л. И. Исследование копланарных элементов монолитных интегральных схем // Доклады ТУСУР. 2010. № 2 (22), ч. 1. С. 38—41. 2. Добуш И. М., Коколов А. А., Бабак Л. И. Исследование

моделей элементов копланарных линий для проектирования СВЧ монолитных интегральных схем на основе GaAs //

Красноярск: Изд-во СФУ, 2009. С. 87—90.
Zhou Zhen and Melde K. L. Development of a Broadband Coplanar Waveguide-to-Microstrip Transition With Vias // IEEE Transactions on Advanced Packaging. 2008. Vol. 31, N 4. P. 861—872.

4. Mustapha C. E. Y., Mohamed L. EM Methods for MIC Modeling and Design: An Overview // PIERS Online. 2007. Vol. 3. N 1. Р. 67-71. http://piers.org/piersonline/piers.php?volume = 3&number = 1&page = 67 5. Березин А. С. Технология и конструирование интегральных микросхем. М.: Радио и связь, 1983. 232 с.

6. Сальников А. С., Коколов А. А., Шеерман Ф. И. Разработка библиотеки элементов для проектирования отечес-твенных гетероструктурных СВЧ МИС в среде Microwave Office // Доклады ТУСУР. 2010. № 2 (22), ч. 1. С. 157—160.

УДК 537.567

О. Е. Глухова, д-р физ.-мат. наук, проф., А. С. Колесникова, аспирант, ФГБОУ ВПО "Саратовский государственный университет имени Н. Г. Чернышевского", e-mail: GlukhovaOE@info.sgu.ru

ЭМИССИОННЫЕ СВОЙСТВА БАМБУКОПОДОБНЫХ ТУБУЛЯРНЫХ НАНОЭМИТТЕРОВ

Поступила в редакцию 25.04.2012

Исследованы эмиссионные свойства протяженных бамбукоподобных нанотрубок. Показано, что бамбукоподобные нанотрубки с определенным расстоянием между перемычками по эмиссионным свойствам превосходят полые нанотрубки. С ростом расстояния между перемычками эмиссионные свойства нанотрубок улучшаются.

Ключевые слова: бамбукоподобные нанотрубки, потенциал ионизации, энергетическая щель, эмиссионная способность, работа выхода

Введение

В настоящее время наноструктуры уже используются в качестве элементной базы в наноэлектронике.

Они применяются при конструировании транзисторов [1], элементов памяти [2] и наноэмиттеров [3-5].

На сегодняшний день большое внимание уделяется изучению эмиссионной способности нанотрубок, допированных атомами шелочных металлов. В результате теоретических и экспериментальных исследований, проведенных в работах [6-10], установлено, что атомы щелочных металлов в нанотрубках способствуют увеличению эмиссионного тока с поверхности нанотрубок и смещению вольт-амперной характеристики нанотрубок в сторону меньших напряжений. Установлено, что плотность тока углеродных бамбукоподобных нанотрубок (УБНТ) диаметром 50...100 нм [11] достигает насыщения (10⁻⁴ A/см²) при напряженности 4 В/мм.

В данной работе представлены результаты теоретического исследования изменения потенциала ионизации и энергетической шели протяженных УБНТ в зависимости от расстояния между перемычками. Электронные свойства протяженных УБНТ были рассчитаны квантово-химическим методом сильной связи [12]. Изучение электронных свойств протяженных УБНТ при увеличении расстояния между перемычками требует проведения серии расчетов. Процесс оптимизации, т. е. нахождение рав-

новесного состояния структуры путем минимизации полной энергии, осуществлялся для УБНТ длиной 14,58 нм и диаметром 2,024 нм с тремя перемычками. Данная структура содержит около 4000 атомов. Провести процесс оптимизации такой структуры квантово-химическим методом проблематично в связи с большим числом атомов. При использовании распараллеленного алгоритма вычисления занимают большое количество вычислительных ресурсов и времени, что не является рациональным. Поэтому для получения адекватной качественной картины изменения электронной структуры с увеличением шага перемычки процесс оптимизации проводился тремя различными эмпирическими методами: оригинальным молекулярно-динамическим методом [12], методом Бреннера [13] и методом с использованием силового поля AMBER [14].

В данной работе приведено описание только одного из перечисленных методов, основанного на потенциале Бреннера в связи с тем, что метод AMBER — достаточно известный и широко используемый метод [14], а оригинальный молекулярнодинамический метод подробно описан в работе [12].

Эмпирический метод Бреннера

Эмпирический метод Бреннера используется для описания взаимодействия химически связанных атомов [13]. При модернизации данного метода в выражение для полной энергии E_{tot} была введена система двух дополнительных термов, позволяющая учитывать энергию взаимодействия несвязанных химически атомов:

$$E_{tot} = E_b + E_{tors} + E_{vdW}.$$
 (1)

где терм E_b отражает энергию химически взаимодействующих атомов и описывается потенциалом Бреннера; терм E_{tors} представляет собой энергию торсионного взаимодействия на связи i-j, которая определяется углом между двумя гранями, общим ребром которых является связь i-j; терм E_{vdW} описывает Вандер-Ваальсовое взаимодействие несвязанных атомов.

Термы E_{vdW} и E_b определяются следующим образом [15]:

$$E_{vdW} = \frac{1}{2} \sum_{i=1}^{N} \left(\sum_{j(\neq i)} V_{vdW}(r_{ij}) \right);$$
(2)

$$E_{b} = \frac{1}{2} \sum_{i=1}^{N} \left(\sum_{j(\neq i)} \left(V_{R}(r_{ij}) - B_{ij} V_{A}(r_{ij}) \right) \right), (3)$$

где $V_R(r_{ij})$ и $V_A(r_{ij})$ — это парные потенциалы отталкивания и притяжения между атомами первой группы по отношению к *i*-му атому, определяемые химическими типами атомов и расстоянием между ними r_{ij} ; *i*, *j* — номера атомов, *N* — число атомов; индекс *j* пробегает все номера атомов первой группы в окружении *i*-го атома. Многочастичный терм B_{ij} корректирует энергию взаимодействия данной пары атомов *i*-*j*, учитывая специфику взаимодействия σ - и π -электронных облаков. Выражение для энергии E_{tors} можно записать как [15]

$$E_{tors} = \frac{1}{2} \sum_{i=1}^{N} \left(\sum_{j \neq i} \left(\sum_{k \neq i, j} \left(\sum_{l \neq i, j, k} V_{tors}(\omega_{ijkl}) \right) \right) \right), \quad (4)$$

где торсионный потенциал $V_{tors}(\omega_{ijkl})$ обычно представляется как функция линейного двугранного угла ω_{ijkl} , построенного на базе атомов *i*, *j*, *k*, *l* с ребром на связи *i*—*j* (*k* и *l*— атомы первой группы по отношению к атомам с номерами *i* и *j* соответственно):

$$V_{tors}(\omega) = t \left[\frac{256}{405} \cos^{10} \left(\frac{\omega}{2} \right) - \frac{1}{10} \right].$$
 (5)

Здесь t — высота вращательного барьера, которая задается индивидуально для каждого типа структуры (для данной структуры, имеющей тип связи углерод—углерод t = 0,3079 эВ [15]).

Моделирование бамбукоподобных нанотрубок и их геометрические параметры

Объектами исследования в данной работе являлись УБНТ диаметром 2,024 нм, поскольку именно они являются стабильными нанотрубками наименьшего диаметра [16]. Бамбукоподобные структуры моделировали присоединением к внутренней поверхности нанотрубки фрагмента фуллерена (перемычка) с помощью химических связей. Для УБНТ, построенной на основе (15,15) атсhair нанотрубки, в качестве перемычки берется фрагмент фуллерена С₅₄₀, который содержит 240 атомов углерода. На рис. 1 представлена бамбукоподобная нанотрубка длиной 14,58 нм и диаметром 2,024 нм с тремя перемычками.

Эмиссионная способность УБНТ

Для исследования электронных свойств углеродных нанотрубок первоначально использовали УБНТ с тремя перемычками и полую нанотрубку, длина и диаметр каждой из которых составляли 14,58 нм и 2,024 нм соответственно. После процесса оптимизации каждой из этих структур из центра нанотрубок выделялся фрагмент с одной перемычкой. В данном случае краевые эффекты не влияют на ячейку, из которой будет моделироваться протяженная нанотрубка.

Затем задавался вектор трансляции [17], в результате чего каждая точка выбранной ячейки повторялась в эквивалентных позициях неограниченное число раз. В качестве повторяющихся ячеек УБНТ были выбраны четыре вида ячеек, имеющих длину 2,071 нм, 2,317 нм, 2,564 нм и 2,811 нм. При удлинении ячейки увеличивается расстояние между перемычками.

Для исследования эмиссионных свойств проводили расчет энергетического спектра, по которому вычисляли энергетическую щель и потенциал ионизации нанотрубок.





Рис. 2. Изменение потенциала ионизации при удлинении ячейки УБНТ:

1 — оптимизация структуры молекулярно-динамическим методом [12]; 2 — оптимизация структуры методом Бреннера [13]; 3 — оптимизация структуры методом AMBER [14]



Рис. 3. Изменение энергетической щели при удлинении ячейки УБНТ:

1 — оптимизация структуры молекулярно-динамическим методом [12]; 2 — оптимизация структуры методом Бреннера [13]; 3 — оптимизация структуры методом AMBER [14]

Согласно теореме Купманса [18] потенциал ионизации рассчитывался как разность между энергией электрона в вакууме *E*_{Vacuum} (нулевым уровнем) и энергией высшего занятого электронного уровня (НОМО-уровня):

$$IP = E_{Vacuum} - E_{HOMO}.$$
 (6)

Энергетическая щель E_g соответствует энергетическому интервалу НОМО-LUMO. Как известно, потенциал ионизации определяет работу выхода, поэтому чем меньше ионизационный потенциал, тем меньше будет и работа выхода (т. е. выше эмиссионная способность).

Значения потенциала ионизации и энергетической щели протяженных УБНТ, полученные тремя вышеупомянутыми методами, представлены на рис. 2, 3. При увеличении расстояния между перемычками потенциал ионизации и энергетическая щель уменьшаются. При расстоянии между перемычками 2,811 нм потенциал ионизации и энергетическая щель протяженной УБНТ становятся меньше потенциала ионизации и энергетической щели у протяженной полой нанотрубки. Значение потенциала ио-

низации протяженной полой нанотрубки составляет ~6,2 эВ, а значение энергетической щели ~0,3 эВ. Качественная картина уменьшения потенциала ионизации и энергетической щели наблюдалась после оптимизации УБНТ тремя эмпирическими методами (см. рис. 2, 3). Следовательно, с увеличением расстояния между перемычками в протяженной УБНТ эмиссионные свойства улучшаются.

Выводы

Установлено, что при увеличении расстояния между перемычками протяженные УБНТ по эмиссионным свойствам превосходят полые нанотрубки. Протяженные УБНТ диаметром 2,024 нм и с расстоянием между перемычками 2,811 нм превосходят по эмиссионной способности протяженные полые нанотрубки на 0,1 эВ.

Список литературы

1. Tans S. J. Room temperature transistor based on a single car-

In and S. S. Robin temperature transition based on safe carbon nanotubes // Nature. 1998. V. 393. P. 49–51.
 2. Kwon Y.K., Tománek D., Ijima S. "Bucky Shuttle" Memory Device: Synthetic Approach and Molecular Dynamics Simulations // Physical Review Letters. 1999. V. 82, N 7. P. 1470–1473.
 3. Bonard J. M., Salvetat J.-P., Stocki T. et al. Field emission for the state of the state.

from carbon nanotubes: perspectives for applications and clues to the emission mechanism // Applied Physics A 1999. V. 69. N 3. P. 245-254

4. Cheng Y., Zhou O. Electron eld emission from carbon nano-tubes // Comptes Rendus. Physique. 2003. V. 4. P. 1021–1033.

5. Bonard J. M., Stöckli T., Maier F. et al. Field-Emission-Induced Luminescence from Carbon Nanotubes // Physical Review Letters. 1998. V. 81, N 7. P. 1441–1444.
6. Xu S. F., Yuan G., Li C. et al. Work functions of capped (5, 5) and (9, 0) single-walled carbon nanotubes adsorbed with elifeli match. *Ameliad Physics Letters* 2010. V. 06.

alkali-metal atoms// Applied Physics Letters. 2010. V. 96. P. 233111-1–233111-3.

7. Батурин А. С., Никольский К. Н., Князев А. И. и др. Внедрение щелочного металла в структуру графита с целью снижения работы выхода // Журнал технической физики. 2004. Вып. 74. № 3. С. 62—64. 8. Мусатов А. Л., Израэльянц К. Р., Чиркова Е. Г. и др.

Автоэлектронная эмиссия из одностенных углеродных нанотрубок с нанесенными на них атомами цезия // Физика твердого тела. 2011. Вып. 53. № 7. С. 1428—1432. 9. **Zhao J., Han J., Lu J. P.** Work functions of pristine and

alkali-metal intercalated carbon nanotubes and bundles // Physi-cal Review B. 2008. V. 65, N 19. P. 193401-1–193401-4.

10. Choi J., Samayoa I. A., Lim S. C. et al. Band filling and correlation effects in alkali metal doped carbon nanotubes // Physics Letters A. 2002. V. 299. P. 601-606.

11. Katar S. L., Gonzalez-Berrios A., Jesus J. D. et al. Direct Deposition of Bamboo-Like Carbon Nanotubes on Copper Sub-strates by Sulfur-Assisted HFCVD // Journal of Nanomaterials. 2008. V. 515890. P. 1–7.

12. Глухова О. Е., Колесникова А. С. Полимеризация фуллеренов в углеродной нанотрубке в процессе ее изгиба // Нано- и микросистемная техника. 2011. № 8. С. 10—14.

13. Brenner D. W. Empirical potential for hydrocarbons for use

In simulating the chemical vapor deposition of diamond films // Phys. Rev. B. 1990.V. 42. P. 9458—9471.
14. Cornell W. D., Cieplak P., Bayly C. I. et. al. A second generation force field for the simulation of proteins, nucleic acids, and organic molecules // J. Am. Chem. Soc. 1995. V. 117. P. 5179—5197.
15. Struct S. L. Tetrain A. B. Horrigon I. A. A reacting the second s

15. Stuart S. J., Tutein A. B., Harrison J. A. A reactive potential for hydrocarbons with intermolecular interactions // J. Chem. Phys. 2000. V. 112. P. 6472–6486.

16. Glukhova O. E., Kolesnikova A. S., Kossovich E. L. and Zhnichkov R. Y. Super strong nanoindentors for biomedical applications based on bamboo-like nanotubes // Proc. of SPIE. 2012. V. 8233. P. 823311-1-823311-8.

17. **Kosevich A. M.** The Crystal Lattice: Phonons, Solitons, Dislocations, Superlattices. Weinheim: WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2006. P. 3–5.

18. Заградник Р., Полак Р. Основы квантовой химии. М.: Мир. 1979. 504 с.

Применение МНСТ

УДК 536.51

В. А. Калинин, канд. техн. наук, нач. отдела, e-mail: vl_kalinin@mail.ru, **В. В. Чащин**, инженер, e-mail: chasschinn@gmail.com, OAO "Авангард", г. Санкт-Петербург

ПАССИВНЫЕ ДАТЧИКИ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ПОВЕРХНОСТНЫХ АКУСТИЧЕСКИХ ВОЛНАХ ДЛЯ СИСТЕМ КОНТРОЛЯ СОСТОЯНИЯ КОНТАКТНЫХ ГРУПП ВЫСОКОВОЛЬТНОГО ОБОРУДОВАНИЯ

Поступила в редакцию 24.05.2012

Представлены результаты работ по созданию пассивных беспроводных датчиков температуры на поверхностных акустических волнах. Обоснована актуальность разработки. Описан принцип действия разрабатываемых датчиков. Приведены основные характеристики датчиков, результаты разработки конструкции термочувствительных элементов и преобразователей температуры, результаты испытаний. Обозначены приоритетные работы для последующих этапов разработки.

Ключевые слова: микросистемотехника, датчики температуры, пьезорезонансные датчики, датчики на поверхностных акустических волнах, акустоэлектронные датчики, пассивные датчики температуры, лангасит

Введение

Одной из основополагающих отраслей современной российской экономики является электроэнергетика. Для доставки электроэнергии потребителям используются системы электроснабжения, которые строятся с использованием большого количества преобразовательного и распределительного электрооборудования [1]. При эксплуатации мощного высоковольтного оборудования важной задачей является постоянный мониторинг его состояния и своевременное выявление нештатных режимов работы для предотвращения более серьезных аварийных ситуаций с тяжелыми последствиями.

Не всегда возможен непосредственный контроль основных электрических параметров, таких как ток, напряжение, мощность, а особенно их

Технические характеристики пассивных датчиков температуры на ПАВ

Наименование параметра	Значение
Диапазон измеряемых температур	До 100 °С, до 400 °С, до 1000 °С
Приведенная погрешность	Не более 2,5 %
Нелинейность	Не более 5 %
Инерционность	2 c
Габаритные размеры преобразователя	$30 \times 20 \times 10$ mm
температуры	
Масса преобразователя температуры	20 г

мгновенных и импульсных значений. В этих случаях полезно измерение физических параметров, имеющих косвенную связь с основными электрическими параметрами. Одним из главных подобных параметров является температура контактных групп и других токоведущих частей высоковольтного оборудования. Повышение температуры сверх допустимой свидетельствует о нештатном режиме работы оборудования, даже если другие интегральные показатели находятся в пределах нормы, так как повышение температуры непосредственно связано с повышением рассеиваемой мощности на контролируемом участке проводника, что может быть вызвано периодическими кратковременными перегрузками, деградацией материала проводника и другими причинами, требующими принятия необходимых мер для предотвращения аварии.

Ввиду актуальности задачи и ожидаемой широкой востребованности решений в данной области ОАО "Авангард" ведет разработку акустоэлектронных пассивных датчиков температуры на поверхностных акустических волнах (ПАВ) для систем контроля состояния контактных групп высоковольтного оборудования. Основные технические характеристики разрабатываемых датчиков приведены в таблице.

Принцип действия пассивных датчиков температуры на ПАВ

Принципиальным требованием к датчику температуры для высоковольтного оборудования является обеспечение надежной электрической развязки измерительного тракта и рабочей токоведущей цепи. Для выполнения этого требования был выбран беспроводной способ считывания информации с преобразователя температуры, который представляет собой пассивное устройство на основе термочувствительного пьезоэлектического резонатора. Таким образом, датчик температуры можно отнести к классу пьезорезонансных датчиков [2—6].



Рис. 1. Функциональная схема датчика температуры на ПАВ

Принцип действия датчика температуры заключается в следующем: стандартное считывающее устройство по радиоканалу возбуждает в термочувствительном элементе (ТЧЭ) преобразователя температуры — сдвоенном пьезоэлектрическом резонаторе на ПАВ — затухающие электрические колебания на двух резонансных частотах, которые линейно зависят от температуры окружающей среды T, °C. Температурные зависимости этих резонансных частот имеют разную крутизну, поэтому разность резонансных частот $\Delta f(T)$, к Γ ц, также линейно зависит от температуры. Возбужденные в ТЧЭ электрические колебания через антенну преобразователя излучаются обратно в окружающее пространство и принимаются считывающим устройством, которое определяет разность резонансных частот и выдает показания температуры T', °С.

Разработка конструкции датчиков температуры на ПАВ

Функциональная схема пассивного датчика температуры на ПАВ приведена на рис. 1. Датчик состоит из двух основных частей: преобразователя температуры и считывающего устройства. Преобразователь выполняет функцию преобразования измеряемой температуры в изменение разности резонансных частот ТЧЭ. Считывающее устройство предназначено для формирования и передачи сигнала возбуждения, приема и анализа сигнала отклика от преобразователя температуры, выдачи соответствующих показаний температуры.

На этапе технического проектирования был разработан макетный образец преобразователя температуры (рис. 2). Конструкция преобразователя включает следующие основные узлы:

- термочувствительный элемент со сдвоенным резонатором на ПАВ;
- планарная антенна диапазона 433 МГц [7];
- печатная плата.

Термочувствительный элемент (рис. 3) состоит из металлокерамического корпуса 1 с металлической крышкой 2 и пьезоплаты 3 из монокристаллического лангасита La₃Ga₅SiO₁₄ [8], на котором расположен сдвоенный термочувствительный резонатор на ПАВ. Пьезоплата фиксируется внутри корпуса высокотемпературным клеем 4, после чего контактные площадки пьезоплаты электрически соединяются с контактными площадками корпуса 5 золотой проволокой 6. Корпус закрывается металлической крышкой и герметизируется роликовой сваркой.



Рис. 2. Макетный образец преобразователя температуры



Рис. 3. Конструкция термочувствительного элемента

Результаты испытаний

В рамках технического проекта были проведены исследовательские испытания ТЧЭ и макетных образцов преобразователей температуры.

Испытания ТЧЭ проводили в целях исследования зависимости разностной частоты Δf от измеряемой температуры T в диапазоне температур от -60 °C до +100 °C. По результатам испытаний были построены градуировочные характеристики (ГХ). Характеристика одного из испытанных ТЧЭ (№ 10) представлена на рис. 4. По горизонтальной оси отложена измеряемая температура, по вертикальной оси — разность резонансных частот двух ПАВ-резонаторов термочувствительного элемента. Точки соответствуют измеренным значениям разности резонансных частот при изменении темпе-





Рис. 5. Принятый частотный отклик преобразователя температуры по модулю коэффициента отражения (основные и побочные резонансы)

ратуры в сторону повышения и понижения. Сплошной линией показана построенная ГХ.

Крутизна ГХ для ТЧЭ № 10 составила 1,469 кГц/°С. Максимальная крутизна ГХ была получена для ТЧЭ № 26, она составила 1,601 кГц/°С. При достигнутых значениях крутизны ГХ изменение разностной частоты $\Delta f(T)$ в рабочем диапазоне температур не превышает 2,5 % относительно разностной частоты $\Delta f(T_0)$ в середине диапазона (при $T_0 = 20$ °C). Это свидетельствует о необходимости доработки конструкции ТЧЭ в целях повышения чувствительности преобразователя температуры.

Испытания макетных образцов преобразователей температуры проводили с использованием векторного анализатора электрических цепей с микропроцессорным управлением фирмы Agilent Technologies (США), который на данном этапе выполнял функцию считывающего устройства, излучая сигнал возбуждения и принимая сигнал отклика от преобразователей температуры.

По результатам испытаний были сняты частотные отклики макетных образцов преобразователей температуры при возбуждении их через антенну считывающим устройством (рис. 5). Однако термочувствительные элементы имели побочные (нежелательные) резонансы, поэтому число резонансных частот оказалось больше двух, что не позволило бы считывающему устройству однозначно определить разностную частоту. Следовательно, технология изготовления ТЧЭ нуждается в доработке с целью исключить возможность появления побочных резонансов.

Выволы

В результате проведенных работ на этапе технического проекта были разработаны термочувствительные элементы и изготовлены макетные образцы преобразователя температуры для пассивных датчиков температуры на ПАВ. Испытания показали, что ТЧЭ работоспособны и обладают чувствительностью к температуре, при этом ГХ ТЧЭ линейна в диапазоне температур от −60 °С до +100 °С. Макетные образцы преобразователей температуры позволяют осуществлять их бесконтактное возбуждение и считывание ответного сигнала.

Основными задачами на этапе рабочего проекта являются:

- подбор материалов конструкции преобразователей температуры для повышения диапазона рабочих температур;
- доработка конструкции ТЧЭ для повышения чувствительности к температуре и исключения возможности появления нежелательных резонансов;
- доработка и изготовление считывающего устройства:
- изготовление опытной партии пассивных датчиков температуры на ПАВ и проведение предварительных испытаний.

Список литературы

1. Справочник по проектированию электрических сетей / Под ред. Д. Л. Файбисовича. М.: Изд-во НЦ ЭНАС, 2006.

2. Малов В. В. Пьезорезонансные датчики. 2-е изд., пере-

раб. и доп. М.: Энергоатомиздат, 1989. 272 с. 3. Canabal A., Davulis P. M., Dudzik E., Pereira da Cunha M. CDMA and FSCW Surface Acoustic Wave Temperature Sensors for Wireless Operation at High Temperatures // 2009 IEEE Int. Ultra. Symp. Proc. 2009. P. 807-810.

4. Анцев Г. В., Богословский С. В., Сапожников Г. А. Бесконтактные помехоустойчивые датчики на поверхностных акустических волнах // Нано- и микросистемная техника. 2009. № 8. C. 38-43.

5. Stevens D. S., Andle J. C., Sabah S., et al. Applications of Wireless Temperature Measurement Using SAW Resonators // Fourth Int. Symp. Acoustic Wave Devices for Future Mobile Communication Systems, Chiba Univ. 3rd-5th March. 2010. P. 61-67.

6. Дмитриев В. Ф. Беспроводной датчик температуры на ПАВ с идентификацией // Датчики и системы. 2012. № 1. C. 16-20.

7. Сазонов Д. М. Антенны и устройства СВЧ: учеб. для радиотехнич. спец. вузов. М.: Высш. шк., 1988. 432 с.

8. Балышева О. Л. Материалы для акустоэлектронных устройств: учеб. пособие. СПб.: ГУАП, 2005. 50 с.

Системы на кристалле

УДК 621.396.677.3

П. П. Мальцев, д-р техн. наук, проф., директор,
О. С. Матвеенко, канд. техн. наук, науч. сотр.,
Д. Л. Гнатюк, мл. науч. сотр.,
А. П. Лисицкий, канд. техн. наук, нач. ОПОРИД,
Ю. В. Фёдоров, зав. лаб.,
Д. В. Крапухин, инж.-исследователь,
С. Л. Бунегина, пом. директора,
Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт сверхвысокочастотной полупроводниковой электроники Российской академии наук (ИСВЧПЭ РАН)
Е-mail: iuhfseras2010@yandex.ru

МНОГОСЛОЙНЫЕ ПЛАНАРНЫЕ АНТЕННЫ. ЧАСТЬ 1. ТИПЫ, РЕАЛИЗАЦИИ, ПРЕИМУЩЕСТВА

Поступила в редакцию 19.05.2012

Рассмотрены разновидности многослойных антенн, прежде всего - антенн с апертурной связью. Показано, что данные антенны наиболее перспективны для антенных решеток, систем беспроводной связи и сенсорных сетей, так как обеспечивают при минимальных размерах максимальные рабочую полосу частот и коэффициент усиления диаграммы направленности по сравнению с антеннами с двумя слоями металлизации.

Ключевые слова: многослойная антенна, многослойная печатная антенна, антенна с апертурной связью, антенна со связью близко расположенных элементов, активный излучатель, пассивный излучатель, интегрированные в подложку волноводы, антенная решетка

Введение

Развитие систем беспроводного доступа и особенно беспроводных сенсорных систем, в которых важны малые габаритные размеры и энергетическая эффективность, требующая высокого коэффициента усиления диаграммы направленности (КУДН), стимулировали развитие компактных многослойных антенн, в которых чередуются проводящие слои, слои диэлектрика и воздушные промежутки. Вместе с тем, подобные требования предъявляются к излучающим элементам фазированных антенных решеток (ФАР). Технология многослойных керамических СВЧ схем (LTCC) позволяет "попутно" с монолитной схемой усиления — преобразования сигналов изготавливать и многослойные антенны. Многослойные антенны в миллиметровом диапазоне для снижения потерь формируются как конструкции из тонких диэлектрических пленок (*thin-membrane*) с проводящими слоями. Реализуемые в виде полиимидных, фторопластовых и LCP (liquid crystal polymer) слоев. Последние отличаются малым значением адсорбции воды, малыми потерями в пределах миллиметрового диапазона и малой диэлектрической проницаемостью, конструктивной гибкостью [1, 2]. В ранних реализациях многослойных антенн применены многослойные пакеты диэлектрика с возможными воздушными промежутками.

Анализ различных типов антенн, применимых в беспроводных и сенсорных сетях, приведен в ряде обзорных работ [3-5]. В настоящей работе проводится анализ результатов разработки многослойных антенн исходя из критериев оптимальности для беспроводных сенсорных и связных сетей: минимальные размеры, высокий требуемый КУДН излучателя, делающий целесообразным его реализацию в виде антенный решетки, широкая полоса частот, а также возможность создания антенны в едином технологическом цикле с остальными элементами беспроводного модуля в виде монолитной системы на кристалле. Как и в антеннах на основе одного слоя металлизированного диэлектрика (МД), в многослойных антеннах распространен излучатель в форме планарного участка проводника — патч-излучатель (от англ. patch — площадка), к которому подводится излучаемый сигнал. Линия, через которую излучаемый сигнал от источника подводится к патч-излучателю (ПИ), называется подводящей линией (на рисунках обозначена серым или черным цветом). Число слоев конструкции определяется числом проводящих слоев. Рабочая полоса частот по умолчанию определяется по уровню KCB < 2 или S11 < -10 дБ.

Многослойные модификации планарных антенн

В многослойной антенне возможна подача сигнала на ПИ непосредственным соединением его с подводящей линией (или коаксиалом), электродинамической связью ПИ и подводящей линии через слой диэлектрика (proximity coupled multilayer patch antenna (PCMPA)), электродинамической связью ПИ и подводящей линии через щель в проводящем экране, расположенном между ПИ и линией (aperture coupled antenna (ACA)).

Многочисленные разработки UWB-антенн показали, что планарная антенна на основе МД способна обеспечить многооктавные рабочие полосы. Достигнута полоса 2,9...14,5 ГГц при размерах 25 × 26 мм [6], полоса 3...12 ГГц при размерах 37 × 30 мм [7], при минимальных размерах 13 × 11 мм полоса 3,1...11,4 ГГц [8] и полоса 3...25 ГГц при размерах 46 × 39,5 мм [9]. Однако для этого необходимо удаление земляного проводника под монополем-излучателем, что, в свою очередь, приводит к ненаправленной ДН в азимутальной плоскости (при вертикальном расположении оси монополя) и делает антенну малопригодной для экономичных сенсорных сетей и построения ФАР. При введении земляного слоя наблюдается узкая рабочая полоса частот, так как резонанс образуется в простой схеме параллельного контура с емкостью монополя на земляной проводник. Для расширения полосы частот вводятся дополнительные ПИ, электродинамически связанные с основным (активным, driven patche) и называемые пассивными (parasitic patche). Каждый из них имеет свою резонансную частоту и соответству-



Рис. 1. Типичная частотная зависимость КСВ антенны для двух ПИ с различными резонансными частотами



гис. 5. Сечение многослоиной антенны с активн слое и пассивным ПИ в третьем слое



Рис. 6. Многослойная антенна с треугольным ПИ

ющую ей полосу излучения (рис. 1), что при разносе резонансных частот (например f_1, f_2) позволяет расширить рабочую полосу частот.

Реализация монополя-излучателя 1 над гибридной микросборкой приводит к многослойной структуре (рис. 2) [10]. Основание — теплоотвод 2 микросборки является земляным проводником для излучателя. Сигнал к антенне подводится вертикальным проводником 3.

Трехслойная антенна с активным ПИ во втором слое (21,5 \times 25 мм) с пассивными ПИ, выполненными в третьем слое (рис. 3, 4), обеспечивает широкую полосу частот 72,3 % (7,5...16 ГГц) при излучении в одной полуплоскости [11].

Пассивные прямоугольные излучатели добавлены в слое активного монополя и на два слоя выше его (рис. 5) [12]. Получена полоса 55 % (4,0...7,05 ГГц), что в несколько раз больше полосы антенны с одиночным монополем на основе МД. Размеры ПИ составляют: активный ПИ — $18 \times 10,8$ мм, левый — $11,7 \times 10,8$ мм, правый — $13,4 \times 10,8$ мм. Характерно, что оптимизация структуры для близкого диапазона 4,14...6,94 ГГц (полоса 50 %) привела к заметно



Рис. 7. Структура антенны типа квази-Яги с пассивными ПИ, выполненными в различных слоях

меньшим размерам: активный ПИ — $15,25 \times 9,07$ мм, левый ПИ — $9,83 \times 9,07$ мм, правый ПИ — $11,26 \times 9,07$ мм [13].

Многослойная реализация ПИ (рис. 6) обеспечивает широкий рабочий диапазон 1,650...2,940 ГГц (полоса — 56,2 %), КУДН — 7,82 дБ при частоте 2 ГГц [14].

Разработан вариант антенны типа квази-Яги с квадратными пассивными ПИ, выполненными в различных слоях многослойной структуры (рис. 7) [15]. Достигнута полоса 13 % для центральной частоты 10 ГГц, КУДН — 11,8 дБ. Размер монополя составляет 10 × 10 мм, общая высота — 29,3 мм. Три верхних слоя диэлектрика имеют $\varepsilon = 1,0$.

Следует отметить, что расположение пассивных ПИ в антенне типа квази-Яги в одной плоскости сопровождается существенным снижением полосы [16].

К многослойным антеннам следует отнести и антенны на основе квазиволноводов, формируемых двумя слоями металлизации диэлектрика и частыми металлизированными отверстиями между ними, образующими интегрированные в подложку волноводы (substrate integrated waveguide (SIW)). Типичным применением SIW для создания излучателей является формирование резонатора, возбуждаемого микрополоском и излучающего через щель [17]. Результаты моделирования показали полосу частот 20,9 % (54,3...67 ГГц). Концепция SIW позволяет в едином технологическим цикле изготовлять квазиволноводные резонаторы, волноводы, рупорные, шелевые излучатели и подводящие цепи (матрицы Батлера, делители, сумматоры, ответвители) [18]. Преимущества данной технологии существенны

в миллиметровом и квазимиллиметровом диапазонах, в которых целесообразно применение рупорных антенн.

Реализация SIW рупорной антенны описана в работе [19]. В данной конструкции использовано девять слоев диэлектрика с различной диэлектрической проницаемостью ε . Получена рабочая полоса частот 5 ГГц для центральной частоты 60 ГГц. Введение в рупор "ребра" из металлизированных отверстий уменьшающейся высоты, соосного рупору, позволяет существенно расширить полосу: при размерах 39,2 × 69,2 × 2,54 мм получена полоса частот 18...40 ГГц по уровню КСВ < 2,5 и КУДН в указанной полосе 6...10 дБ (рис. 8, см. четвертую сторону обложки) [20].

В диапазоне 60 ГГц приемлемые размеры имеет фокусирующий отражатель, построенный из проводящих колец, расположенных в различных слоях (рис. 9) [21].

Отдельные слои с частотно-селективными структурами (проводниками) (*electromagnetic band-gap* (EBG)) применяют как нижний земляной экран [22], что расширило полосу прямоугольного монополя до 10,14 % (полоса частот 2,34...2,59 ГГц). В работе [23] экспериментально оценено влияние различных видов слоя EBG как замены экрана на решетку из четырех монополей. Найдено, что размеры монополей снижаются в два и более раз (оценивались по уменьшению частоты нижнего резонанса), сущест-



Рис. 9. Антенна с фокусирующим отражателем: *а* — вид сверху; *б* — сечение; *1* — активный излучатель; *2* — фокусирующий отражатель; *3* — подводящая линия



Рис. 10. Топологии верхней (*a*) и нижней (б) металлизации слоя диэлектрика в виде EBG-структуры

венно расширяется рабочая полоса частот в окрестности первого резонанса.

Возможно также размещение слоев EBG над монополем. Примером последнего является квадратный монополь над земляным проводником, дополненный сверху двумя идентичными слоями МД, которые есть реализация EBG-проводников двух видов (рис. 10). Расположенные в ближней зоне данные МД существенно расширяют рабочую полосу частот монополя — до 11,8...13,7 ГГц с тремя резонансами на частотной зависимости S11 (см. рис. 1). КУДН достигает значений > 20 дБ [24].

Введение ферромагнитных слоев *3* толщиной 10 мкм выше и ниже верхнего диэлектрического слоя *2* (рис. 11, см. четвертую сторону обложки) вызывает для обычного квадратного монополя *1* повышение резонансной частоты (т. е. снижение габаритных размеров для требуемой частоты) на 4 % [25].

Апертурно-связанные антенны

Среди многослойных антенн наибольшую широкополосность демонстрируют апертурно-связанные антенны (ACA) (*aperture-coupled antenna*, *aperture-coupled microstrip patch antennas*) (ACMPA), называемые также щелью связанные антенны (*slot*- coupled patch antenna). АСА в простейшем виде состоит из трех проводящих слоев: нижний проводящий слой, в котором выполнен микрополосок 1 (подводящая линия, возбудитель) (Bottom Layer: Microstrip), подводящий излучаемый сигнал; земляной проводник 2 (center, ground plane) с щелью 3 (slot), называемой также апертура (aperture), ортогональной микрополоску или расположенной под углом; верхний проводящий слой, представляющий собой патч-излучатель 4 (рис. 12). Между проводящими слоями расположены диэлектрические слои, которые могут иметь воздушные промежутки. Верхний ПИ может быть заменен диэлектрическим резонатором.

На первый взгляд эта щель как резонатор приводит к сужению полосы, но резонаторы проявляют высокую частотную селективность только при условии высокой добротности (т. е. при условии малых потерь, вносимых нагрузкой), что в АСА не имеет места. Наоборот, монополь над земляным слоем представляется резонатором с распределенной параллельной *RLC* эквивалентной схемой, имеющей узкие резонансы на основной частоте и ее гармониках. Эквивалентная схема АСА (рис. 13) [26] много сложнее эквивалентной цепи излучателямонополя над земляным проводником. Этот вывод подтверждает то обстоятельство, что для расширения полосы монополя над земляным проводником в него (и в земляной проводник) вводят вырезы, модифицируют контуры проводников, которые ус-



Рис. 13. Эквивалентная схема АСА

– НАНО- И МИКРОСИСТЕМНАЯ ТЕХНИКА, № 10, 2012 –

ложняют эквивалентную схему излучателя и приводят к расширению полосы.

Преимущества ACA перед антеннами на основе металлизированного диэлектрика:

- широкополосность отдельной антенны;
- высокий КУДН отдельной антенны; следует учитывать, что КУДН и форма ДН для решетки и для отдельного АСА имеют существенные отличия прежде всего вследствие значительного обратного излучения отдельной АСА с конечным размером земляного проводника;
- обеспечение требуемой поляризации;
- сосредоточенность излучаемого сигнала в малой площади ракрыва, малые габаритные размеры антенны в плане, что позволяет уменьшать расстояние между центрами излучателей в решетке до 0,6λ, что важно для создания ΦАР с минимальной площадью раскрыва.

Реализована АСА в полосе 163...202 ГГц с двумя щелями, линзовидным диэлектрическим резонатором радиусом 6 мм [27].



Рис. 15. Приемная антенная решетка с последовательной подачей сигнала (внизу показаны усилители)



Рис. 16. Щелевая антенная решетка с рабочей частотой 150 ГГц

Построение антенных решеток на основе АСА

Наряду с ФАР, в которых фазы излучаемых сигналов меняет фазовращатель, для повышения направленности применяют построение фиксированных антенных решеток (АР) или антенных линеек. Возможны параллельная ("от главной линии") (рис. 14, см. четвертую сторону обложки) [28, 29], последовательная типы подачи питания на АР, или с ряда АР на нагрузку (рис. 15) [30]. Данная узкополосная решетка с рабочей частотой 9 ГГц, составленная из 4 × 8 АСА-излучателей, имеет КУДН, равный 21 дБ при расстоянии между центрами соседних излучателей 0,6λ.

В щелевой антенной решетке с рабочей частотой 150 ГГц (рис. 16), наоборот, отсутствует ПИслой над крестообразными щелями [31].

Следует учитывать, что построение антенной решетки с фиксированным направлением излучения сопровождается сужением рабочей полосы вследствие проблем обеспечения в полосе частот требуемых амплитудно-фазовых соотношений подводимых к излучателям сигналов. В работе [32] описаны оптимизированные делители для ФАР с неравным уровнем мощности на выходах.

Расширение рабочей полосы АСА

Достоинством многослойного построения антенны является возможность усложнения топологии (и, следовательно, эквивалентной схемы) без заметного увеличения размеров. Введение дополнительных слоев диэлектрика над ПИ и нижнего проводящего земляного слоя в ACA (рис. 17) позволило достичь рабочей полосы частот 8...12 ГГц (40 %) [33].

Оптимизация топологии проводников, параметров диэлектрических слоев существенно повышает характеристики АСА. Так, оптимизация толщины



Рис. 17. Модифицированная АСА с дополнительными слоями: *I* — диэлектрик над ПИ; *2* — нижний металлизированный диэлектрик





диэлектрика H под ПИ (рис. 18) повышает рабочую полосу с 3,2 до 6,8 % на частоте 10 ГГц [34].

Среди реализаций АСА описаны конструкции, сочетающие высокий КУДН и высокую широкополосность: одиночная АСА с диэлектрическим прямоугольником *1* над щелью *2* обеспечивает сравнительно широкую полосу 56...64 ГГц (13,3 %) для высокого КУДН, более 16 дБ (рис. 19) [35].

Полоса 11,58...13,55 ГГц (15,7 %) достигается оптимизацией структуры (рис. 20): сдвигом щели от центра излучателя, введением шлейфов в подводящий микрополосок (исходная структура АСА вида рис. 12 имеет полосу 11,22...12,21 ГГц (8,5 %)). Достигнут КУДН, равный 9...10 дБ [36]. Размер ПИ составляет 10,5 мм.

Для расширения полосы вводится второй ПИ с отдельным слоем диэлектрика (рис. 21) [37]. Общая высота излучателя составляет $\lambda_0/4$, получена рабочая полоса частот 5,8...10,15 ГГц (55%).

В работе [38] описана антенная решетка, составленная из ACA со следующими особенностями: два ПИ, щель имеет Н-образный вид, что обеспечивает



Рис. 21. Модифицированная АСА со вторым ПИ



два направления поляризации излучения (рис. 22). Получена рабочая полоса частот 5...10 ГГц, КУДН решетки достигает 16 дБ.

Следует отметить такое положительное свойство ACA, как компактность в плане. Решетка из 12 × 12 ACA-излучателей (рис. 23) скомпонована в прямоугольнике 165 × 166 мм, размеры одного эле-



Рис. 24. Многослойная антенна с непосредственным соединением активного ПИ с подводящей линией и четырьмя пассивными ПИ: 1 — подводящая линия; 2 — активный ПИ; 3 — пассивные ПИ (4 шт.)



Рис. 25. Сечение сравниваемых ACA с двумя (a) и тремя ПИ (b), а также топологии микрополоскового (s) и копланарного (z) вариантов подводящих линий

мента в решетке составляют 13,75 × 13,75 мм при размерах нижнего монополя 11 мм. Такая компактность недостижима у двухслойных излучателей, у которых требуется в среднем превышение размеров земляного проводника в 1,3...2 раза относительно размеров монополя [39].

Использование диэлектрического прямоугольника вместо ПИ позволяет размер одного элемента в антенной решетке уменьшить до 12 × 12 мм для полосы частот 9,8...11,6 ГГц (18 %) [40].

АСА с четырьмя ПИ (рис. 23) обеспечивает весьма малую полосу 27 % (8,8...11,6 ГГц) [41]. При этом антенна с непосредственным соединением активного ПИ с подводящей линией (рис. 24) имеет существенно большую полосу — 43 % (3,09...4,79 ГГц) при



Рис. 26. АСА с щелью в форме "Hour glass"



Рис. 28. АСА с дополнительной щелью в ПИ

КУДН = 6,6...8,6 дБ [42]. Таким образом, сложность антенны не обеспечивает ее высоких характеристик без оптимизации размеров и параметров слоев.

В работе [43] проведено исследование АСА с ПИ, выполненными на тонких диэлектрических пленках, для двух реализаций подводящих линий: микрополосковой (рис. 25, *a* — один и два слоя ПИ) и копланарной линией (рис. 25, *б* — три слоя ПИ). Моделированием проведено сравнение показанных на рис. 25 антенн с одним, двумя, тремя ПИ, показано, что полоса частот составляет 17, 40, 44 % соответственно. По размеру нижнего ПИ антенна типа, показанного на рис. 25, *a*, превышает антенну типа рис. 25, *в*: 9 мм против 18 мм. Но антенна типа рис. 25, *б* обеспечивает полосу 44 % против 39 % для типа рис. 25, *a* в *X*-диапазоне.

Для расширения рабочей полосы щель выполняют в форме "Hour glass" (рис. 26) [44]. Достигнута полоса 8,3...12,4 ГГц (40 %).

В антенне, описанной в работе [45], весьма незначительные отличия в топологии (рис. 27) обеспечивают полосу частот 7,3...12,5 ГГц (52,5 %).

АСА с дополнительной щелью в ПИ размерами 14,5 × 8,2 мм (рис. 28) обеспечивает полосу 10,16...16,85 ГГц (50 %) [46].

Полоса 4...12 ГГц (100 %) достигнута при использовании двух слоев ПИ оптимизированной формы со щелями и девяти слоев диэлектрика [47].

АСА, построенная на основе раздвоенной микрополосковой линии (рис. 29), верхнего и нижнего ПИ, семи слоев диэлектрика, обеспечивает рабочую полосу частот 5,2...10,4 ГГц (66 %) [48].



Рис. 29. Топология микрополосковой линии широкополосной АСА





Рис. 31. Антенна с электродинамической связью ПИ и подводящей линии (1) ПИ с полостью (2), ПИ в нижнем земляном проводнике (3)

Подобная схема возбуждения в работе [49] позволила получить полосу 1,78...2,48 ГГц (33,8 %) существенно меньше, чем в работе [48]. В работе [50] описана антенна с топологией проводников, подобной топологии из работы [48], но имеющая три слоя диэлектрика. При этом получена близкая рабочая полоса частот 56 % (10...18 ГГц).

Использование двух щелей различных размеров с возбуждением от равноплечего делителя (рис. 30) позволило достичь рабочей полосы частот 11,4...23,8 ГГц (70 %) [51]. Структура с подобной топологией щелей подводящих линий, но с одним ПИ, показала полосу 70 % в диапазоне 2,6...5,4 ГГц [52].

В работе [53] рассмотрена АСА вида, описанного выше [52], имеющая полосу частот 76,7 % (9,8...22 ГГц) и полосу 9,8...19 ГГц по уровню КУДН > 5 дБ.

РСМРА-антенна с полостью в проводящем основании под подводящей линией (рис. 31) обеспечивает полосу частот 7,2...14,6 ГГц (68 %) столь же высокую, как описанные выше ACA [54].

Работа выполнена в рамках государственного контракта № 16.426.11.0031 от 31 мая 2011 г. по заказу Минобрнауки России.

Список литературы

1. **Vyas R., Rida A., Bhattacharya S., Tentzeris M. M.** Liquid Crystal Polymer (LCP): The ultimate solution for low-cost RF flexible electronics and antennas // IEEE Antennas and Propagation Society International Symposium. 2007. P. 1729–1732.

2. DeJean G., Bairavasubramanian R., Thompson D., Ponchak G. E., Tentzeris M. M., Papapolymerou J. Liquid Crystal polymer (LCP): a new organic material for the development of multilayer dual-frequency/dual-polarization flexible antenna arrays // IEEE Antennas and Wireless Propagation Letters. 2005. V. 4. P. 22–26.

3. Volakis J. L. Antenna engineering hand book. The McGraw-Hill, 2007.

4. **Handbook** of antennas in wireless communications / Ed. by Godara Lal C. CRC Press, 2001.

5. Sosa-Pedroza J., Martinez-Zuñiga F., Enciso-Aguilar M. Planar Antennas for Satellite Communications // Satellite Communications. Sciyo, 2010.

6. Young Jun Cho, Ki Hak Kim, Dong Hyuk Choi, Seung Sik Lee, and Seong-Ook Park // A Miniature UWB Planar Monopole Antenna With 5-GHz Band-Rejection Filter and the Time-Domain Characteristics // IEEE transactions on antennas and propagation. 2006. V. 54, N 5. P. 1453—1460.

7. Lin C. C., Chuang H. R., Kan Y. C. A 3–12 GHz UWB planar triangular monopole antenna with ridged ground-plane // Progress In Electromagnetics Research, PIER. 2008. 83, P. 307–321.

8. Nakchung Choi, Changwon Jung, Joonho Byun et al. Compact UWB Antenna With I-Shaped Band- Notch Parasitic Element for Laptop // IEEE antennas and wireless propagation letters. 2009. V. 8. P. 580–582.

9. **Mokhtaari M., Bornemann J.** Ultra-Wideband Microstrip Antenna with Coupled Notch Circuit // Proc. of the 5th European Conference on Antennas and Propagation (EUCAP). 2011. P. 1521–1525 (1435–1439).

10. **Khandelwal N., Jackson R. W.** An X-band System-in-Package Active Antenna Module // IEEE MTT-S International Microwave Symposium Digest. 2005. P. 1–4.

11. **Pilevari S. M., Kashani F. H., Azarmanesh M. N.** A novel broadband fractal sierpinski shaped, microstrip antenna // Progress In Electromagnetics Research C. 2008. V. 4. P. 179–190.

12. **Zehforoosh Y., Ghobadi C., Nourinia J.** Antenna Design for Ultra Wideband Application Using a New Multilayer Structure // PIERS Online. 2006. V. 2, N 6. P. 544–549.

13. **Shridhar E. M., Kosta Y. P.** Stacked three layer rectangular microstrip patch antenna for ultra wide band applications // International Journal of Computer Science and Communication. 2012. V. 3, N 1. P. 145–147.

14. Alameddine K., Chahine S. A., Rammal M., Osman Z. Wideband patch antennas for mobile communications // Int. J. Electron. Commun. 2006. P. 596–598.

15. Nessel J. A., Zaman A., Lee R. Q., Lambert K. Demonstration of a *X*-Band Multilayer Yagi- Like Microstrip Patch Antenna with High Directivity and Large Bandwidth // IEEE Antennas and Propagation Society International Symposium. 2005. P. 227–230.

16. **Venkatesan J.** X-band microstrip yagi array with dual-offset aperture coupled feed // Microwave and optical technology letters. 2006. V. 48, N 2. P. 341–344.

17. Tang X. J., Xiao S. Q., Wang B. Z., Wang J. A 60-GHz Wideband Slot Antenna Based on Substrate Integrated Waveguide Cavity // Int. J. Infrared Milli Waves. 2007. V. 28. P. 275–281.

18. Cheng Y. J., Chen P., Hong W., Djerafi T., Wu K. Substrate-Integrated — Waveguide Beamforming Networks and Multibeam Antenna Arrays for Low-Cost Satellite and Mobile Systems // IEEE Antennas and Propagation Magazine. 2011. V. 53, N 6. P. 18–30.

19. **Bo Pan, Ronglin Li, Zolghadri M., Aytur T., Strauch P.** Broadband end-fire antennas for switched sector coverage in 60-GHz wireless communications // IEEE Antennas and Propagation Society International Symposium. APSURSI '09. 2009. P. 1–4.

20. **Mallahzadeh A. R., Esfandiarpour S.** Wideband H-Plane Horn Antenna Based on Ridge Substrate Integrated Waveguide (RSIW)// IEEE antennas and wireless propagation letters. 2012. V. 11. P. 85–88.

21. Seki T., Hiraga K., Nishikawa K., Uehara K. 60-GHz microstrip antenna with stacked rings using multi-layer LTCC substrate // 3rd European Conference on Antennas and Propagation. 2009. EuCAP. 2009. P. 3797–3800.

22. Alam M. S., Islam M. T., Misran N. Design Analysis of An Electromagnetic Band Gap Microstrip Antenna // American Journal of Applied Sciences. 2011. N 8 (12). P. 1374–1377.

23. Nashaat D., Elsadek H. A., Abdallah E. A., Iskander M. F., Elhenawy H. M. Ultrawide Bandwidth 2×2 Microstrip Patch Array Antenna Using Electromagnetic Band-Gap Structure (EBG) // IEEE transactions on antennas and propagation. 2011. V. 59, N 5. P. 1528–1534.

24. Yuehe Ge, Esselle K. P., Yang Hao. Design of Low-Profile High-Gain EBG Resonator Antennas Using a Genetic Algo-

rithm // IEEE Antennas and Wireless Propagation Letters. 2007. V. 6. P. 480–483.

25. Yang G. M., Obi O., Liu M., Sun N. X. Miniaturized Patch Antennas with Ferrite/Dielectric/Ferrite Magnetodielectric Sandwich Substrate // Piers Online. 2011. V. 7, N 7. P. 609–612.

26. **Civerolo M., Arakaki D.** Aperture coupled patch antenna design methods // IEEE International Symposium on Antennas and Propagation (APSURSI). 2011. P. 876–879.

27. Yu Yan, Karandikar Y. B., Gunnarsson S. E., Motlagh B. M., Cherednichenko S., Kallfass I., Leuther A., Zirath H. Monolithically Integrated 200-GHz Double-Slot Antenna and Resistive Mixers in a GaAs- mHEMT MMIC Process // IEEE Transactions on microwave theory and techniques. 2011. V. 59, N 10. P. 2494–2503.

28. Chung D. J., Bhattacharya S., Ponchak G., Papapolymerou J. A stitching technique for expanding large 3-D multi- layer antenna arrays in Ku-band using small array units // Proc. of 58th Electronic Components and Technology Conference, 2008. P. 175–178.

29. Ho K. M., Donghyup Shin, Rebeiz G. M. X-band phased array development on teflon laminates with CMOS RFIC receivers // IEEE International Symposium on Antennas and Propagation (APSURSI). 2011. P. 565–568.

30. Sabet K. F., Jui-Ching Cheng, Sarabandi K., Katehi L. P. B. An advanced electromagnetic tool for design of multilayer printed antenna arrays // IEEE Proc. Aerospace Conference. 2001. V. 2. P. 2/757–2/766.

31. Le Duc H. G., Kenyon M., Day P. K., Yun M., Bock J. J. Fabrication of antenna-coupled transition edge sensors for polarimeter applications // Nuclear Instruments and Methods in Physics Research A 559. 2006. P. 459–461.

32. Mohammadpour-Aghdam K., Faraji-Dana R., Vandenbosch Guy A. E., De Raedt W. Fan and Pencil beam aperture coupled patch antenna array with low side lobe level // Proc. of the Fourth European Conference on Antennas and Propagation (EuCAP). 2010. P. 1–4.

33. **Dan Sun, Wenbin Dou ; Lizhi You.** A wide band aperture-coupled microstrip patch antenna with backed cavity of dielectric // 9th International Symposium on Antennas Propagation and EM Theory (ISAPE). 2010. P. 226–228.

34. **Bugaj M., Wnuk M.** Optimization parameters of dielectric in aperture-coupled stacked patch antenna on bandwidth // 18th International Conference on Microwave Radar and Wireless Communications (MIKON). 2010. P. 1–4.

35. Komulainen M., Mahonen J., Ticka T., Berg M., Jantunen H., Henry M., Free C., Salonen E. Embedded air cavity backed microstrip antenna on an LTCC substrate // Journal of the European Ceramic Society. 2007. N 27. P. 2881–2885.

36. Vettikalladi H., Le Coq L., Lafond O., Himdi M. Broadband superstrate aperture antenna for 60 GHz applications // European Microwave Conference (EuMC). 2010. P. 687–690.

37. **Chiu C.-H., Chen S.-Y.** A Novel Broadband Aperture-Coupled Microstrip Patch Antenna // Proc. of the Asia-Pacific Microwave Conference. 2011. P. 709–712.

38. Huss L.-C., Ouacha A., Gunnarsson R., Lindstrom S., Samuelsson C., Alfredsson M. A wideband multibeam faceted antenna system for integration in small platforms // Microwave Conference Proceedings (APMC). 2011 Asia-Pacific. P. 947–950.

39. Мальцев П. П., Матвеенко О. С., Гнатюк Д. Л., Лисицкий А. П., Федоров Ю. В. Обзор реализаций встроенных антенн диапазона 5 ГГц с излучателем-монополем // Нанои микросистемная техника. 2011. № 9. С. 34—44. 40. Abd-Elhady A. M., Zainud-Deen S. H., Mitkees A. A., Kishk A. A. X-band linear polarized aperture-coupled DRA reflectarray // International Conference on Microwave and Millimeter Wave Technology (ICMMT). 2010. P. 1042–1044.

41. Zhang F., Zhang F. S., Lin C., Zhao G. Broadband microstrip patch antenna array using stacked structure // International Conference on Microwave and Millimeter Wave Technology (ICMMT). 2010. P. 388–391.

42. Nasimuddin K. P. E., Chen Z. N. Wideband microstrip antennas with sandwich substrate // IET Microwaves, Antennas & Propagation Received on 6th November 2007. Revised on 7th March 2008. P. 528–546.

43. **Pavuluri S. K., Changhai Wang, Sangster A. J.** High Efficiency Wideband Aperture-Coupled Stacked Patch Antennas Assembled Using Millimeter Thick Micromachined Polymer Structures // IEEE Transactions on Antennas and Propagation. 2010. V. 58. P. 3616–3621.

44. Yu Nai, RuiNa Xing, Dan Sun. Analysis of wide-band aperture-coupled microstrip antenna array by CN-FDTD // International Conference on Microwave and Millimeter Wave Technology (ICMMT). 2010. P. 823–826.

45. **Zhao F., Xiao K., Feng W.-J., Chai S.-L., Mao J.-J.** Design and manufacture of the wide-band aperture-coupled stacked microstrip antenna // Progress In Electromagnetics Research C. 2009. V. 7. P. 37–50.

46. Wenwen Chai, Xiaojuan Zhang, Jibang Liu. A Novel Wideband Antenna Design Using U-slot // PIERS ONLINE. 2007. V. 3, N 7. P. 1067–1070.

47. **Galli A., Valerio G., Tallini D., De Luca A., Cicolani M.** Optimization of multifunctional UWB planar phased arrays // 3rd European Conference on Antennas and Propagation, EuCAP. 2009. P. 571–574.

48. **Targonski S. D., Waterhouse R. B., Pozar D. M.** Design of wide-band aperture-stacked patch microstrip antennas // IEEE Transactions on Antennas and Propagation. 1998. V. 46. P. 1245–1251.

49. Choi Y., Lee B. Compact size wideband microstrip antenna element for repeater and base station at 2 GHz // Journal of the Korea electromagnetic engineering society. 2001. V. 1, N 1. P. 43–47.

50. Yang B., Yarovoy A. G., Ligthart L. P. UWB stacked patch antenna design for near-field imaging radar antenna array // 3rd European Conference on Antennas and Propagation, EuCAP. 2009. P. 817–821.

51. Mohanna S., Ghassemi N. Wideband aperture coupled microstrip array antennas for radar applications // 18th International Conference on Microwave Radar and Wireless Communications (MIKON). 2010. P. 1-2.

52. Ghassemi N., Mohanna S., Rashed-Mohassel J., Neshati, M. H. A UWB Aperture Coupled Microstrip Antenna for S and C Bands // 4th International Conference on Wireless Communications, Networking and Mobile Computing, 2008. WiCOM '08. P. 1–4.

53. **Ghassemi N., Rashed-Mohassel J., Neshati M. H.** Microstrip Antenna Design for Ultra Wideband Application by Using Two Slots // Progress In Electromagnetics Research Symposium, Hangzhou, China. 2008. P. 159–161.

54. **Dan Sun, Wenbin Dou, Lizhi You, Xuequan Yan, Rong Shen.** A Broadband Proximity-Coupled Stacked Microstrip Antenna With Cavity-Backed Configuration // IEEE Antennas and Wireless Propagation Letters. 2011. V. 10. P. 1055–1058.

CONTENTS

Keywords: ferrite, nanocomposite, sol-gel, reflection high-energy electron diffraction, atomic force microscopy, vibrating sample magnetometry

Bugaev A. S., Galiev G. B., Maltsev P. P., Pushkarev S. S., Fedorov Yu.V. Semiconductor Heterostructures InAlAs/InGaAs with Metamorphic Buffer $In_x(Al_yGa_{1-y})_{1-x}As$: Design, Technology, Application 14 The relaxation of strained epitaxial layers and applicable models are considered in synoptic article. The fields of semiconductor metamorphic heterostructures InAlAs/InGaAs application are designated. The influence of metamorphic buffer composition profile and technological regimes during its growing on electrophysical and structural properties of the metamorphic buffer itself and the whole heterostructure are investigated. **Keywords:** InAlAs/InGaAs, misfit dislocations, inverse step, metamorphic buffer, molecular-beam epitaxy,

cross-hatch surface morphology, threading dislocations, relaxation of epilayer, strained epilayer, surface roughness

In this paper the dependence of conductivity of platinum and nickel films with different thickness on the temperature and applied voltage was considered. This dependence can be explained by thermoelectron emission and by the model of Neugebauer and Webb.

Keywords: electrical, structural defects, tunneling, thin film

The paper presents results of the development of and measurement of S-parameters of thin-film capacitors. Capacitors are formed on surface of gallium arsenide. On the basis of the data obtained, managed, with the help of special software to simulate the capacitors of different topologies operating at frequencies up to 40 GHz.

Keywords: S-parameters, silicon nitride, thin-film capacitors, AWR MO modeling

Keywords: bamboo-like nanotube, ionization potential, energy gap, emissive capacity, work function

Keywords: microsystem technics, thermal sensors, piezoelectric resonant sensors, surface acoustic wave sensors, acoustoelectronic sensors, passive thermal sensors, langasite, LGS

Keywords: multilayer antenna, multilayer printed antenna, aperture coupled antenna, proximity coupled antenna, driven patche, parasitic patche, substrate integrated waveguide, phased array

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 16.08.2012. Подписано в печать 26.09.2012. Формат 60×88 1/8. Заказ MC1012.

Цена договорная Оригинал-макет ООО «Адвансед солюшнз».

Отпечатано в ООО «Адвансед солюшнз». 105120, г. Москва, ул. Нижняя Сыромятническая, д. 5/7, стр. 2, офис 2.