

**УЧРЕЖДЕНИЕ РОССИЙСКОЙ АКАДЕМИИ НАУК ИНСТИТУТ ФИЗИКИ
МИКРОСТРУКТУР РОССИЙСКОЙ АКАДЕМИИ НАУК**

УДК 538.9

№ 01201056532

УТВЕРЖДАЮ

**Директор ИФМ РАН,
д-р. физ.-мат. наук, проф.
_____ **З. Ф. Красильник**
« 08 » ноября 2010 г.**

**ОТЧЕТ
О НАУЧНО-ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКОЙ РАБОТЕ**

В рамках федеральной целевой программы «Научные и научно-педагогические кадры
инновационной России» на 2009-2013 годы

по государственному контракту от «22» марта 2010 г. № 02.740.11.0540

по теме:

**РЕНТГЕНООПТИЧЕСКИЕ И ТРАНСПОРТНЫЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ
НАНОСТРУКТУР**

(промежуточный)

Наименование этапа: “ Разработка технологий и методик, изготовление образцов, проведение
измерений.”

Руководитель темы:

С. В. Гапонов

подпись, дата

Нижний Новгород 2010

СПИСОК ОСНОВНЫХ ИСПОЛНИТЕЛЕЙ

Руководитель темы, советник РАН, академик	_____	С. В. Гапонов (введение)
	подпись, дата	
Исполнители темы:		
Член.-корр. РАН, д.ф.-м.н., зав.отд.	_____	Н.Н. Салашенко (раздел 4-6)
Зам. директора, д.ф.-м.н.	_____	А.А. Фраерман (раздел 1-3, заключение)
Зам. директора, д.ф.-м.н.	_____	А.С. Мельников (раздел 1-3, заключение)
зав. лаб., д.ф.-м.н.	_____	Н.И. Чхало (введение, раздел 4- 6, приложение А)
С.н.с., к.ф.-м.н.	_____	С. А. Гусев (раздел 1)
С.н.с., д.ф.-м.н.	_____	В.Л. Миронов (раздел 1)
С.н.с., к.ф.-м.н.	_____	Н.И. Полушкин (раздел 1-2)
С.н.с., к.ф.-м.н.	_____	А.В. Самохвалов (раздел 2)
С.н.с., к.ф.-м.н.	_____	И.Д. Токман (раздел 2)
С.н.с., к.ф.-м.н.	_____	С.В. Шаров (раздел 1, 3)
С.н.с., к.ф.-м.н.	_____	А.Ю. Аладышкин (раздел 1-2)
С.н.с., к.ф.-м.н.	_____	Д.Ю. Водолазов (введение, раздел 2, заключение)
Н.с., к.ф.-м.н.	_____	С.Н. Вдовичев (раздел 2-3)
Н.с., к.ф.-м.н.	_____	М. М. Барышева (раздел 4-6)
Н.с., к.ф.-м.н.	_____	Б.А. Грибков (раздел 1-2)
Н.с., к.ф.-м.н.	_____	А.Е. Пестов (раздел 4-6, приложение А)

Н.с., к.ф.-м.н.	_____	Д.А. Рыжов (раздел 2)
Н.с., к.ф.-м.н.	_____	М.А. Силаев (раздел 2)
Н.с., к.ф.-м.н.	_____	О.Г. Удалов (раздел 1-2)
Н.с.	_____	А.Я. Лопатин (раздел 4-6, приложение А)
Н.с.	_____	А.В. Чигинев (раздел 2)
М.н.с	_____	В.Н. Полковников (раздел 4-6, приложение А)
М.н.с	_____	Н.Н. Цыбин (раздел 4-6)
Инженер-технолог 1-й категории	_____	Ю.А. Вайнер (раздел 4-6)
Ведущий инженер электроник	_____	С.Ю. Зуев (раздел 3)
Ведущий инженер-технолог	_____	А.Ю. Климов (раздел 3)
Ведущий инженер-технолог	_____	В.В. Рогов (раздел 3)
Инженер 2-й категории	_____	М.Н. Торопов (раздел 5-6)
Аспирант	_____	О.Л. Ермолаева (раздел 1-2)
Аспирант	_____	Е.В. Скороходов (раздел 2)
Аспирант	_____	Е.А. Караштин (раздел 2)
Аспирант	_____	К.Р. Мухаматчин (раздел 2)
Аспирант	_____	Д. А. Савинов (раздел 2)
Аспирант	_____	И. М. Хаймович (раздел 2)
Аспирант	_____	С. В. Миронов

Студент	_____	(раздел 2) Д. Е. Парьев
Студент	_____	(раздел 5-6) Д. Н. Рогачев
Студент	_____	(раздел 5-6) А.С. Скрыль
Студент	_____	(раздел 5-6) Р.А. Храмов
	_____	(раздел 5)

Реферат

Отчет 75 страниц, 6 частей, 50 рисунков, 41 источник.

НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫЕ ФЕРРОМАГНИТНЫЕ СИСТЕМЫ, МНОГОСЛОЙНЫЕ ТОНКОПЛЕНОЧНЫЕ СТРУКТУРЫ, НАНОЛИТОГРАФИЯ ЭКСТРЕМАЛЬНОГО УЛЬТРАФИОЛЕТОВОГО ДИАПАЗОНА

В отчете представлены результаты исследований, выполненных по 2 этапу Государственного контракта № 02.740.11.0540 "Рентгенооптические и транспортные свойства металлических наноструктур" от 22 марта 2010 в рамках федеральной целевой программы "Научные и научно-педагогические кадры инновационной России" на 2009-2013 годы.

Целью работы на 2 этапе являлось выполнение ряда технологических, экспериментальных и теоретических работ, направленных в основном на: (а) развитие методов создания и рентгенооптической диагностики структурных свойств металлических наноструктурированных систем, (б) исследование магнитных свойств металлических многослойных наноструктур сложной формы. В частности, на втором этапе были получены следующие результаты:

1. Была проведена магнитно-силовая микроскопия (МСМ) многослойных магнитных наночастиц, содержащих два и три магнитных слоя. Были разработаны методики анализа магнитного состояния всех слоев таких частиц методом МСМ. С помощью этих методик было установлено, что частицы с двумя магнитными слоями (толщины магнитных слоев 15 нм, а немагнитных прослоек 2 нм, латеральные размеры 400 нм x 250 нм) имеют два стабильных состояния с ферромагнитным и антиферромагнитным упорядочением намагниченностей слоев. Частицы с тремя магнитными слоями при определенном геометрических размерах могут находиться в состоянии с неколлинеарным квазигеликоидальным распределением намагниченности.

2. Проведены экспериментальные МСМ исследования ферромагнитных наночастиц крестообразной формы. Показано, что в таких частицах в зависимости от их геометрических параметров реализуются различные неоднородные распределения намагниченности. Разработана методика перемагничивания асимметричных крестообразных частиц из квазиоднородного распределения намагниченности в антивихревое под действием однородного магнитного поля. Также разработана методика перемагничивания симметричных крестообразных частиц из квазиоднородного распределения намагниченности в квазиоднородное распределение другой

симметрии и антивихревое распределение под действием неоднородного поля зонда магнитно-силового микроскопа.

3. Были изготовлены массивы многослойных наночастиц эллиптической формы, содержащие несколько ферромагнитных слоев, разделенных изолятором. Был изготовлен ряд массивов цилиндрических частиц, включающих 2 магнитных слоя, и ряд массивов, включающих 3 магнитных слоя. Латеральные размеры частиц в массивах были порядка 300 нм, толщины магнитных слоев 15 нм, а толщины изолирующих слоев 2 нм. Разработана методика сопряжения отдельных многослойных частиц с токовыми шинами на основе фотолитографии. В массивах цилиндрических многослойных магнитных частиц, каждая частица была сопряжена с контактной площадкой, позволяющей проводить транспортные измерения на отдельных наночастицах.

4. Разработана экспериментальная методика восстановления структурных параметров межслойных переходных областей (шероховатость и перемешивание) для случая полностью коррелированных в продольном направлении границ. Как показала практика этого приближения вполне достаточно для изучения W/V4C многослойных структур. При теоретических расчетах было использовано предположение о диффузном рассеянии излучения многослойными структурами с помощью введения частично-коррелированных шероховатостей и диффузного перемешивания материалов. Также предполагалось, что шероховатости являются малыми по сравнению с периодом зеркала и диэлектрическая проницаемость материала плавно изменяется на гетерограницах, что заведомо справедливо в случае учета диффузного перемешивания. Сравнение эксперимента с теорией показало хорошее совпадение и позволило сделать вывод, что длина переходной зоны и шероховатость межслоевых границ не изменяются по мере роста структуры. Последний вывод следует из того факта, что величины шероховатости, измеренные в кинематическом случае (углы падения излучения на структуру отличаются от брэгговского), когда рассеянный сигнал формируется всей многослойной структурой, и в динамическом случае (угол падения равен брэгговскому), когда длина экстинкции волны вдвое меньше, чем полная длина структуры, совпадают.

5. Разработан новый метод для аттестации волновых aberrаций объективов. Методика включает аттестацию формы асферических поверхностей с помощью дифракционного интерферометра со сферическим эталонным фронтом и aberrаций объективов с субнанометровой точностью. Данная методика является необходимой для эффективной работы проекционного объектива нанолитографа с рабочей длиной волны 13,5 нм, который предназначен для формирования рисунка на фоторезисте с минимальным размером элемента до 30 нм.

6. Разработаны приемы изготовления свободновисящих тонкопленочных структур большой апертуры, предназначенных для спектральной фильтрации излучения в установках ЭУФ литографии. Изготовлены образцы тонкопленочных фильтров на основе многослойных структур

Zr/ZrSi₂, Zr/MoSi₂, Mo/ZrSi₂ и Mo/MoSi₂, обладающие прозрачностью не менее 70% на длине волны $\lambda=13,5$ нм. Изучены оптические свойства фильтров в ЭУФ, видимом и ИК диапазонах, а также проведено сравнительное тестирование свободновисящих структур в условиях длительного вакуумного нагрева излучением CO₂ лазера до температур 700-1000°C. Методом вторично-ионной масс-спектропии исследованы процессы перемешивания в многослойных структурах при нагреве и окисления материала фильтров остаточным кислородом. Выполненные исследования показали, что наибольшей термостабильностью обладают фильтры на основе структуры Mo/ZrSi₂. Фильтр сохранил исходные характеристики при нагреве в вакууме до 800 С в течение трех часов при остаточном давлении $5 \cdot 10^{-7}$ мм рт. ст. оптимизированные с точки зрения термостойкости и высокой прозрачности на длине волны 13,5 нм. Изготовлен демонстрационный образец Mo/ZrSi₂ фильтра рабочей прозрачностью >70% ($\lambda = 13,5$ нм) с апертурой 160 мм.

На основе полученных теоретических и экспериментальных результатов подготовлены материалы, раскрывающие содержание работ по решению поставленных научно-исследовательских задач, включая:

- 1) Магнитно-силовая микроскопия ферромагнитных наночастиц сложной формы и многослойных наночастиц.
- 2) Магнитно-силовая микроскопия ферромагнитных наноструктур с киральным распределением намагниченности. Исследование различных состояний намагниченности в ферромагнитных частицах крестообразной формы.
- 3) Методы формирования ферромагнитных наночастиц различной формы, многослойных частиц и исследование возможности создания приборных структур на их основе.
- 4) Методика, на основе малоуглового рассеяния рентгеновского излучения, для изучения структуры переходных областей многослойных наноструктур с произвольной корреляцией шероховатостей
- 5) Метод аттестации волновых деформаций светосильного проекционного объектива с субнанометровой точностью.
- 6) Экспериментальные образцы фильтров на основе силицидов молибдена и циркония.

По результатам исследований подготовлен научно-технический отчет по 2 этапу. По результатам работы опубликовано 9 статей и 25 тезисов в конференционных сборниках. Большая часть полученных результатов докладывалась на различных конференциях, в том числе:

- 1) 14-ый Международный симпозиум «Нанофизика и наноэлектроника» (15-19 марта 2010 г., Нижний Новгород).
- 2) Всероссийское совещание «Рентгеновская оптика – 2010» (20-23 сентября 2010 г., Черногловка).
- 3) IV Euro-Asian Symposium «Trends in MAGnetism and Nanospintronics» (June 28-July 2, 2010, Ekaterinburg, Russia).

Участником НИР (Чигинев А. В.) была представлена в диссертационный совет 1 кандидатская диссертация.

Содержание

Введение.....	11
1. Магнитно-силовая микроскопия ферромагнитных наночастиц сложной формы и многослойных наночастиц	12
2. Магнитно-силовая микроскопия ферромагнитных наноструктур с киральным распределением намагниченности. Исследование различных состояний намагниченности в ферромагнитных частицах крестообразной формы.....	20
3. Разработка технологии формирования ферромагнитных наночастиц различной формы, многослойных частиц и исследование возможности создания приборных структур на их основе.....	29
4. Разработка методики, на основе малоуглового рассеяния рентгеновского излучения, для изучения структуры переходных областей многослойных наноструктур с произвольной корреляцией шероховатостей границ	41
5. Разработка метода аттестации волновых деформаций светосильного проекционного объектива с субнанометровой точностью.	48
6. Разработка, изготовление и изучение фильтров на основе силицидов молибдена и циркония.....	53
Заключение.....	60
Список использованных источников.....	61
Список публикаций.....	64
Приложение А. Акт об изготовлении фильтров на основе силицидов молибдена и циркония	69

Сокращения и обозначения

1. МСМ – магнитно-силовая микроскопия
2. нм – нанометр
3. мкм - микрометр
4. МС – многослойная структура
5. ЭУФ - экстремальный ультрафиолет

В тексте отчета все физические величины приведены в системе единиц СИ.

Введение

В отчете представлены результаты исследований, выполненных по 2 этапу Государственного контракта № 02.740.11.0540 "Рентгенооптические и транспортные свойства металлических наноструктур" от 22 марта 2010 в рамках федеральной целевой программы "Научные и научно-педагогические кадры инновационной России" на 2009-2013 годы.

Целью работы на 2 этапе являлось выполнение ряда технологических, экспериментальных и теоретических работ, направленных в основном на: (а) развитие методов создания и рентгенооптической диагностики структурных свойств металлических наноструктурированных систем, (б) исследование магнитных свойств металлических многослойных наноструктур сложной формы.

1. Магнитно-силовая микроскопия ферромагнитных наночастиц сложной формы и многослойных наночастиц.

В данной части отчета представлены результаты магнитно-силовых (МСМ) исследований субмикронных многослойных ферромагнитных частиц состоящих из двух слоев ферромагнетика, разделенные прослойками из немагнитного материала. Актуальность исследования массивов таких многослойных ферромагнитных частиц связана потенциальной возможностью их использования в качестве носителей информации (MRAM) [1,2,3]. Сложность МСМ исследований таких многослойных систем заключается в том, что МСМ изображение по большей части определяется магнитной структурой верхнего, самого близкого к МСМ зонду, ферромагнитного слоя. Вклад от нижних ферромагнитных слоев меньше и определить состояние намагниченности нижнего слоя на фоне сильного отклика от верхнего слоя часто затруднительно.

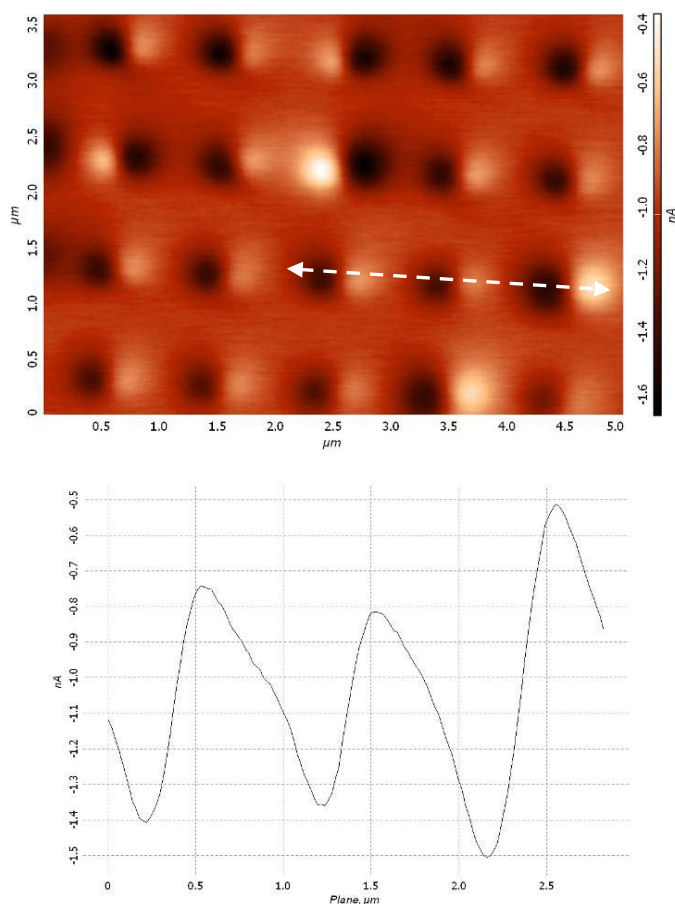


Рисунок 1 - МСМ изображение двухслойных ферромагнитных частиц размером 400×250 нм, толщина каждого CoFe слоя 15 нм, толщина Si прослойки 3 нм (сверху). Поперечное сечение показано на МСМ изображении белой линией (снизу).

Были проведены исследования состояний намагниченности в двухслойных ферромагнитных частицах размером 400×250 нм, толщина каждого ферромагнитного CoFe слоя составляла 15 нм, толщина диэлектрической прослойки (TaO или AlO) 2 нм. Для того чтобы исключить паразитное влияние магнитного поля МСМ зонда на состояния намагниченности частиц исследования проводились с помощью неконтактной *constant height* МСМ методики, высота прохода составляла порядка 50-80 нм. Непосредственно перед этими измерениями намагничивание образца во внешних магнитных полях не проводилось.

На рисунке 1 показано МСМ изображение двухслойных ферромагнитных частиц CoFe с размерами 400×250 нм. Как хорошо видно из приведенного МСМ изображения, все частицы обладают ярко выраженным, характерным для однородно намагниченного состояния, МСМ откликом, отличающимся только амплитудой контраста. Причем амплитуда контраста отличается приблизительно в два раза. Отметим также, что меньший по амплитуде МСМ отклик обладает также меньшими латеральными размерами при одинаковых геометрических размерах изготовленных частиц. Аналогичная ситуация наблюдалась для круглых двухслойных субмикронных дисков диаметром 300 нм с теми же толщинами CoFe и толщиной прослойки. Единственно отличие заключалось в разупорядочении векторов магнитных моментов, что связано с отсутствием анизотропии формы частиц.

Как показали наши предыдущие исследования [4, 5] и проведенное микромагнитное моделирование при помощи программного пакета NIST [6] для CoFe однослойных частиц с латеральными размерами 400×250 нм и толщиной 15 нм характерно однородное распределение намагниченности, направление вектора которой совпадает с длинной осью частицы. Наблюдаемую на рисунке 1 картину можно интерпретировать следующим образом. МСМ отклик с меньшей амплитудой соответствует антиферромагнитной упорядоченности магнитных моментов в CoFe слоях (вектора магнитных моментов в соседних CoFe слоях направлены в противоположные стороны - $\uparrow \downarrow$), отклик же с большей амплитудой свидетельствует о ферромагнитной упорядоченности магнитных моментов (вектора магнитных моментов в соседних CoFe слоях сонаправлены - $\uparrow \uparrow$). При этом направление магнитных моментов параллельно длинной оси частиц (горизонтальная ось на рисунке 1).

Для проверки вышеприведенной интерпретации результатов МСМ исследований двухслойных ферромагнитных субмикронных частиц были проведены теоретические расчеты МСМ отклика от таких структур и его зависимость от высоты прохода МСМ зонда для $\uparrow \uparrow$ и $\uparrow \downarrow$ конфигурации (рисунки 2, 3, 4). Каждый ферромагнитный слой частицы разбивается на конечное число элементов, каждый из которых обладает элементарным вектором намагниченности. МСМ зонд в расчетах аппроксимировался одиночным диполем, направленным перпендикулярно плоскости образца. Во время вычислений не учитывалось влияние МСМ зонда на распределение

намагниченности в частице и наоборот. При сканировании на выбранной высоте прохода МСМ зонда над частицей регистрировался сдвиг фазы:

$$\Delta\varphi = -\frac{Q}{k} \frac{\partial F_z}{\partial z}$$

Где Q – добротность МСМ кантилевера, k его жесткость, $\frac{\partial F_z}{\partial z}$ – производная Z компоненты силы взаимодействия между МСМ зондом и образцом.



Рисунок 2 - Теоретически рассчитанные МСМ изображения двухслойной частицы CoFe (а) - направление магнитных моментов в слоях совпадают; (б) – магнитные моменты направлены противоположно. (Диаметр частицы 300 нм, толщина слоев CoFe 15 нм, толщина прослойки 3 нм, высота прохода МСМ зонда над верхней гранью частицы 50 нм).

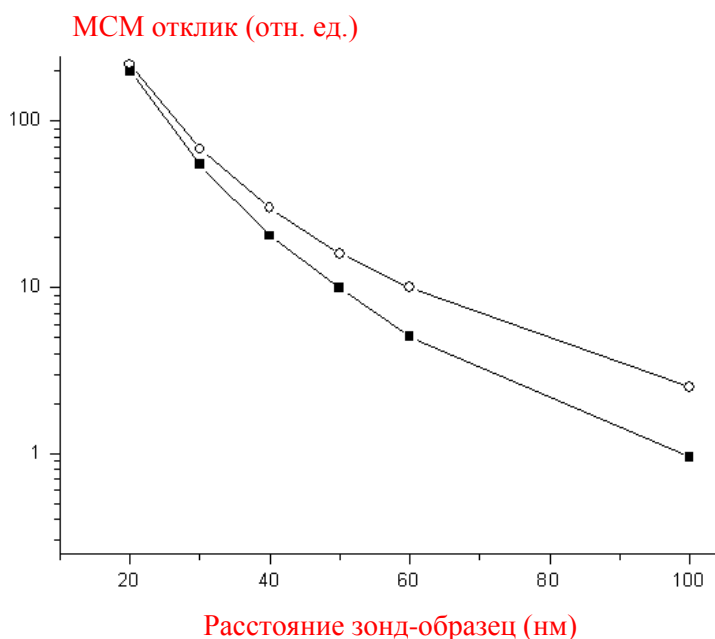


Рисунок 3 - МСМ отклик $\uparrow\uparrow$ (показан кружками) и $\uparrow\downarrow$ (показан квадратами) конфигурации в зависимости от высоты прохода зонда над верхней гранью частиц. Кривые представлены в логарифмическом масштабе.

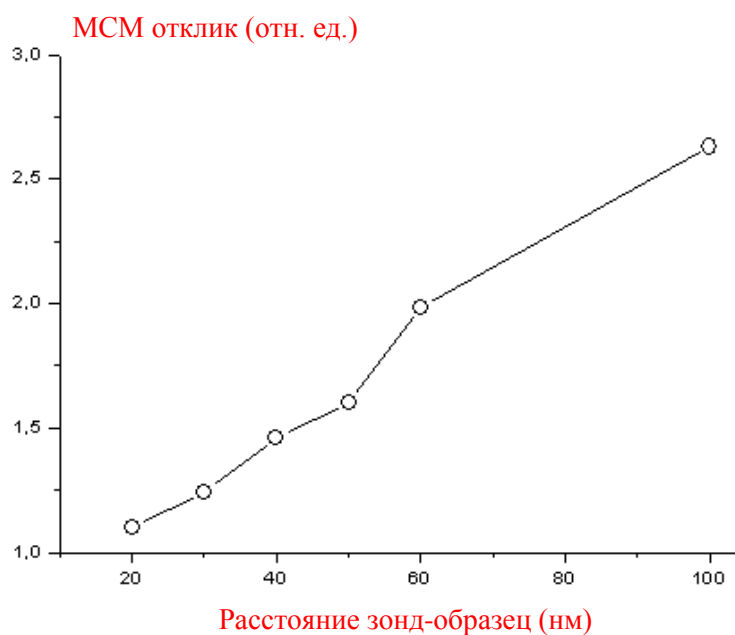


Рисунок 4 - Отношение величины $\uparrow\uparrow$ МСМ отклика к величине $\uparrow\downarrow$ МСМ отклика в зависимости от высоты прохода зонда.

Результаты моделирования МСМ изображений круглых двухслойных ферромагнитных дисков диаметром 300 нм (толщина CoFe слоев 15 нм, прослойка 3 нм, высота прохода МСМ зонда 50 нм над верхней гранью частицы) приведены на рисунке 20. Как хорошо видно из рисунка, МСМ отклик ферромагнитной конфигурации магнитных моментов обладает большей амплитудой сигнала по сравнению с откликом антиферромагнитной конфигурации.

Отметим еще один момент, что при МСМ моделировании вектор намагниченности верхнего слоя был ориентирован слева направо как в случае ферромагнитной конфигурации, так и в случае антиферромагнитной конфигурации. Эти случаи отличались только направлением вектора намагниченности нижней частицы. На рисунке 2 расчетные МСМ изображения имеют одинаковую симметрию и отличаются только по амплитуде контраста. Следовательно, вид МСМ контраста в двухслойной системе определяется верхним ферромагнитным слоем, что дает возможность судить о направлении вектора намагниченности нижнего ферромагнитного слоя при антиферромагнитной конфигурации намагниченности.

Проведенные расчеты МСМ изображений для разных высот прохода зонда позволили построить зависимости величины МСМ отклика $\uparrow\uparrow$ и $\uparrow\downarrow$ конфигурации магнитных моментов от расстояния зонд-образец (рисунки 3 и 4). Как видно из графиков, при небольших высотах сканирования МСМ отклик от разных конфигураций практически одинаков. Этот факт объясняется тем, что в данном случае доминирующий вклад в отклик дает верхний ферромагнитный слой. При увеличении высоты прохода МСМ зонда над поверхностью образца

соотношение между $\uparrow\uparrow$ и $\uparrow\downarrow$ МСМ откликом растет и достигает значения 2 при высоте прохода МСМ зонда над верхней гранью частицы 60 нм. Это достаточно хорошо согласуется со значением параметров сканирования, при которых получено МСМ изображение, приведенное на рисунке 1. Таким образом, экспериментально показано, что в двухслойных эллиптических частицах с размерами 400×250 нм (толщина каждого CoFe слоя 15 нм, толщина диэлектрической прослойки 3 нм) возможна реализация как антиферромагнитно упорядоченной, так и ферромагнитно упорядоченной конфигурации магнитных моментов в ферромагнитных слоях.

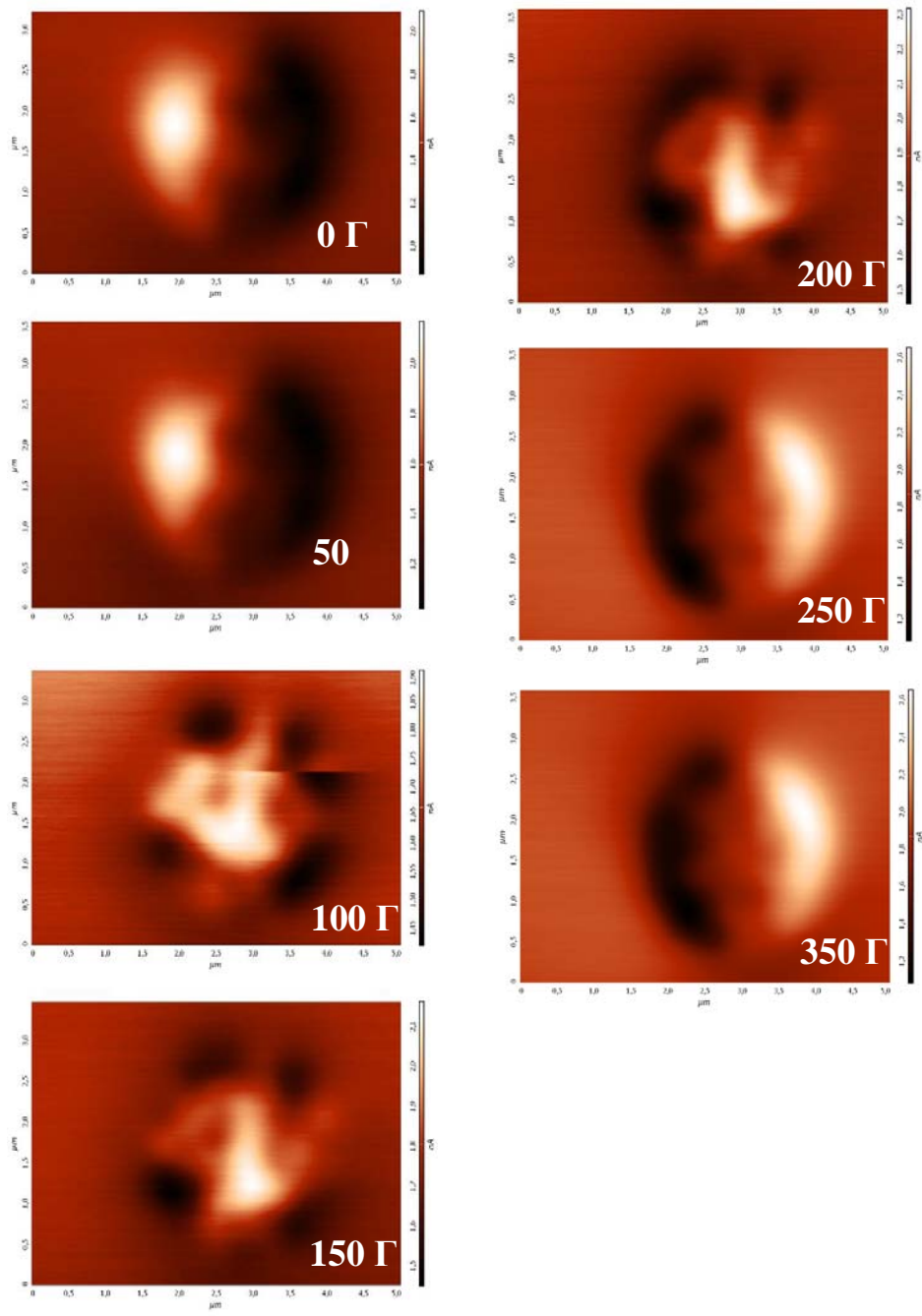


Рисунок 5 - МСМ измерения 2мкм двухслойной ферромагнитной частицы во внешнем магнитном поле *in-situ*, величина магнитного поля приведена на МСМ изображениях. МСМ изображение в 0Гс (слева сверху) получено после намагничивания в -1000Гс.

Также были проведены МСМ исследования процессов перемагничивания двухслойных ферромагнитных круглых дисков диаметров 2мкм (толщины CoFe слоев 15 нм, толщина диэлектрической прослойки AlO 2 нм) во внешнем магнитном поле. Результаты приведены на рисунке 5. Изображение при 0 Гс (слева сверху), получено после приложения магнитного поля -1000Гс, как видно из приведенного МСМ изображения остаточное состояние частицы близко к ферромагнитному, что подтверждается транспортными измерениями такой двухслойной системы. При подаче магнитного поля величиной +50Гс в сторону противоположную начальному намагничиванию частица переходит в многодоменное состояние, которое сохраняется до величины магнитного поля +200Гс. В поле величиной +250Гс частица переходит в ферромагнитное состояние. Такое поведение полностью совпадает с транспортными измерениями такой двухслойной системы.

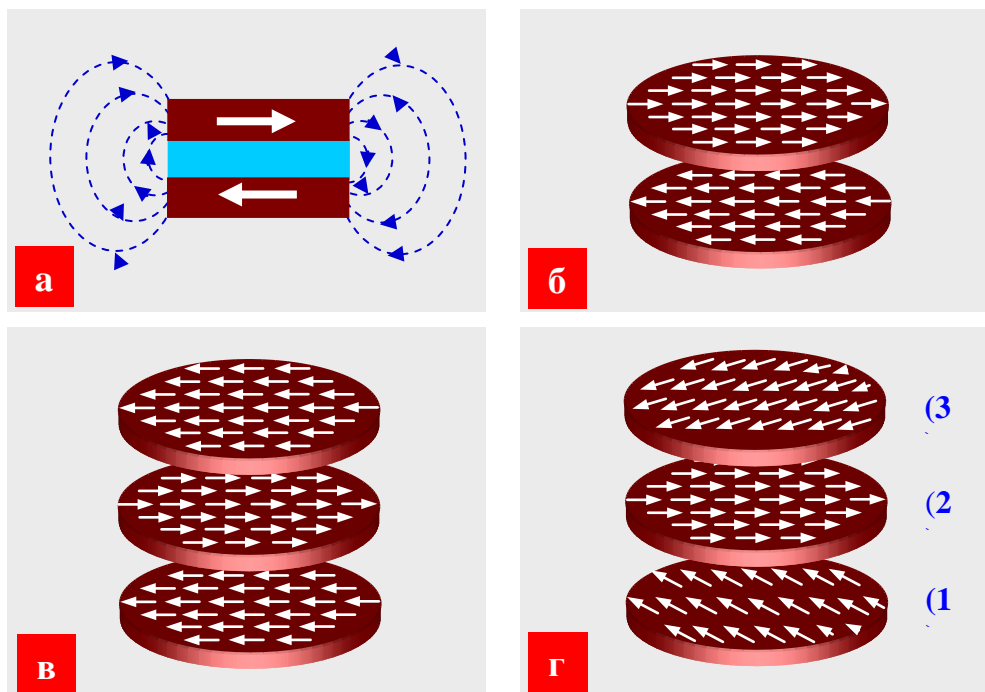


Рисунок 6 - Магнитные состояния в многослойных наномагнитах. (а) – схематическое изображение магнитных полей рассеяния. (б) – равновесное распределение намагниченности в системе двух однодоменных нанодисков. (в) – коллинеарное, антиферромагнитно упорядоченное состояние в трехслойном наномагните. (г) неколлинеарное, геликоидальное распределение в трехслойном наномагните.

Также в рамках второго этапа работ по проекту выполнены исследования трехслойных субмикронных ферромагнитных частиц. Трехслойные ферромагнитные частицы представляют собой три слоя ферромагнитного материала, разделенные немагнитными прослойками. Целью

данных исследований было экспериментальное наблюдение неколлинеарного распределения магнитных моментов в таких структурах. Такое распределение может быть получено за счет дальнедействующего магнитостатического взаимодействия между слоями частицы [7]. Как известно, в общем случае величина и знак энергии магнитостатического взаимодействия между двумя однородно намагниченными частицами определяются взаимной ориентацией их магнитных моментов по отношению к оси, проходящей через центры этих частиц. В частности, для двух однодоменных круглых ферромагнитных диска разделенных немагнитной прослойкой такое взаимодействие приводит к ферромагнитному упорядочению (рисунок 6 (а,б)).

Добавление третьего слоя (рисунок 6 (в, г)) приводит к некоторым особенностям в магнитостатическом взаимодействии. Взаимодействие между соседними дисками навязывает данной системе антиферромагнитное упорядочение. Однако взаимодействие между крайними дисками (1) и (3) приводит к фрустрации в ориентации магнитных моментов этих дисков и как следствие может приводить к формированию неколлинеарного состояния за счет разворота магнитных моментов в соседних слоях (рисунок 6 (г)).

Изготовление многослойных частиц $[\text{Co}/\text{Si}] \times 3$ проводилось методом магнетронного напыления на подложках Si. Толщины слоев анализировались по данным рентгеновской рефлектометрии. Магнитные свойства многослойных структур исследовались магнито-оптическими методами (Керр эффект). Коэрцитивность ферромагнитных слоев Co не превосходила 20 Э. В качестве прослоек использовались слои Si. Из многослойных структур $[\text{Co}/\text{Si}] \times 3$ были изготовлены методами электронной литографии и ионного травления массивы частиц в форме круглых дисков диаметром 300 нм.

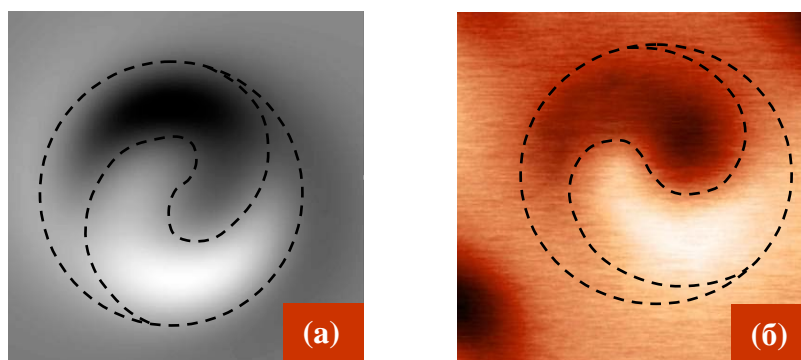


Рисунок 7 - (а) - Модельное МСМ изображение трехслойной частицы с толщинами слоев Co 16, 11, 8 нм и толщиной Si прослоек 3 нм. (б) – Экспериментальное МСМ изображение трехслойной частицы с толщинами слоев Co 16, 11, 8 нм и толщиной Si прослоек 3 нм. Пунктирные линии разделяют области с темным и светлым МСМ контрастом, для того чтобы подчеркнуть спиральную симметрию распределения МСМ контраста.

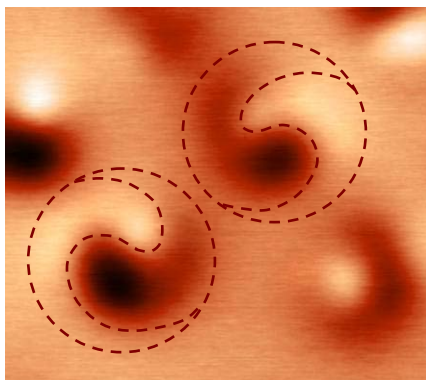


Рисунок 8 - МСМ изображение двух геликоидальных наномagnитов с противоположной киральностью. Размер кадра $1,8 \times 1,8$ мкм.

На рисунке 7 (б) приведено экспериментальное МСМ изображение от многослойного нанодиска с толщинами Co 16, 11, 8 нм и толщиной Si прослойки 3 нм. Из сравнения рисунков 7(а) и 7(б) видно что, экспериментальное МСМ изображение частицы совпадает с модельным распределением МСМ контраста от геликоидального состояния намагниченности.

Левые и правые геликоиды обладают одинаковой магнитостатической энергией и реализуются в частицах с равной вероятностью. На рисунке 8 показано экспериментальное МСМ изображение участка массива трехслойных частиц, демонстрирующее спиральный контраст разной закрученности, соответствующий различной киральности магнитных геликоидов.

Таким образом, показано, что в трехслойных субмикронных круглых дисках возможна реализация, как коллинеарных состояний различной симметрии, так и состояний с неколлинеарной намагниченностью соседних слоев. В частицах, представляющих собой круглые диски диаметром 300 нм, содержащие три слоя Co с толщиной слоев 16 – 11 - 8 нм, разделенных прослойками Si толщиной 5 нм, впервые экспериментально зарегистрировано спиральное распределение МСМ контраста, соответствующее неколлинеарной конфигурации магнитных моментов.

2. Магнитно-силовая микроскопия ферромагнитных наночастиц с киральным распределением намагниченности. Исследование различных состояний намагниченности в ферромагнитных частицах крестообразной формы.

Пристальное внимание к искусственным паттернированным магнитным наноструктурам стимулируется как фундаментальными явлениями и проблемами микромагнетизма так и их уникальными практическими применениями в приборах спинтроники, системах записи информации, а также в элементах магнитной логики. Одной из наиболее важных задач в этой области является создание структур с заданным и контролируемым распределением намагниченности. Основными факторами, определяющими распределение намагниченности, являются форма и размер наночастиц. Нами было продемонстрировано, что в наночастицах крестообразной формы могут реализовываться различные существенно неоднородные распределения намагниченности, в частности, антивихревое распределение намагниченности. Внимание к антивихревому состоянию намагниченности обусловлено двумя аспектами. Во-первых, несмотря на то, что магнитный антивихрь является фундаментальным магнитным состоянием, создание уединенного вихря в частице связано со значительными сложностями и является интересной задачей микромагнетизма. (в работе [8] антивихревое распределение было получено в системе четырех пересекающихся колец совместно с вихревыми распределениями). Во-вторых, данное распределение может представлять интерес в связи со своими транспортными свойствами, в частности в такой структуре может наблюдаться может возникать новое транспортное явления – “топологический” эффект Холла [9-14]. Существование подобного распределения отдельно от магнитного вихря было продемонстрировано нами впервые в мире. Реализация антивихревого состояния требует специальной формы частицы и специальной методики их намагничивания, которые были разработаны в рамках данного проекта.

Массивы крестообразных частиц Co симметричной и несимметричной формы изготавливались посредством электронной литографии и ионного (Ar^+) травления, слоев Co на кремниевой подложке. Характерные РЭМ изображения массивов приведены на рисунке 9. Исследования магнитных состояний проводились методом магнитно-силовой микроскопии на вакуумном микроскопе “Solver HV”.

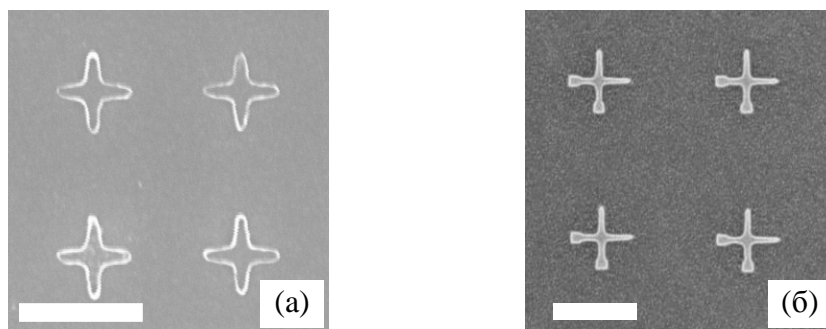


Рисунок 9 - Электронно-микроскопическое изображение массивов крестообразных частиц симметричной (а) и несимметричной (б) формы.

Методами магнитно-силовой микроскопии были экспериментально исследованы особенности распределения намагниченности в частицах крестообразной формы. Показано, что в зависимости от аспектного отношения (отношения длины сектора к его ширине) в частицах могут реализовываться различные состояния намагниченности. Так, в частицах с небольшим аспектным отношением $g=a/b$ ($g>1$) (см. рисунок 10 а) реализуются квази-вихревые состояния намагниченности. На рисунке 10 приведены модельное распределение намагниченности и соответствующие модельное и экспериментальное МСМ изображение магнитного вихря в крестообразной частице.

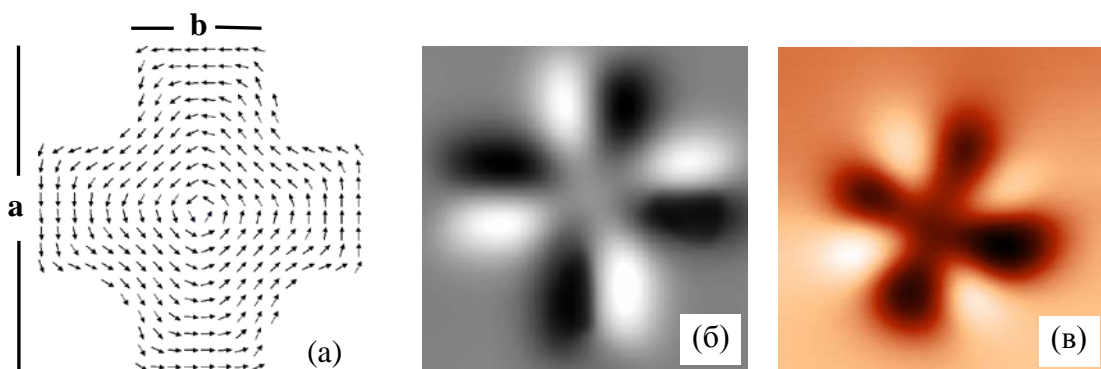


Рисунок 10 - Магнитный вихрь в крестообразной частице. (а) – модельное квази-вихревое распределение намагниченности. (б) – модельное распределение МСМ контраста от магнитного вихря (рисунок а). (v) – экспериментальное МСМ изображение креста с латеральными размерами $a = 600$ нм, $b = 200$ нм ($g = 3$). Толщина частицы 40 нм.

С увеличением аспектного соотношения в частице реализуются квази-однородные распределения намагниченности двух типов А и Б. Состояние А характеризуется наличием двух темных и двух белых полюсов, (рисунок 11 а), а состояние Б наличием трех полюсов одного знака и одного полюса противоположного знака (рисунок 12 а). Модельные распределения намагниченности и соответствующие модельные и экспериментальные МСМ изображения

симметричных крестов с латеральными размерами $a = 600$ нм и $b = 100$ нм ($g = 6$) представлены на рисунках 10 и 11.

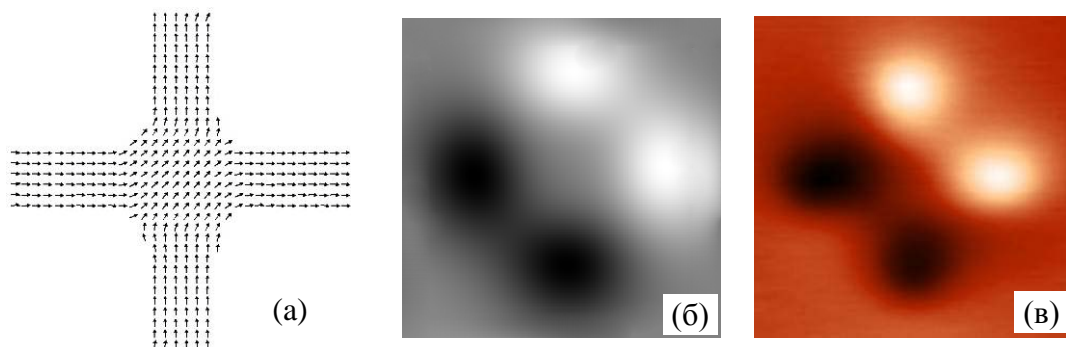


Рисунок 11 - Квази-однородное состояние А типа в крестообразной частице. (а) – модельное распределение намагниченности. (б) – модельное распределение МСМ контраста. (в) – экспериментальное МСМ изображение креста с латеральными размерами $a = 600$ нм, $b = 100$ нм ($g = 6$). Толщина частицы 40 нм.

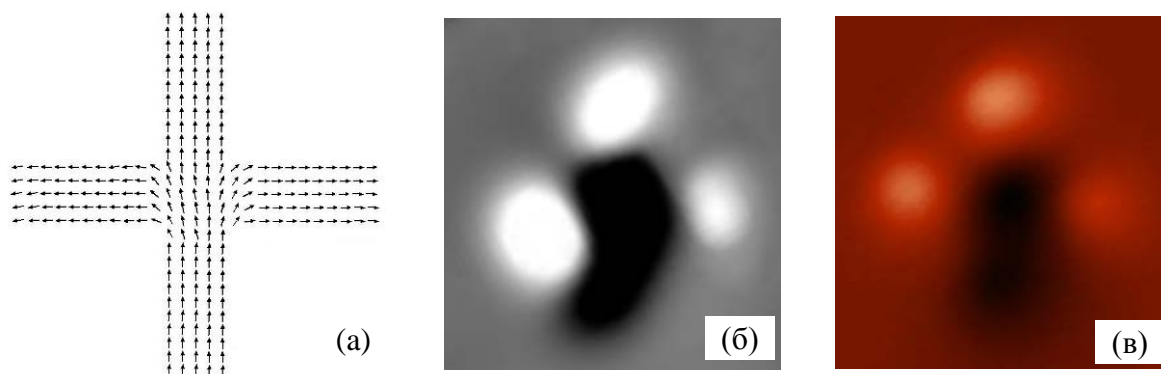


Рисунок 12 - Квази-однородное состояние Б типа в крестообразной частице. (а) – модельное распределение намагниченности. (б) – модельное распределение МСМ контраста. (в) – экспериментальное МСМ изображение креста с латеральными размерами $a = 600$ нм, $b = 100$ нм ($g = 6$). Толщина частицы 40 нм.

Магнитный антивихрь является метастабильным состоянием [15], которое спонтанно реализуется в крестообразных частицах достаточно редко, однако может быть стабилизировано за счет оптимального подбора геометрических параметров, таких как длина, ширина и толщина секторов креста.

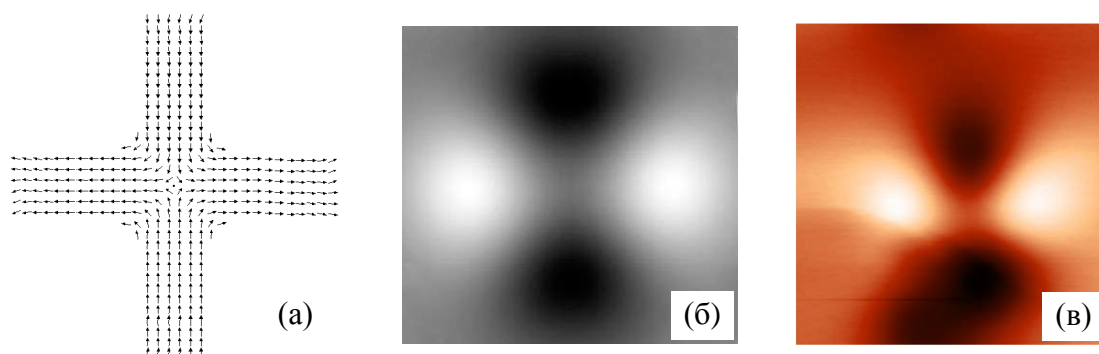


Рисунок 13 - Анти-вихревое состояние в крестообразной частице. (а) – модельное распределение намагниченности. (б) – модельное распределение МСМ контраста. (в) – экспериментальное МСМ изображение несимметричного креста с латеральными размерами $a = 1$ мкм, $b = 100$ нм ($g = 10$). Толщина частицы 40 нм.

Для реализации анти-вихревого состояния нами были изготовлены крестообразные частицы несимметричной формы (рисунок 14), у которых два сектора имели заострения на концах, повышающие коэрцитивность данных секторов, а два другие имели утолщения, понижающие коэрцитивность данных секторов. Латеральные размеры составляли $a = 1$ мкм, $b = 100$ нм ($g = 10$), ширина части с утолщением – 150 нм, толщина частицы – 40 нм. Методика перемагничивания частиц из квазиоднородного в антивихревое состояние намагниченности заключалась в следующем. Под действием внешнего однородного магнитного поля величиной порядка 1 кГс, частица намагничивается вдоль несимметричной диагонали (рисунок 15а), после чего к ней прикладывается поле противоположного направления. Как следует из эксперимента существует интервал значений внешнего магнитного поля (200-350 Гс) в котором частица может быть переведена из квазиоднородного состояния в антивихревое (рисунок 7 б,в). При приложении более сильного поля частица переходит в квазиоднородное состояние другой ориентации.

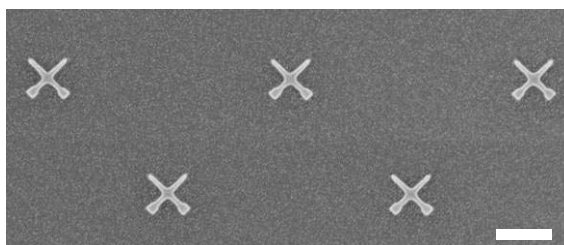


Рисунок 14 - Электронограмма участка массива несимметричных крестообразных частиц.

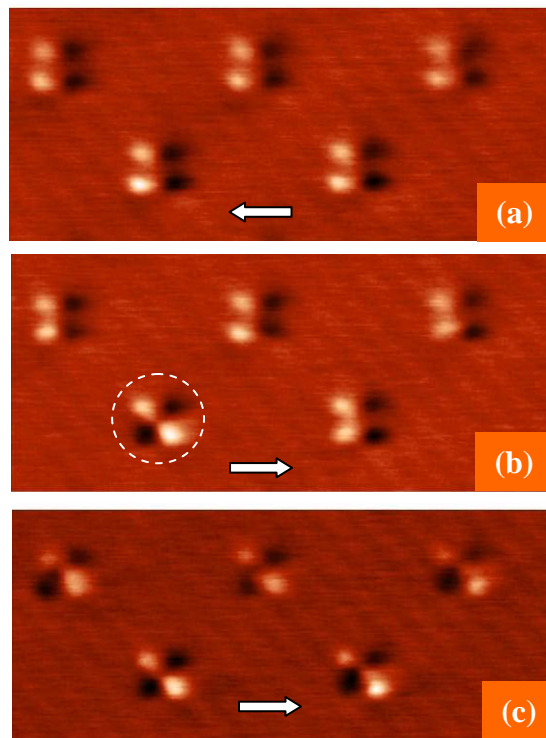


Рисунок 15 - Переход крестообразных частиц в антивихревое состояние под действием однородного внешнего магнитного поля. МСМ изображение.

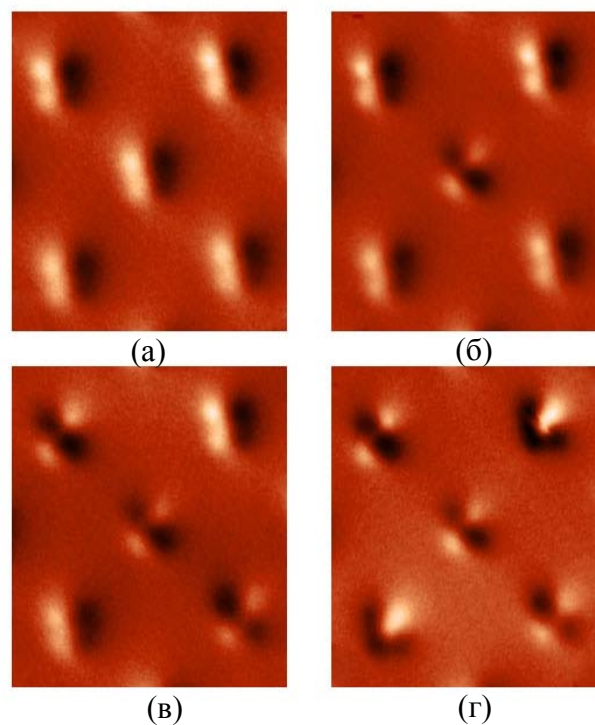


Рисунок 16 - Последовательные стадии перемангничивание массива крестообразных частиц зондом МСМ. (а) – начальное состояние. (б) – центральная частица переведена в анти-вихревое состояние. (в) – еще две частицы в левом верхнем и правом нижнем углах переведены в анти-вихревое состояние. (г) – две частицы в правом верхнем и левом нижнем углах переведены в квази-однородное состояние Б типа..

Были также проведены эксперименты по перемагничиванию частиц крестообразной формы под действием поля зонда магнитно-силового микроскопа. Были изучены возможности переходов между различными состояниями с квазиоднородной намагниченностью и процессы формирования антивихревого состояния под действием поля зонда МСМ. Результаты представлены на рисунке 16.

В начальном состоянии все частицы были намагничены однородно (рис. 16а). Затем центральная частица была переведена в анти-вихревое состояние (рис.16б) посредством двухстадийного процесса, показанного на рис. 17. На рисунке 16в еще две частицы таким же способом были переведены в антивихревое состояние. И, наконец на рис.16 г, две оставшиеся частицы были перемагничены в квазиоднородное состояние Б типа.

Процесс перемагничивания частицы заключался в следующем. Сначала проводилось сканирование на небольшой высоте над нижнем белым полюсом частицы (рисунок 17а), в результате чего она переходила из квазиоднородного состояния типа А в квазиоднородное состояние типа Б. Затем проводилось повторное сканирование на малой высоте над несимметричным белым полюсом (рисунок 17б) в результате которого частица переводилась в антивихревое состояние (рисунок 17в)

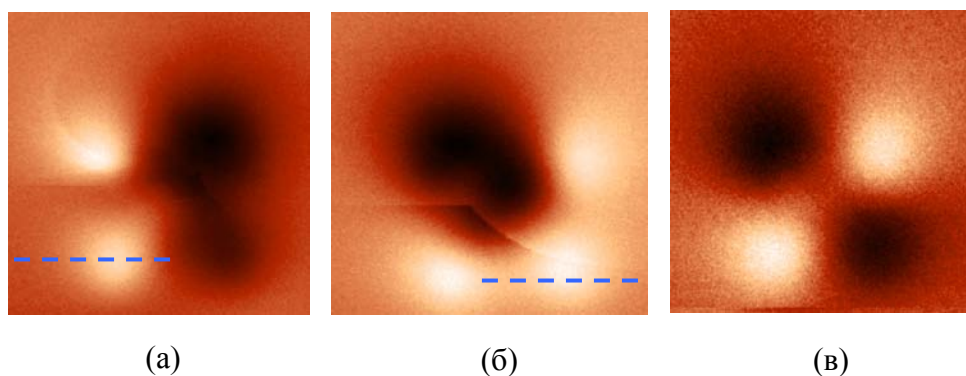
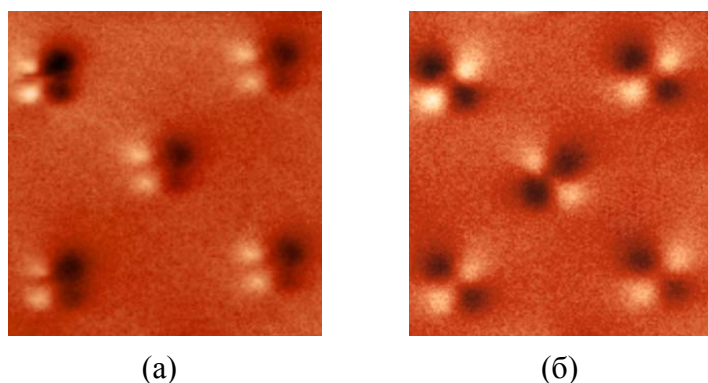


Рисунок 17 - МСМ изображения последовательных стадий формирования магнитного анти-вихря. (а) – исходное однородное состояние типа А. (б) – сформированное однородное состояние типа Б. (в) – конечное анти-вихревое состояние. Траектория движения зонда над соответствующим полюсом креста в процессе переключения показана штриховой линией.

Так же стоит отметить, что при перемагничивании частиц зондом МСМ возможно получение антивихревых состояний с различной ориентацией (см. рис. 18).



(a)

(б)

Рисунок 18 - Формирование анти-вихревых состояний под действием поля зонда МСМ. (a) – исходное состояние. (б) – анти-вихревые состояния, сформированные МСМ зондом. В центральном кресте создан магнитный анти-вихрь с противоположной (по отношению к остальным) ориентацией намагниченности в секторах.

Моделирование МСМ изображений крестообразных частиц. Проведено компьютерное моделирование процесса перехода асимметричной крестообразной частицы из квазиоднородного в антивихревое состояние намагниченности, заключающаяся в следующем. Под действием внешнего однородного магнитного поля, частица намагничивается вдоль несимметричной диагонали (рисунок 19а), после чего направление внешнего поля меняется на противоположное и частица вновь перемагничивается (рисунок 19б-г). Как показало микромагнитное моделирование, существует интервал значений внешнего магнитного поля, в котором два сегмента креста, имеющие на концах утолщение и обладающие более низкой коэрцитивностью, изменяют направление намагниченности, а два других нет. То есть, частица может быть переведена из квазиоднородного состояния в антивихревое.

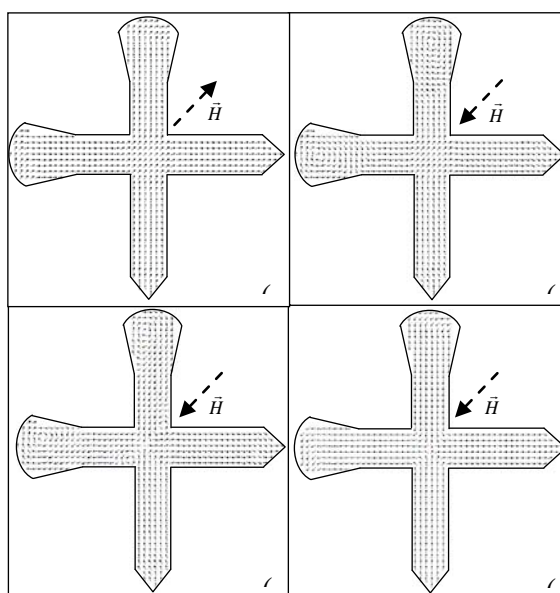


Рисунок 19- Процесс перехода из квазиоднородного в антивихревое распределение намагниченности в несимметричной частице.

Для выяснения механизма переориентации намагниченности крестообразной частицы под действием неоднородного магнитного поля МСМ зонда, нами было проведено микромагнитное моделирование процесса взаимодействия зонда с частицей. Моделирование выполнялось с помощью программного пакета “SIMMAG”. Проведенные расчеты показали, что перемагничивание частиц во время сканирования сопровождается сложной неоднородной перестройкой распределения намагниченности внутри частицы. Последовательные стадии процесса перемагничивания при движении зонда МСМ над частицей приведены на рисунках 20 и 21.

На рисунке 20 представлено микромагнитное моделирование первой части двухстадийного перемагничивания частицы - из однородного состояния типа А в однородное состояние типа Б. Кружочком отмечено положение зонда. Сканирование ведется по горизонтали. Видно, что зонд, приближаясь к центру частицы сильно возмущает все сегменты креста, создавая практически радиальное распределение намагниченности. Когда МСМ зонд удаляется от частицы, он снова перемагничивает ближайший к нему сегмент креста, однако его магнитного поля становится уже недостаточно, для перемагничивания трех остальных сегментов.

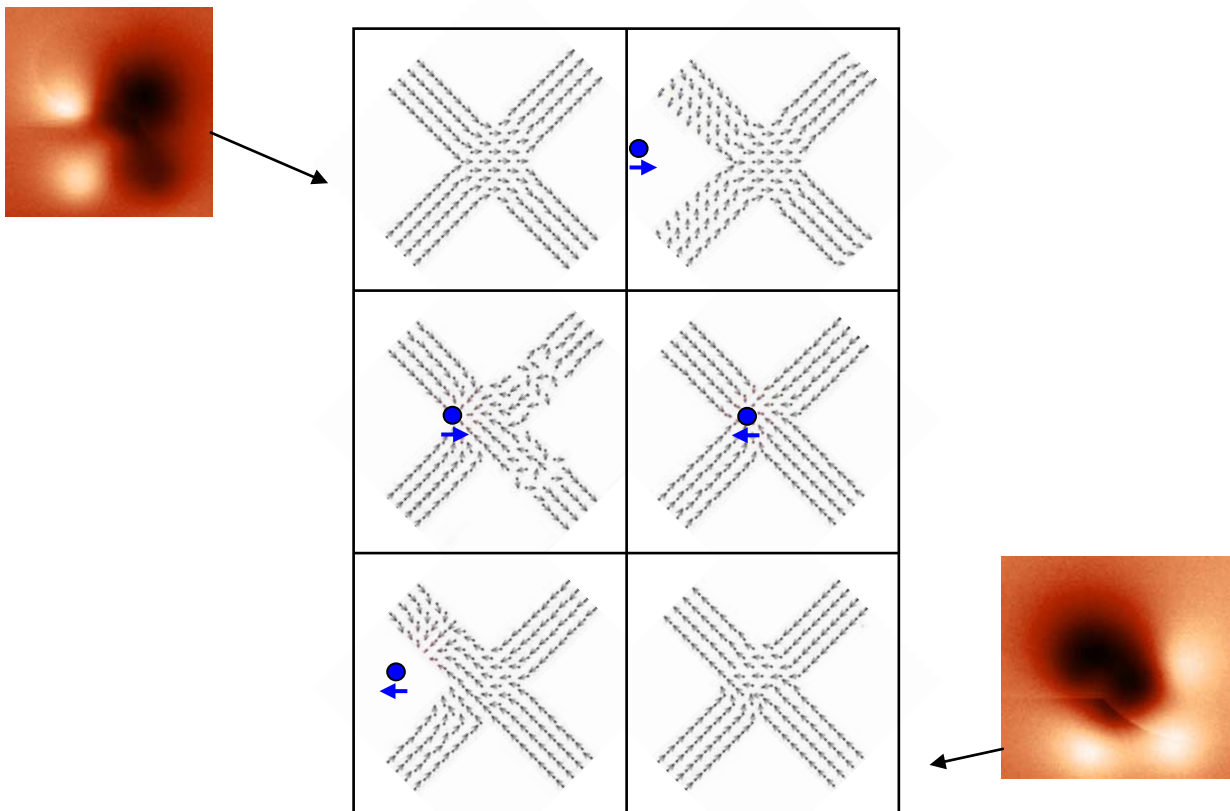


Рисунок 20 - Микромагнитное моделирование процесса перехода частицы из однородного состояния типа А в однородное состояние типа Б под действием поля МСМ зонда.

На рисунке 21 приведены результаты микромагнитного моделирования второй части двухстадийного перемагничивания частицы - из квазиоднородного состояния типа Б в антивихревое. Крестиком отмечено положение зонда. Сканирование ведется по горизонтали. Зонд проходит вблизи правого нижнего сегмента креста, изменяя его направление намагниченности.

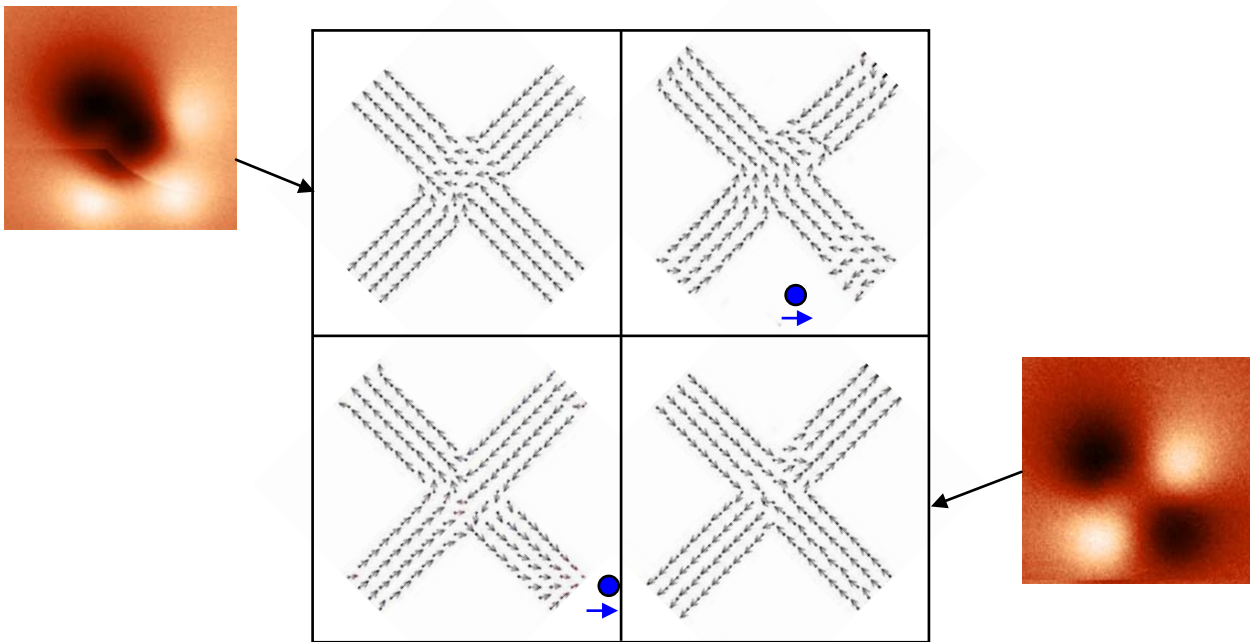


Рисунок 21 - Микромагнитное моделирование процесса перехода частицы из квазиоднородного состояния типа Б в антивихревое под действием поля МСМ зонда.

Таким образом, на данном этапе проекта было проведено дополнительное теоретическое и экспериментальное исследование магнитного состояния крестообразных наночастиц. Показана возможность реализации антивихревых состояний намагниченности в крестообразных ассиметричных частицах под действием внешнего однородного магнитного поля, а так же в крестообразных симметричных частицах под действием поля зонда магнитно-силового микроскопа. Проведено микромагнитное моделирование процессов перемагничивания крестообразных частиц.

3. Разработка технологии формирования ферромагнитных наночастиц различной формы, многослойных частиц и исследование возможности создания приборных структур на их основе.

В настоящее время большой интерес исследователей вызывают наноструктуры, в которых тонкие (толщиной несколько нанометров) слои ферромагнитных металлов разделены прослойками (толщиной несколько нанометров) немагнитных материалов [16,17]. Наличие немагнитных прослоек малой толщины позволяет создавать структуры с неоднородным распределением намагниченности, при этом степень неоднородности крайне велика (намагниченность изменяется на масштабах порядка нескольких нанометров, тогда как в “классических” доменных границах это десятки и сотни нанометров). Создание латерально-ограниченных структур открывает новые возможности по управлению их магнитным состоянием. Высокая степень неоднородности приводит к возможности наблюдения новых транспортных явлений. Кроме достаточно хорошо изученных явлений гигантского и туннельного магнитосопротивления [18,19], в таких системах возникает ряд новых интересных явлений, таких как перемагничивание током [20-28], и др.

Магнитные наноструктуры формировались методом электронно-лучевой литографии с применением позитивных и негативных резистов, промежуточных масок из многослойных металлических пленок (V, Cr, Ti, Cu, Sc, Al) в комбинации с последующим их плазмохимическим и ионным травлением. При оптимизации процедур электронно-лучевой литографии для изготовления больших (общим размером до 0.5×0.5 мм) массивов магнитных частиц с линейными размерами ≥ 100 нм применялся позитивный резист ПММА (как коммерчески доступный производимый фирмой Microchem, так и синтезированный в институте химии Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского) с использованием lift-off методики. Для формирования магнитных частиц меньшего размера и частиц из многослойных пленок предпочтение было отдано высоко-разрешающим негативным электронным резистам. При этом были изучены особенности применения нескольких типов доступных нам негативных резистов: коммерческий ma-N 2403, материалы отечественного производства на основе фенолальдегидных смол ФП 9120 и ФП 051 (которые широко применяются в фотолитографии ультра-фиолетового диапазона длин волн) и фуллерены. В первую очередь при оптимизации литографических процедур было проведено экспериментальное тестирование электронных резистов.

Электронная литография является одним из самых распространенных методов создания латерально ограниченных наноструктур. С помощью электронного пучка в электронном резисте возможно формировать рисунки сложной формы - эллипсы, полосы, кресты, треугольники и другие геометрические фигуры. При передаче рисунка в многослойную пленку, содержащую магнитные металлы (магнитный материал) возникают нижеследующие проблемы.

Для стандартных ферромагнетиков переходных металлов, таких как кобальт, никель, железо (и сплавом на их основе) существует проблема переноса рисунка из резиста в материал. Дело в том, что не существует химических реакций для проведения плазмо-химического травления, с использованием газов в которых избирательно травился бы ферромагнетик. Т.е. рисунок в ферромагнитный материал можно передать только при использовании ионного травления в аргоне. Но электронные резисты, имеющие в основе полимер, не стойкие к такому травлению и быстро расходуются. При оптимальной литографической технологии толщина резиста должна не превышать латеральных размеров изготавливаемых наноструктур. В связи с этим, необходимо использовать дополнительные слои в маске (так называемые буферные слои) для передачи рисунка. Введение дополнительных слоев, в конечном итоге приводит к увеличению размеров изготовленных структур при «сухом» травлении по сравнению с рисунком в резисте. Подбор цикла процессов травления, подбор резистов и их комбинации, чтобы подобное разрастание латеральных размеров от слоя к слою было минимальным, является трудоемкой и сложной задачей.

Еще одной проблемой является то, что остаточные магнитное состояние в латеральной структуре сильно зависят от дефектов формы. Характерный масштаб в магнетиках является 10-20 нм. Появление даже такого дефекта на границе может привести к пинингу намагниченности на дефекте и возможно возникновение нового устойчивого состояния (пусть и не основного). Подбирая форму, латеральные размеры формируемой частицы можно свести влияние дефектов границ к минимуму, но удается это не всегда. Развитие подобных дефектов начинается с того, что даже лучшие электронные резисты на основе полимеров имеют разрешение порядка 10-30 нм. Если неправильно подобрать процессы травления, то эти дефекты могут развиваться, например, в следствие переосаждения материала металлических пленок при плазмохимическом травлении.

Таким образом, основные усилия при этих исследованиях были направлены на разработку многослойного резиста для электронной литографии, позволяющие сформировать многослойную частицу с размерами до 100*200 нм и возможностью подведения к ней электрических контактов для транспортных измерений.

Одним из первых шагов был выбор правильного металла для электрических контактов. Рассматривалось два варианта: Au и Pt. Было экспериментально установлено, что при формировании частицы из многослойной маски, материал Au активно перераспыляется. Это ведет к увеличению планарной формы частицы при переносе рисунка из верхнего слоя электронного резиста к металлическому. Фактически минимальный размер, полученный с использованием Au, в качестве проводящего слоя над верхним слоем ферромагнетика составлял 300*500 нм. С использованием Pt в качестве проводящего слоя этот размер удалось снизить до 100*200 нм. Также для создания частиц с подобными латеральными размерами потребовалось заменить

стандартный резист ФП-9102 (на основе фенол-альдегидных смол) на резист с более высоким разрешением ma-N 2401 и ma-N 2403, производства Германии. Это также потребовало затрат на подбор режимов работы с этими резистами, включая определение дозы засветки на электронном литографе, способов проявления и т.п.

Также первоначально в качестве нижнего электрода была использована многослойная структура [Ta/Au]. Использование подобной многослойной структуры (а не чистого Au) было необходимо, т.к. при аргоном травлении ферромагнитных пленок, в слое Au очень быстро развивалась шероховатость поверхности. При замене мишени магнетрона с Au на Pt в качестве нижнего слоя стал формироваться слой Ta/Pt/Ta. Нижний слой тантала обеспечивает высокую адгезию структуры к подложке кремния, слой Pt - достаточную проводимость. Но т.к. материал Pt имеет большой коэффициент распыления в аргоне был добавлен стоп слой для аргонового травления – верхний слой Ta в этом трехслойном электроде. Т.к. материал Pt использовался в первые на данной установке, потребовалось затрата усилий на его освоение в качестве используемого материала.

В ходе отработки процесса получения многослойных магниторезистивных элементов были также изучены особенности получения туннельного барьера с использованием оксида тантала.

Разработанную и оптимизированную методику изготовления магниторезистивного элемента можно описать следующим образом: на проводящем подслое Ta/Pt/Ta формируются частицы из пленочной многослойной ферромагнитной структуры Co/TaO_x/Co/Pt ионным травлением в атмосфере аргона в сложной комбинированной маске с использованием негативного электронного резиста, определяющего форму частиц. Диэлектрическая прослойка формировалась естественным окислением тонкой пленки Ta, с помощью напуска атмосферы в камеру. Для возможности хорошего контакта верхний магнитный слой частицы покрыт Pt. Затем весь образец покрывался слоем диэлектрика Ta₂O₅, который впоследствии удаляется с вершук многослойных металлических частиц в результате lift-off процедуры («взрыв») оставшейся после ионного травления маски из электронного резиста. Таким образом, двухслойные ферромагнитные частицы оказываются помещенными в диэлектрическую матрицу, и верхний слой Pt у частиц имеет выход на поверхность. Далее было проведено последовательное расширение контактных площадок с субмикронных размеров до 400 микрон с помощью фотолитографии.

Более детально методика изготовления выглядит следующим образом.

1. На всю поверхность подложки (кремний, марка КДБ-10) наносилась многослойная структура Ta/Pt/Ta методом магнетронного распыления. Суммарная толщина трехслойной структуры составляла порядка 50 нм.

Эта структура является нижним немагнитным проводящим электродом. Тантал обеспечивает высокую адгезию к подложке и снимает напряжение в многослойной структуре, а Pt

о в свою очередь обеспечивает высокую электропроводность структуры. Верхний слой пленки на этом этапе из Ta служит в качестве стоп-слоя при травлении структуры в аргоне.

2. На поверхность многослойной структуры методом магнетронного распыления наносится первый ферромагнитный слой (Co) толщиной около 15 нм, и покрывается тонким слоем Ta, толщиной около 2 нм.

3. Проводится окисление слоя Ta, с помощью контролируемого напуска кислорода внутрь напылительной камеры. Этот слой является диэлектрической прослойкой между двумя магнитными слоями.

4. На поверхность окисленного тантала TaO_x методом магнетронного распыления наносится второй ферромагнитный слой (Co) толщиной около 15 нм, затем слой Pt толщиной около 50 нм. Верхний слой Pt позволит обеспечить малое сопротивление между ферромагнитной частицей и расширенной контактной площадкой.

5. Далее на слое Co/ TaO_x /Co/Pt наносится многослойный электронный резист. На поверхность образца, в том числе и на поверхность верхнего слоя структуры Pt, наносилась комбинированная маска из термически обработанного негативного электронного резиста (резист 2), трехслойная металлическая маска Cu/V/Cu и негативный электронный резист (резист 1). В качестве верхнего слоя негативного резиста сначала использовался ФП-9102 (на основе фенол-альдегидных смол). В дальнейшем он был заменен на резист с более высоким разрешением ma-N 2401.

Наличие Cu/V/Cu требовалась для последующего передачи рисунка в металлическую структуру Co/ TaO_x /Co/Pt. А дополнительный слой резиста между верхнем слое частицы Pt и металлической буферной маски Cu/V/Cu слоем резиста, проходил термическую обработку, что делает его устойчивым к стандартному щелочному проявителю. В дальнейшем этот резист обеспечит проведения "lift-off" процесса (взрыва) для удаления слоя диэлектрика с поверхности частицы с помощью специального растворителя. Подготовленная таким образом структура экспонируется электронным пучком литографической системы (рисунок 28).

6. Обработка экспонированного образца в проявителе ведет к формированию островков требуемой формы в верхнем слое маски – негативном электронном резисте, т.е. области резиста, которые были засвечены электронным пучком, остаются. Эти островки резиста имеют форму будущих частиц. При этом нижний слой маски – термически обработанный резист – не изменяется.

7. Проводится последовательное травление слоев трехслойной металлической маски – медь удаляется ионным травлением в атмосфере аргона, ванадий в атмосфере фреона (при этом нижний слой меди служит так называемым «стоп-слоем») и нижний слой меди ионным травлением в атмосфере аргона. В результате на поверхности образца остается открытым слой негативного электронного резиста, и на нем с формой будущих магнитных частиц лежит металлическая маска

Cu/V. Далее со всей поверхности образца (за исключением областей покрытых Cu/V) удаляется термически обработанный резист с помощью ионного травления в атмосфере кислорода. Слой ванадия при этом практически не расходуется. В результате на поверхности пленочной структуры Co/TaO_x/Co/Pt остаются островки состоящие из слоев резиста и V, с латеральной формой будущих частиц.

8. Проводится ионное травление ферромагнитной структуры Co/TaO_x/Co/Pt в атмосфере аргона в маске V). Травление должно быть остановлено без сильного углубления в нижний слой структуры Ta/Pt/Ta. Фактически травление должно остановиться в верхнем слое. В результате на поверхности нижнего подводящего электрода Au/Ta формируется многослойная частица Co/TaO_x/Co/Pt /резист/ V (см. рисунки 22 – 27).

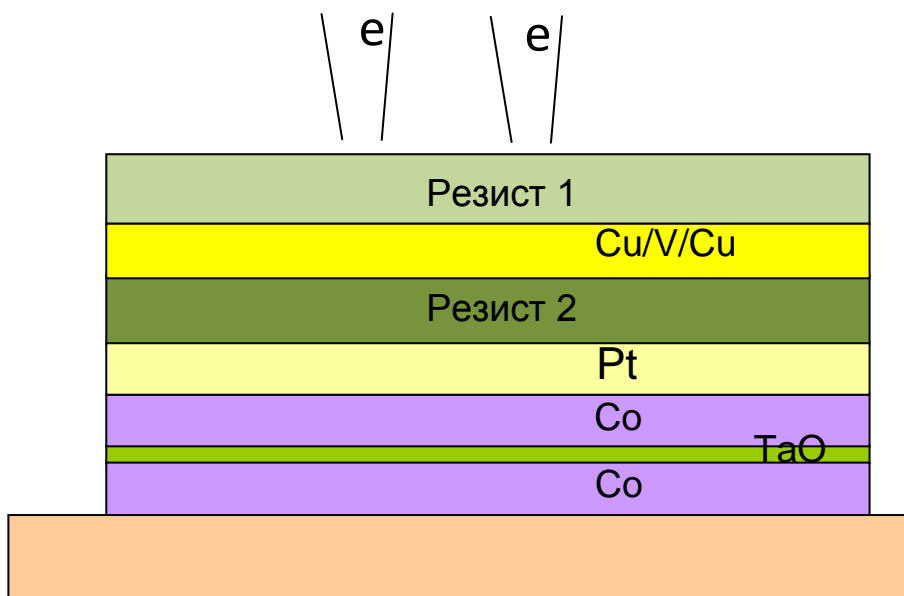


Рисунок 22 - Изготовление многослойной структуры

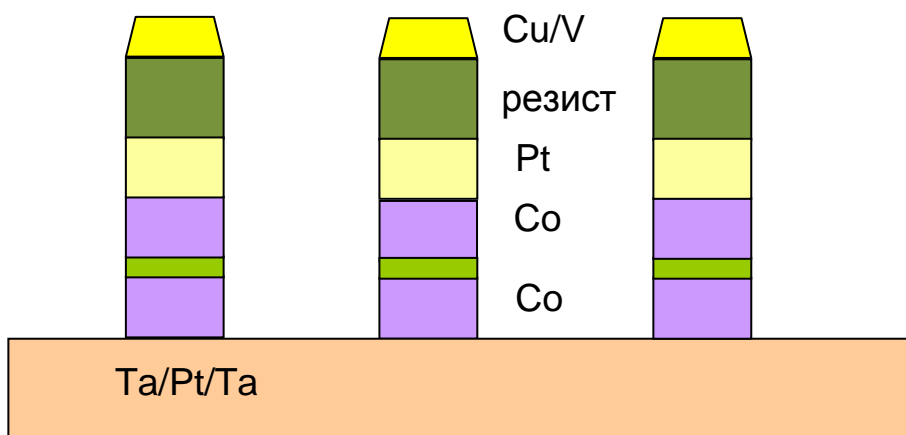


Рисунок 23 - Травление (ионное (Ar)+плазмохимическое (фреон))

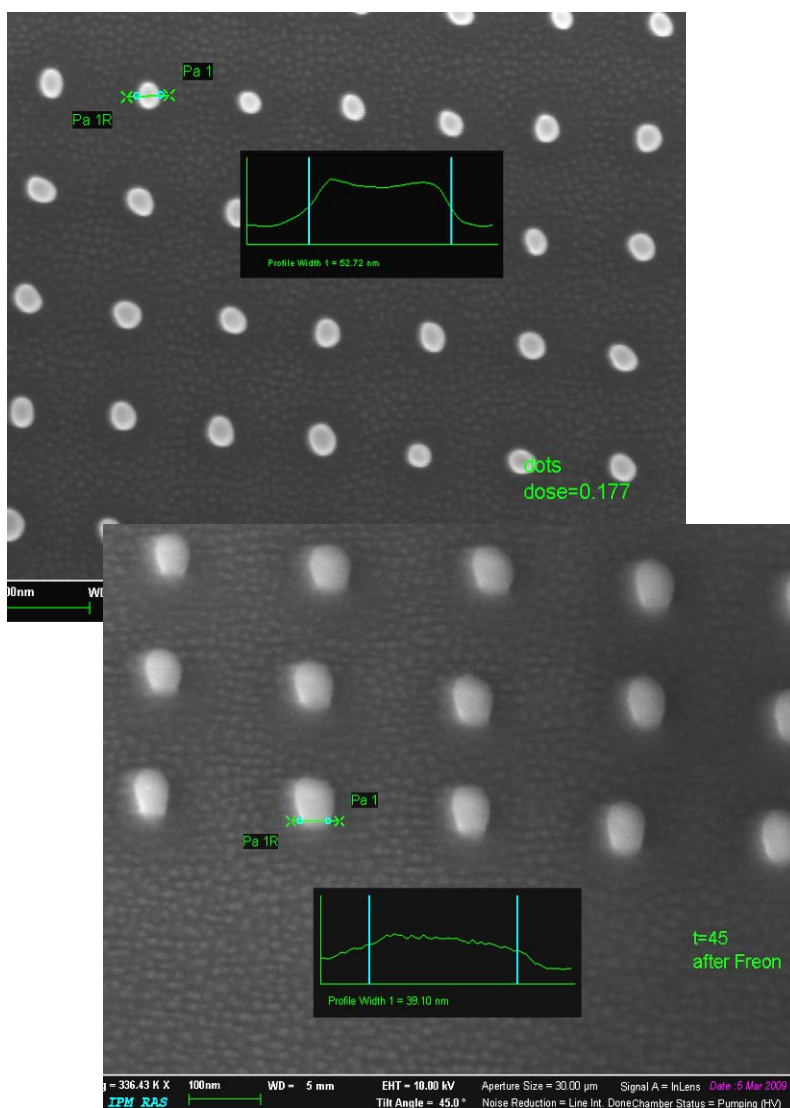


Рисунок 24 - Изображение масок во вторичных электронах. Резистивная и промежуточная металлическая маски.

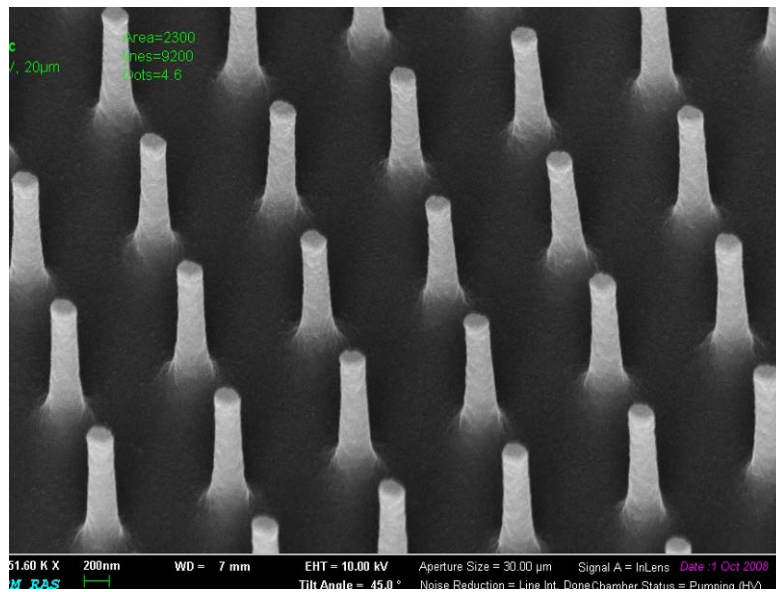
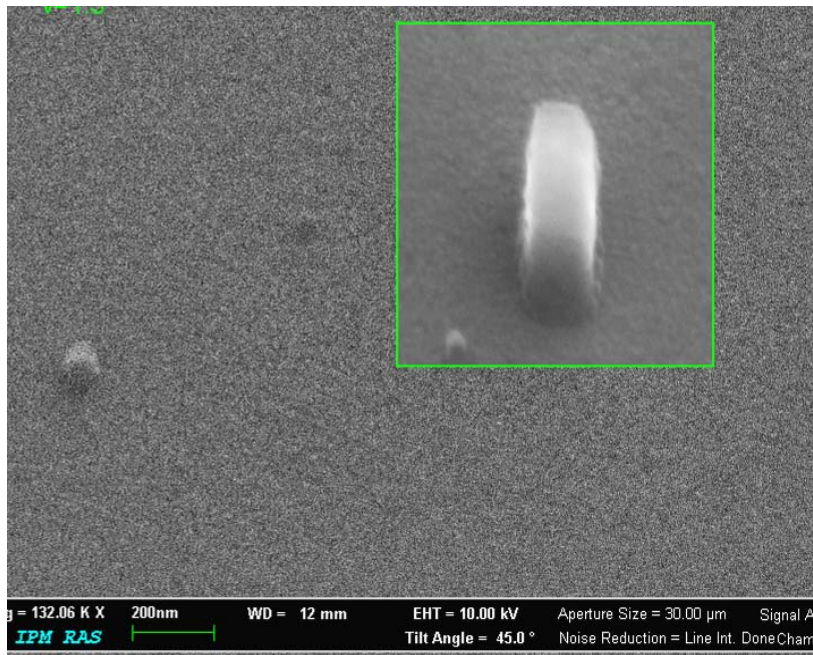


Рисунок 25 - Маска из резиста ФП 9120 Изображение во вторичных электронах.

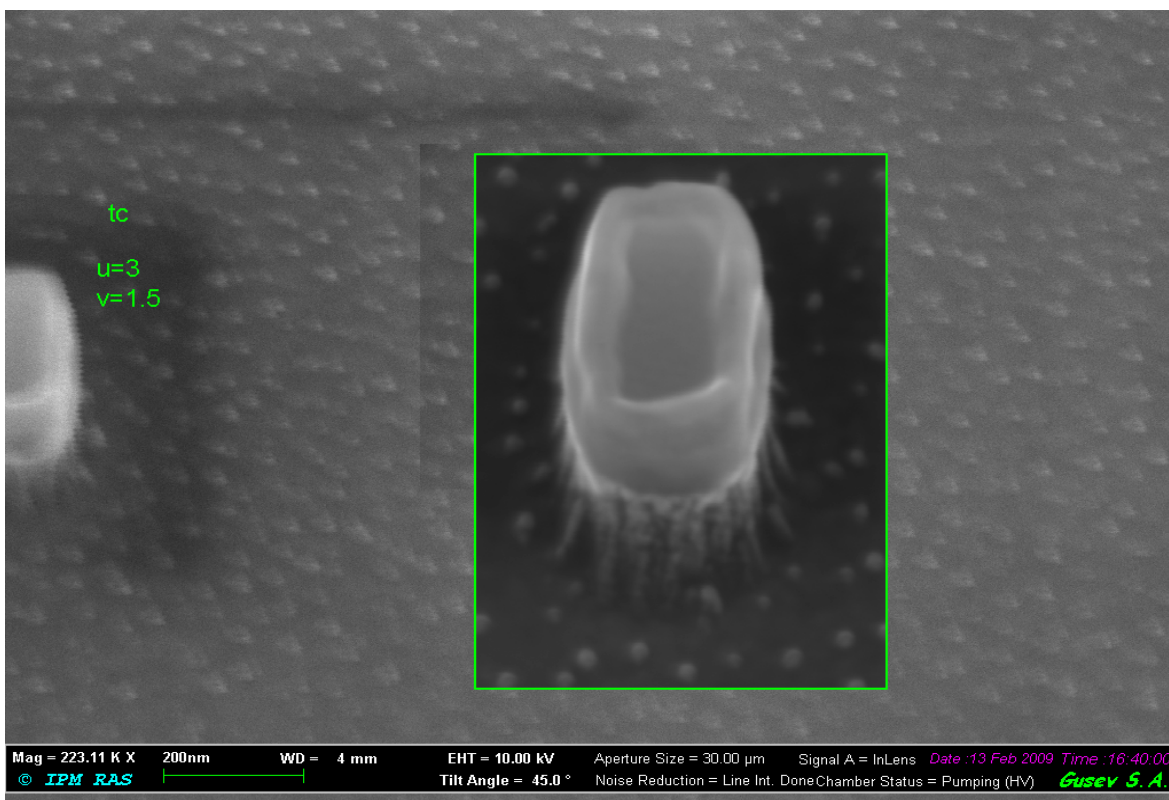


Рисунок 26 - Микрофотография формируемой частицы во вторичных электронах. Промежуточная стадия «сухого» травления (перед травлением ФМ слоев).

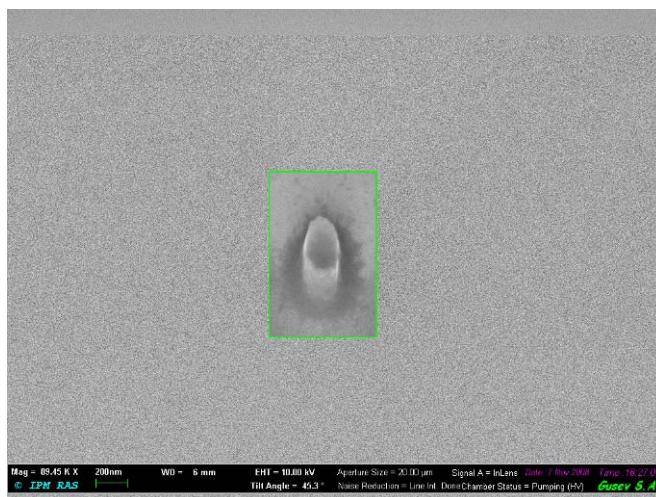


Рисунок 27 - Изображение многослойной металлической частицы во вторичных электронах. Стадия перед нанесением слоя изолятора

9. На всю поверхность образца наносится слой диэлектрика Ta_2O_5 толщиной равной толщине слоя $Co/TaO_x/Co/Pt$ и составляющей порядка 70 нм, см. рисунок 28.

10. Проводится “lift-off” процесс – оставшаяся маска с термически обработанным резистом, на поверхности магнитных частиц удаляется в специальном растворе щелочи (аналог remover). В результате мы имеем магнитные частицы упакованные в диэлектрическую матрицу и имеющие

выход на поверхность, см. рисунок 29. На этой же стадии проводится контроль магнитных состояний на контрольной группе частиц. МСМ изображение контрольной группы частиц одного из образцов приведено на рисунке 29. Видно, что в частицах возможно существование ферромагнитного и антиферромагнитного состояний. Изображение одного из образцов во вторичных электронах до нанесения слоя диэлектрика и после его удаления с поверхности частиц приведен на рисунке 30.

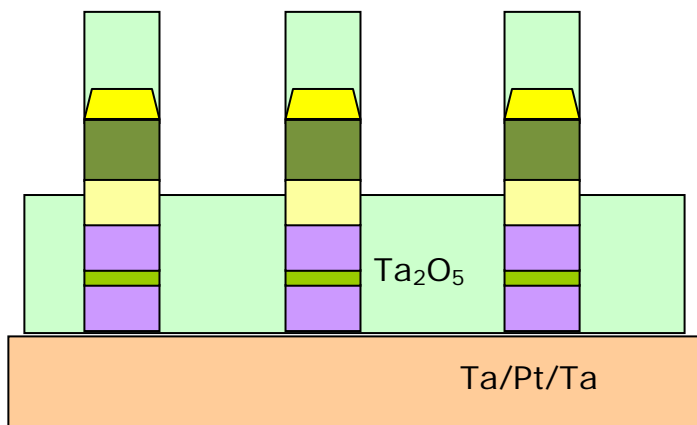
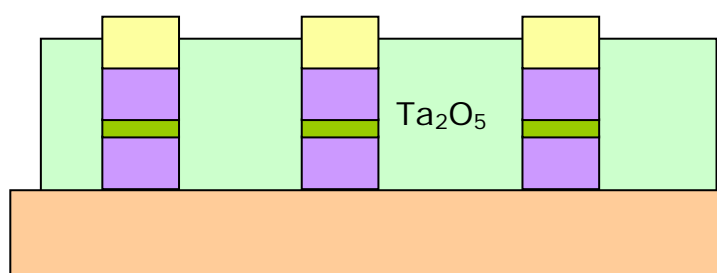
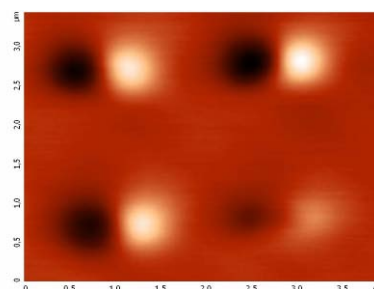


Рисунок 28 - Схема напыления на образец слоя диэлектрика.



(а)



(б)

Рисунок 29 - Схема проведения “lift-off” процесса (а), и магнитно-силовое (МСМ) изображение контрольной группы частиц (б).



Рисунок 30 - Изображение формируемой частицы во вторичных электронах до нанесения слоя диэлектрика и после его удаления с поверхности частиц.

11. Последней стадией является расширение верхней контактной площадки. Для избегания возможных пробоев между верхним и нижнем электродами увеличение контактной площадки проводилось в 2 этапа методами фотолитографии. На поверхность образца наносился позитивный фоторезист, в ультрафиолете экспонировалась вся площадь образца, за исключением круглого окна с диаметром 20 мкм, причем это окно позиционировалось таким образом, чтобы в центре окна находилась магнитная частица. Эта операция проводилась с использованием «темного» шаблона. В качестве позитивного резиста для УФ литографии выступал ФП-9102. Затем экспонированный резист удалялся и на всю поверхность образца наносился диэлектрик Ta_2O_5 толщиной 100 нм. Далее происходило удаление остатков резиста, покрытого слоем диэлектрика. Затем эта операция повторялась, при этом происходил поворот фотошаблона, что позволяло перекрыть возможные геометрические дефекты шаблона. В результате вокруг частицы формировалось открытое окно диаметром 20 мкм, окруженное диэлектриком толщиной около 150 нм, см. рисунок 16а.

12. Далее на всю поверхность образца наносилась трехслойная металлическая пленка Pt и она покрывалась слоем резиста. Далее в резисте формировался рисунок контактной площадки – круга с диаметром 400 мкм, с использованием темного шаблона, вне круга резист убирался. Затем

проводилось удаление металлической проводящей маски не закрытой резистом с помощью реактивного травления и потом удалялись остатки маски резиста. В результате получалось, что над частицей субмикронных размеров была сформирована контактная площадка с диаметром 400 мкм, рисунок 31 б.

Формирование медной контактной площадки таких размеров позволяет пропускать ток через магнитный элемент с помощью механических зондов, используя микроскоп с увеличением в 2-7 раз.

Изображение образца полученного по данной методике представлено на рисунке 32.

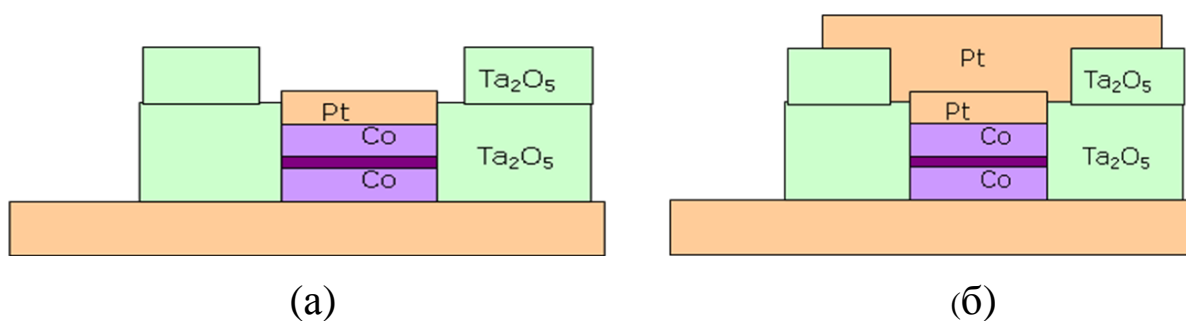


Рисунок 31 - Основные этапы изготовления контактных электродов к многослойному магниторезистивному элементу.

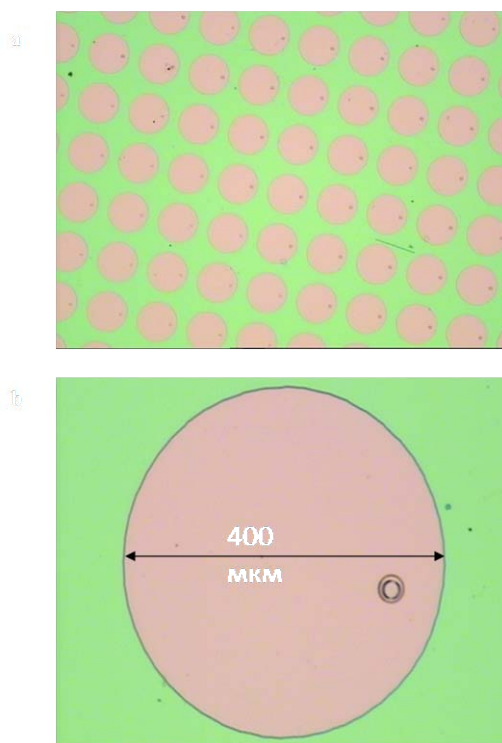


Рисунок 32 - Изображение (а) решетки контактных площадок над многослойными магниторезистивными элементами; (б). Изображение одного магниторезистивного элемента с верхней контактной площадкой

Используя описанную выше методику также были изготовлены частицы с тремя магнитными слоями разделенными двумя диэлектрическими прослойками. Данные частицы имели эллиптическую форму и размеры (200 нм x 400 нм). Толщины слоев такие же, как и в случае частиц с одним барьером.

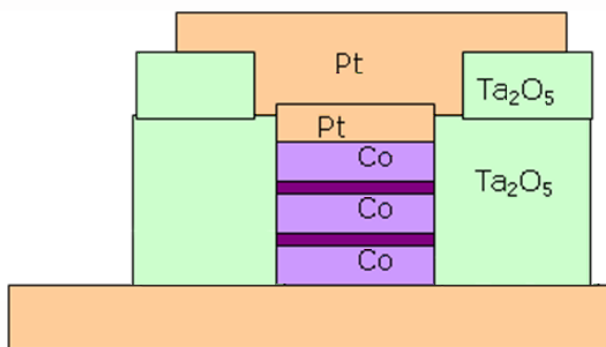


Рисунок 33 - Частица с тремя магнитными слоями, разделенными диэлектрическими прослойками.

Таким образом, в рамках второго этапа проекта была разработана методика изготовления латерально-ограниченных наночастиц, состоящих из нескольких слоев ферромагнитного металла, разделенных диэлектрическим туннельным барьером. При этом толщина частиц составляет несколько десятков нанометров, а латеральные размеры несколько сотен нанометром. Также разработана методика сопряжения магнитных наноструктур с токовыми шинами. На основе разработанных методик созданы массивы магнитных наночастиц эллиптической формы, состоящих из двух и трех слоев ферромагнитного металла (Co, толщиной 15 нм), разделенных прослойками изолятора (TaO, толщиной 2 нм). Латеральные размеры частиц (200 нм x 400 нм). Для каждой отдельной частице создана контактная площадка, используя которую можно проводить транспортные измерения.

Полученные результаты будут использованы в дальнейшем в поисковых исследованиях при создании новых элементов нанoeлектроники на основе магнитных наноматериалов, используемых, например, в следующих направлениях:

- спинтроника, включая энергонезависимую память нового типа MRAM;
- атомная промышленность (радиационно стойкая элементная база электроники);
- космическая промышленность (радиационно стойкая элементная база для космических аппаратов);
- автомобильная промышленность (датчики положения, датчики счета оборотов и др.);
- авиа и ракетостроения (датчики позиционирования в пространстве и др.).

4. Разработка методики на основе малоуглового рассеяния рентгеновского излучения для изучения структуры переходных областей многослойных наноструктур с произвольной корреляцией шероховатостей границ

Метод диффузного рассеяния рентгеновского излучения представляется в настоящий момент одним из наиболее эффективных подходов, позволяющих изучать корреляцию межслоевых шероховатостей в многослойных структурах. Преимущества метода очевидны: быстрота анализа, широкий диапазон латеральных размеров анализируемых шероховатостей подробнее этот вопрос будет обсуждаться дальше в разделе, посвященном анализу шероховатой поверхности сверхгладкой подложки. Ближайшие конкуренты метода позволяют анализировать либо только поверхность структуры (атомно-силовая микроскопия, оптическая интерферометрия), либо не позволяют работать с короткопериодными структурами (для микроскопии поперечного среза минимальный анализируемый размер периода около 5 нм).

К настоящему моменту метод диффузного рассеяния является хорошо развитым теоретически и успешно применяется экспериментально [29-33]. Предложенные теоретические модели описания процессов диффузного рассеяния излучения в многослойных структурах в основном опираются на борновское приближение [29,30] или его модификацию - борновское приближение возмущенных волн [31-33], позволяющее корректно учесть эффект преломления вблизи критического угла. В данной работе мы будем в основном следовать подходу, развитому в [31] и исследовать диффузное рассеяние излучения многослойными структурами с помощью введения частично-коррелированных шероховатостей и диффузного перемешивания материалов.

В случае учета шероховатостей и эффектов рассеяния диэлектрическая проницаемость рентгеновского зеркала должна рассматриваться как трехмерная функция $\varepsilon(\vec{r})$. Вводя $\varepsilon(\vec{r}) = 1 - \delta(\vec{r})$, шероховатости в многослойной системе опишем отклонением диэлектрической проницаемости в точке \vec{r} от регулярной периодической структуры как

$$\delta(\vec{r}) = \delta_0(\vec{r}) + \Delta\delta(\vec{r}). \quad (1)$$

Если θ_0 - угол падения рентгеновского излучения, отсчитываемый от поверхности структуры, θ - угол рассеяния, в борновском приближении [31] амплитуда рассеяния выражается соотношением интегралом по объему рентгеновского зеркала:

$$f(\vec{Q}) = \int \Delta\delta(\vec{r})T_0(z)T(z)\exp(-i\vec{Q}\vec{r})d\vec{r}, \quad (2)$$

где T_0, T - медленно меняющиеся амплитуды прошедших волн, $\vec{Q} = \text{Re}(\vec{K}_0 - \vec{K})$, \vec{K}_0, \vec{K} - волновые векторы падающей и рассеянной волны внутри многослойного зеркала. В приближении медленных амплитуд их можно считать постоянными:

$$(K_0)_z = k\sqrt{\langle\varepsilon\rangle - \cos^2\theta_0}, \quad (K)_z = k\sqrt{\langle\varepsilon\rangle - \cos^2\theta}. \text{ Преобразуем (2), представив интеграл в виде}$$

суммы интегралов по каждому из периодов структуры, вынося медленно меняющиеся величины за знак интеграла:

$$f(\vec{Q}) = \sum_n T_0(z_n) T(z_n) \int_{V_n} \Delta\delta_n(\vec{r}) \exp(-i\vec{Q}\vec{r}) d\vec{r}, \quad (3)$$

где n – номер соответствующего периода, V_n – его объем.

Соотношения (1)-(3) являются общими. Конкретная модель корреляции шероховатостей позволит упростить интеграл в (3). Важно отметить, что $\Delta\delta_n$ описывает отклонения диэлектрической проницаемости, связанные исключительно с нарушением трансляционной симметрии к многослойной структуре, но не диффузное перемешивание веществ на гетерограницах. Информация о характере перемешивания в данной модели содержится в коэффициентах пропускания $T_0(z_n), T(z_n)$.

В случае отсутствия диффузного перемешивания коэффициенты пропускания выражаются известным соотношением Френеля:

$$t_i = \frac{2\kappa_{jz}}{\kappa_{iz} + \kappa_{jz}}, \quad \kappa_{iz} = \frac{2\pi}{\lambda} \sqrt{\varepsilon_i - \cos^2 \theta}, \quad (4)$$

Наличие переходной области на любой из гетерограниц многослойной структуры можно учесть, например, вводя «поправочные» коэффициенты, полученные, например, в работе [6] для переходной области в виде ступеньки Ферми:

$$t = \left(\frac{2\kappa_{iz}}{\kappa_{iz} + \kappa_{jz}} \right)^{-1} \frac{\Gamma^2(-id(\kappa_{iz} + \kappa_{jz}))}{\Gamma(-2id\kappa_{iz})\Gamma(-2id\kappa_{jz})} \quad (5)$$

где d – размер переходной области. Нетрудно видеть, что при стремлении толщины переходной области к нулю при учете разложения

$$\frac{1}{\Gamma(x)} \xrightarrow{x \rightarrow 0} \sum_{n=1}^{\infty} a_n x^n, \quad (6)$$

(коэффициенты a_n берутся из справочной литературы, $a_n = 1$) соотношение (6) корректно переходит в (5).

Произвольная переходная область может быть учтена в случае численного расчета представлением произвольного профиля диэлектрической проницаемости в виде кусочно-линейного разбиения.

Обсудим теперь конкретную модель межслойных шероховатостей, описывающую, на наш взгляд, наиболее адекватно реальные многослойные зеркала. Первое предположение состоит в плавном изменении диэлектрической проницаемости на гетерограницах, что заведомо справедливо в случае учета диффузного перемешивания. Шероховатости считаются малыми по

сравнению с периодом зеркала. Если $\delta(z)$ - среднее значение фактора вдоль оси z , добавочную величину $\Delta\delta(\vec{r})$ представим в виде:

$$\Delta\delta(\vec{\rho}, z) = \delta(z + \Delta z(\vec{\rho})) - \delta(z), \quad (7)$$

где $\vec{\rho} = (x, y)$. В случае малых шероховатостей (7) переходит в

$$\Delta\delta(\vec{\rho}, z) \cong \Delta z(\vec{\rho}) \frac{d\delta(z)}{dz}. \quad (8)$$

В зависимости от степени корреляции шероховатости границ с разными номерами, можно выделить несколько разных случаев. Во-первых, для полностью некоррелированной структуры $\Delta\delta_i(\vec{r}) = h_i(\vec{r})$, где i – номер границы, $h_i(\vec{r})$ - так называемая «собственная» шероховатость слоя. Хорошо известно, что в этом случае интенсивность диффузного рассеяния пропорциональна числу периодов рентгеновского зеркала N . В случае полностью коррелированной по вертикали структуры можно записать $\Delta\delta_i(\vec{r}) = \Delta\delta_{i-1}(\vec{r})$, диффузно рассеянный сигнал возрастает пропорционально N^2 , то есть так же, как зеркально отраженный. Эта зависимость легко объяснима, поскольку в данном случае шероховатый дефект, воспроизводящийся на протяжении всей толще структуры, образует дифракционную решетку с тем же периодом и числом слоев, что и исходное зеркало. Соответственно, в диффузном рассеянии возникает так называемый «квазибрэгговский» максимум ([32, 33]), для которого выполняется модифицированное условие Брэгга:

$$\lambda = d(\sin \theta_0 + \sin \theta_1) = 2d \sin \theta_{Bragg}. \quad (9)$$

Ширина квазибрэгговского пика, очевидно, должна определять корреляционной длиной шероховатостей, уменьшаясь с ее ростом. В случае частично коррелированных структур связь между отклонениями диэлектрической проницаемости в произвольном (i -м) и предыдущем слое вводится с помощью репликационного фактора в виде [29,30]:

$$\Delta\delta_i(\vec{r}) = h_i(\vec{r}) + a_i(\vec{\rho}) * \Delta\delta_{i-1}(\vec{r}). \quad (10)$$

В соотношении (10) $h_i(\vec{r})$ приводит к развитию шероховатости по мере роста структуры. Этот эффект, однако, не наблюдается для многослойных зеркал, напыленных магнетронным методом и используемых для решения задач современной рентгеновской оптики, что позволяет пренебречь первым слагаемым в (10). Будем также полагать, что различные гетерограницы многослойной структуры могут отличаться степенью перемешивания веществ, но не шероховатостью. Будем считать также, что репликационный фактор не зависит не только от вещества, но и от номера слоя, в результате чего (10) может быть переписано в виде

$$\Delta\delta_i(\vec{r}) = a(\vec{\rho}) * \Delta\delta_{i-1}(\vec{r}). \quad (11)$$

Отметим, что, вообще говоря, здесь возможны некоторые сомнения: возможно, эффективное сглаживание шероховатостей происходит в нескольких периодах вблизи подложки. Вопрос о границах применимости подобного представления будет прояснен на следующем этапе при решении обратной задачи отражения и рассеяния рентгеновского излучения реальными многослойными структурами. Подставляя (11) и (8) в (3), в случае выполнения условия квазибрэгговского резонанса можно получить

$$f(\vec{Q}) = -iQ_z F(Q_z) F_{xy}(\vec{q}) \sum_i T_0(z_i) T(z_i) a^i(\vec{q}), \quad (12)$$

где

$$\begin{aligned} \vec{q} &= (Q_x, Q_y), \\ F(Q_z) &= \int_{-d/2}^{d/2} \delta(z) \exp(-iQ_z z) dz, \\ F_{xy}(\vec{q}) &= \iint \Delta z_0(\vec{\rho}) \exp(-i\vec{q}\vec{\rho}) d\vec{\rho}, \\ a(\vec{q}) &= \iint a(\vec{\rho}) \exp(-i\vec{q}\vec{\rho}) d\vec{\rho}. \end{aligned} \quad (13)$$

Параметр $F(Q_z)$ имеет смысл структурного фактора одного периода многослойного рентгеновского зеркала, $\Delta z_0(\vec{\rho})$ - отклонения формы поверхности подложки. Дифференциальное сечение рассеяние, определяющее интенсивность рассеяния в телесный угол, определяется как $\frac{d\sigma}{d\Omega} = |f(\vec{Q})|^2$, откуда подстановкой (12) получаем:

$$\frac{d\sigma}{d\Omega} = S Q_z^2 PSD_0(\vec{q}) |F(Q_z)|^2 \left| \sum_i T_0(z_i) T(z_i) a^i(\vec{q}) \right|^2, \quad (14)$$

где S - площадь когерентно-освещенной области поверхности многослойной структуры, $PSD_0(\vec{q})$ - двумерная функция спектральной плотности шероховатости подложки, определяющая вклад частот с указанным латеральным размером (обратным \vec{q}) в профиль поверхности и математически определяемая как Фурье-образ корреляционной функции шероховатости поверхности.

В заключение отметим, что экспериментально в рентгеновском диапазоне измеряется не двумерная, а одномерная диаграмма рассеяния $I_{\text{exp}}(q_x) \propto \int_{-\infty}^{\infty} \frac{d\sigma}{d\Omega} dq_y$ (коэффициент пропорциональности определяется параметрами детектора), что позволяет от (7) перейти к экспериментально измеряемой интенсивности рассеяния в виде

$$I_{\text{exp}}(q_x) \propto S Q_z^2 PSD_0(q_x) |F(Q_z)|^2 \left| \sum_i T_0(z_i) T(z_i) a^i(q_x) \right|^2 \quad (15)$$

Соотношение (15) описывает интенсивность диффузного рассеяния для структуры со следующими свойствами:

- 1) корреляционные свойства шероховатостей по вертикали описываются с помощью репликационного фактора $a(\vec{q})$;
- 2) переходные области, вызванные перемешиванием материалов на гетерограницах материалов определяются профилем диэлектрической проницаемости в периоде $\varepsilon(z) = 1 - \delta(z)$ и соответствующими коэффициентами прохождения $T_0(z_n), T(z_n)$.
- 3) структура нанесена на подложку, поверхность которой характеризуется одномерной функцией $PSD_0(q_x)$.

Таким образом, даже из приведенного соотношения видно, что структуры многослойных рентгеновских зеркал во многом определяются структурой поверхности подложки. При этом достаточно очевидно, что шероховатости достаточно низких пространственных частот должны точно наследоваться зеркалом от подложки, высокие частоты определяются только процессами напыления. На вопрос о наследовании шероховатостей среднего пространственного диапазона должны дать исследования следующего этапа – решение обратной задачи диффузного рассеяния рентгеновского излучения от многослойной поверхности. В результате этих исследований, возможно, будут модифицированы требования к качеству поверхности подложек для рентгеновских зеркал.

На данном этапе разработана экспериментальная методика восстановления структурных параметров межслойных переходных областей (шероховатость и перемешивание) для случая полностью коррелированных в продольном направлении границ. Как показала практика этого приближения вполне достаточно для изучения W/B4C многослойных структур. На рисунках 34, 35 и 36 показаны экспериментально измеренные и рассчитанные по этой модели угловые зависимости интенсивности диффузно рассеянного рентгеновского излучения с длиной волны 0,154 нм. Из этих данных можно сделать два основных вывода. Во-первых, хорошее совпадение эксперимента и теории и во-вторых, длина переходной зоны и шероховатость межслоевых границ не изменяются по мере роста структуры. Последний вывод следует из того факта, что величины шероховатости, измеренные в кинематическом случае (углы падения излучения на структуру отличаются от брэгговского), когда рассеянный сигнал формируется всей многослойной структурой, и в динамическом случае (угол падения равен брэгговскому), когда длина экстинкции волны вдвое меньше, чем полная длина структуры, совпадают.

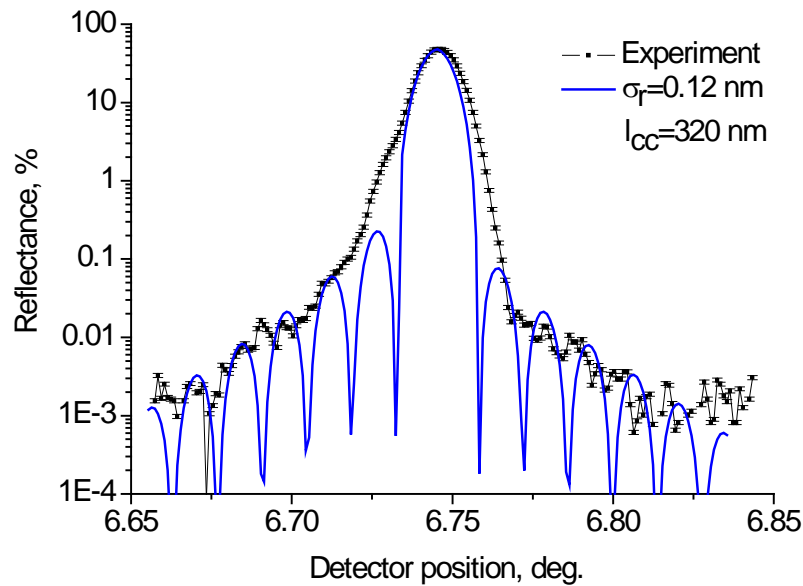


Рисунок 34. Угловые зависимости интенсивности диффузного рассеяния W/B₄C МРЗ ($d=1,31$ нм, $N=500$, $\lambda=0,154$ нм). Квадратиками помечены экспериментальные данные, сплошные линии – расчет. Угол падения излучения на образец равен φ_{Br} .

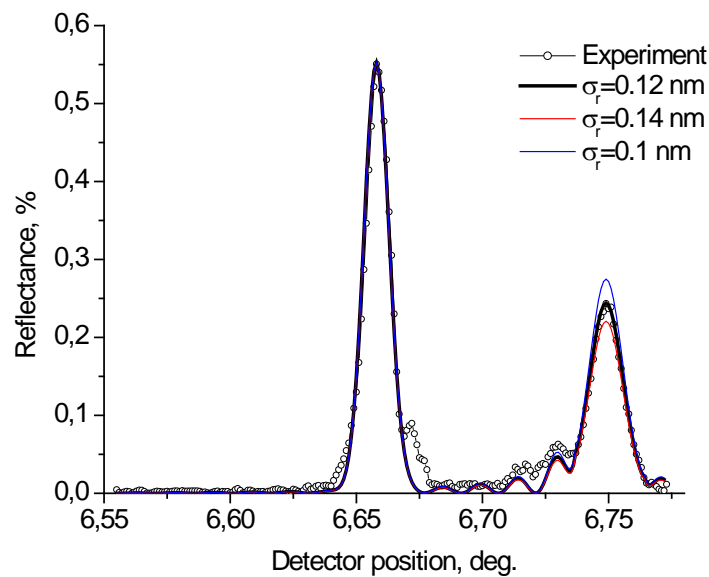


Рисунок 35. Угловые зависимости интенсивности диффузного рассеяния W/B₄C МРЗ ($d=1,31$ нм, $N=500$, $\lambda=0,154$ нм). Квадратиками помечены экспериментальные данные, сплошные линии – расчет. Отстройка угла падения излучения на образец от φ_{Br} равна $(4,5\delta\varphi_{Br})$. Параметры расчета: шероховатость $\sigma_r = 0,10; 0,12$ и $0,14$ нм, длина поперечной корреляции $l_{cc} = 320$ нм.

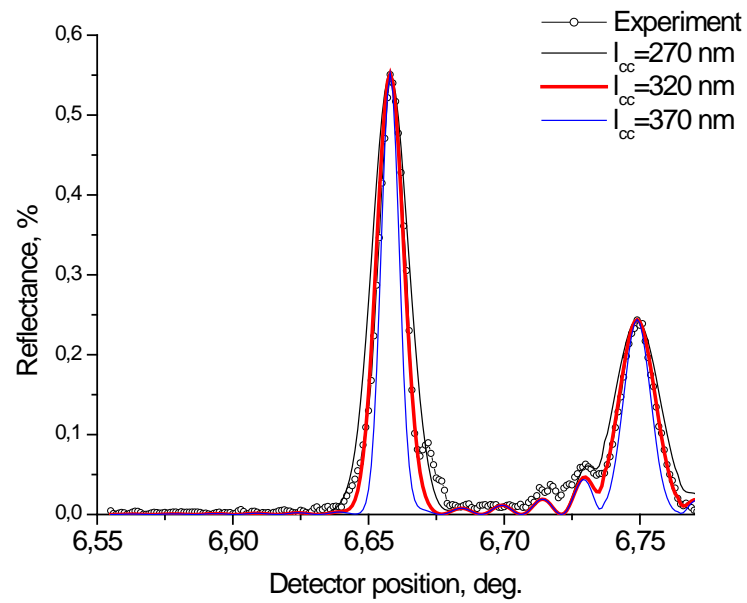


Рисунок 36. Угловые зависимости интенсивности диффузного рассеяния для W/V₄C МРЗ ($d=1,31$ нм, $N=500$, $\lambda=0,154$ нм). Квадратиками помечены экспериментальные данные, сплошные линии – расчет. Отстройка угла падения излучения на образец от φ_{Br} равна $(4,5\delta\varphi_{Br})$. Параметры расчета: длина корреляции $l_{cc}=270$; 320; и 370 нм, $\sigma_r=0,12$ нм.

5. Разработка метода аттестации волновых деформаций светосильного проекционного объектива с субнанометровой точностью

В настоящее время в ИФМ РАН ведутся работы по созданию стенда нанолитографа с рабочей длиной волны $\lambda=13,5$ нм, который предназначен для формирования рисунка на фоторезисте с минимальным размером элемента до 30 нм [35]. Ключевым элементом нанолитографа, определяющим пространственное разрешение, является проекционный объектив. Для достижения дифракционного предела разрешения изображающей схемы, в соответствии с критерием Релея, корень квадратный из среднеквадратической деформации ее волнового фронта не должен превышать $\lambda/14$ (критерий Марешаля), где λ – рабочая длина волны. В нашем случае, для 2-х зеркального проекционного объектива с рабочей длиной волны 13,5 нм деформация волнового фронта не должна превышать $rms_{ob}=0,96$ нм (root-mean-square). Следовательно, требования на деформации формы поверхности отдельного зеркала ужесточаются и составляют $rms_1=rms_{ob}/\sqrt{2}=0,71$ нм.

Традиционная оптическая промышленность обеспечивает почти на два порядка худшую точность изготовления оптики. На мировом рынке соответствующая продукция так же отсутствует и, фактически, только фирма Цейс, Германия, производит подобную оптику в ограниченных объемах для проектов по литографии экстремального ультрафиолетового (ЭУФ) диапазона [36]. Поэтому, для создания проекционного объектива для отечественного ЭУФ нанолитографа в ИФМ РАН был проведен комплекс исследований и разработан ряд методик и технологий в областях метрологии и изготовления (коррекции) оптических элементов, в том числе и асферической формы, с субнанометровой точностью.

Для аттестация волновых деформаций объектива, а также его отдельных элементов на стадии изготовления был разработан интерферометр [37], использующий в качестве эталонного фронта сферическую волну, возникающую в результате дифракции света на выходе одномодового оптического волокна с зауженной до субволновых размеров выходной апертурой [38].

Коррекция формы подложек для зеркал до субнанометровых точностей осуществлялась методами локального ионно-пучкового травления и напыления тонких пленок [39].

Для повышения энергетической эффективности и поля зрения проекционного объектива была выбрана простейшая двухзеркальная схема Шварцшильда с асферическими зеркалами (вогнутое M2 и выпуклое M1). Расчет параметров объектива, включая коэффициенты при высших порядках асферики и допустимые отклонения параметров от номинальных значений, производился с помощью программы ZEMAX. Результаты расчетов представлены в [40].

Форма вогнутого асферического зеркала M2 отличается от ближайшей сферы примерно на 5,7 мкм. Эксперимент показал, что прямое применение интерферометра со сферической эталонной

волной оказалось невозможным для аттестации его формы. Во-первых, число интерференционных полос достигало почти 100, что сильно затрудняло определение положения минимумов. Во-вторых, из-за большого диаметра пятна фокусировки в области источника эталонной сферической волны, рисунок 37 а, почти половина интерференционной картины отсутствует. Для решения этой проблемы был разработан и применен корректор (компенсатор) волнового фронта, рисунок 38 (поз. 11), преобразующий сферический фронт в асферический по форме совпадающей с исследуемой асферикой. Как видно из рисунка 37 б, применение компенсатора позволило получить интерферограмму, которую можно надежно обрабатывать.

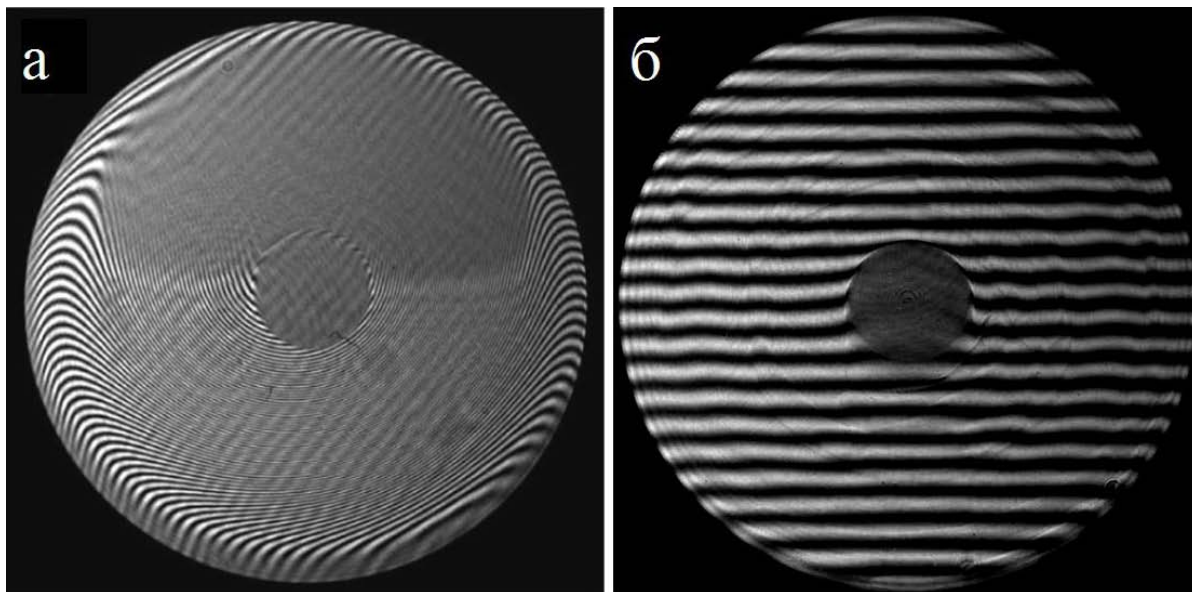


Рисунок 37. Интерферограммы асферического зеркала M2 нанолитографа: а) полученная при стандартном способе регистрации с помощью интерферометра с дифракционной волной сравнения; б) – с использованием компенсатора.

Данный оптический элемент, включенный в схему измерений, вносит собственные деформации, в связи с его неидеальностью. Одним из параметров компенсатора, влияющих на деформации фронта, является его толщина. Расчет зависимости деформации фронта, прошедшего через компенсатор и обусловленной отклонением его толщины от номинального значения, показал, что изменение толщины в пределах ± 100 мкм, приводит к деформации фронта компенсатора менее $\lambda_n/1000$ ($\lambda_n=632,8$ нм – рабочая длина волны интерферометра). Необходимо учесть, что традиционные методы изготовления оптики гарантируют точность толщины на уровне ± 20 мкм. Таким образом, ошибки толщин, возникающие при изготовлении компенсаторов, не являются критическими.

Другим фактором, влияющим на деформацию прошедшего волнового фронта, является неидеальность его поверхностей. Компенсатор имеет две сферические поверхности (они должны быть только сферическими, чтобы их можно было аттестовать с помощью интерферометра со

сферической эталонной волной): вогнутую и выпуклую. Измерение вогнутой поверхности производится классическим способом [37]. Аттестация выпуклой поверхности компенсатора производится с помощью 6-ти линзового объектива в два этапа. На первом этапе делается измерение aberrаций объектива при прохождении через него эталонной сферической волны. Традиционный способ аттестации волновых aberrаций объективов использует эталонную сферическую поверхность от которой, после прохождения сферического фронта через исследуемый объектив, фронт отражается и возвращается в интерферометр практически по тому же пути набирая тем самым дважды деформации фронта. Недостатком такого метода является наличие эталонной сферической поверхности, которая резко уменьшает точность измерений.

В данной работе нами был предложен новый метод аттестации волновых фронтов объектива, использующий два когерентных источника эталонной сферической волны. Оптическая схема измерений приведена на рисунке 39. На втором этапе измеряется непосредственно сама форма выпуклой поверхности, см. рисунок 40, а из полученной карты отклонений формы поверхности от ближайшей сферы вычитаются aberrации объектива.

При аттестации асферического зеркала M2 учитываются неидеальности поверхностей компенсатора. На рисунке 41 показаны результаты измерений и корректировки асферического зеркала M2. На рисунке слева показана карта поверхности до коррекции, справа – после 27 коррекций. Видно, что параметры улучшились более чем на порядок, а среднеквадратичная деформация составила 0,9 нм.

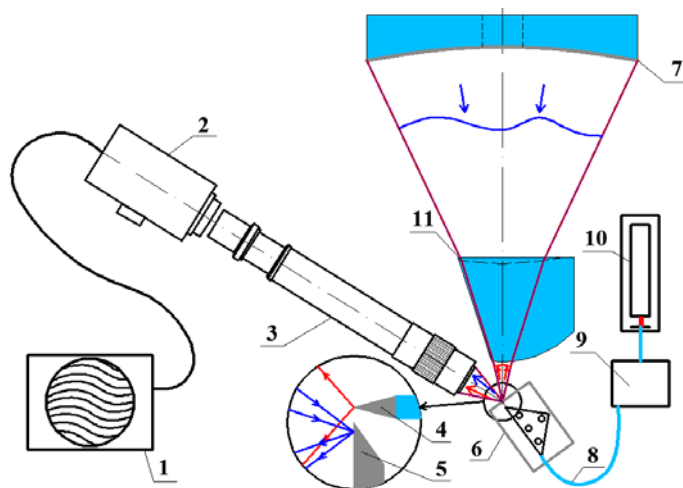


Рисунок 38. Схема аттестации асферического зеркала M2. 1 – компьютер; 2 – CCD-камера; 3 – наблюдательная система; 4 – источник эталонной сферической волны; 5 – плоское зеркало; 6 – 3D-стол; 7 – асферическое зеркало M2; 8 – одномодовое оптическое волокно; 9 – поляризационный контроллер; 10 – лазер; 11 – оптический компенсатор.

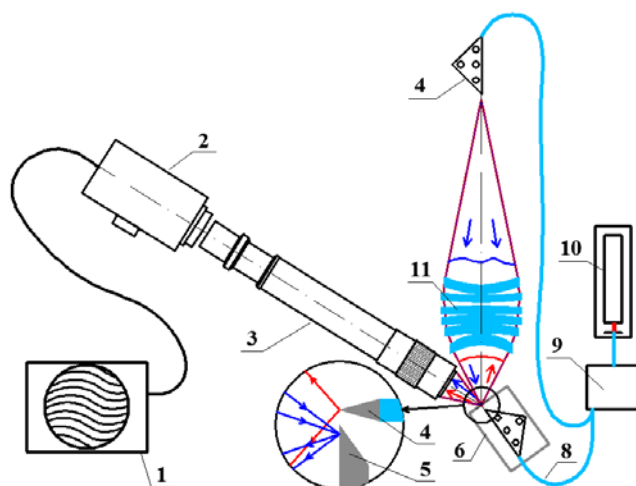


Рисунок 39. Схема аттестации 6-ти линзового объектива. 1 – компьютер; 2 – CCD-камера; 3 – наблюдательная система; 4 – источник эталонной сферической волны; 5 – плоское зеркало; 6 – 3D-стол; 8 – одномодовое оптическое волокно; 9 – поляризационный контроллер; 10 – лазер; 11 – оптический компенсатор.

Для изучения формы выпуклого асферического зеркала М1 наряду с необходимостью преобразования сферического фронта в асферический, возникло дополнительное требование - преобразовать расходящийся фронт в сходящийся. Как показал теоретический анализ, подход с использованием в качестве корректора одной «толстой» линзы с двумя сферическими поверхностями, примененный для аттестации вогнутой асферики, оказался не применим для выпуклого асферического зеркала.

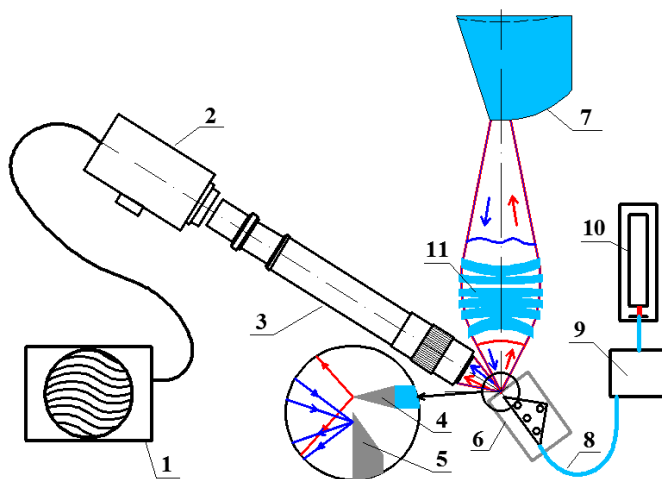


Рисунок 40. Схема аттестации вогнутой поверхности компенсатора с помощью 6-ти линзового объектива. 1 – компьютер; 2 – CCD-камера; 3 – наблюдательная система; 4 – источник эталонной сферической волны; 5 – плоское зеркало; 6 – 3D-стол; 7 – оптический компенсатор; 8 – одномодовое оптическое волокно; 9 – поляризационный контроллер; 10 – лазер; 11 – 6-ти линзовый объектив.

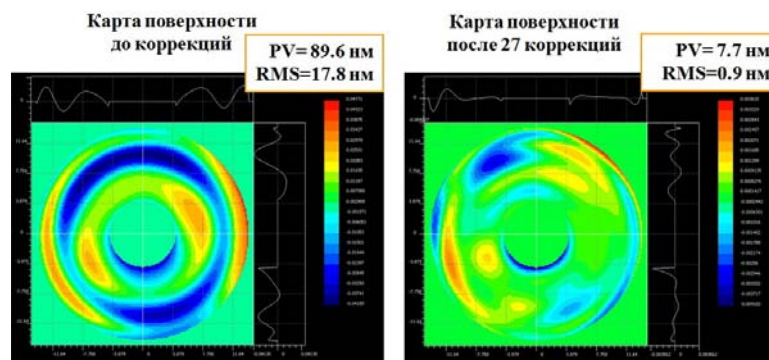


Рисунок 41. Карта поверхности асферического зеркала M2 до и после 27 коррекций, слева, и фотография – справа.

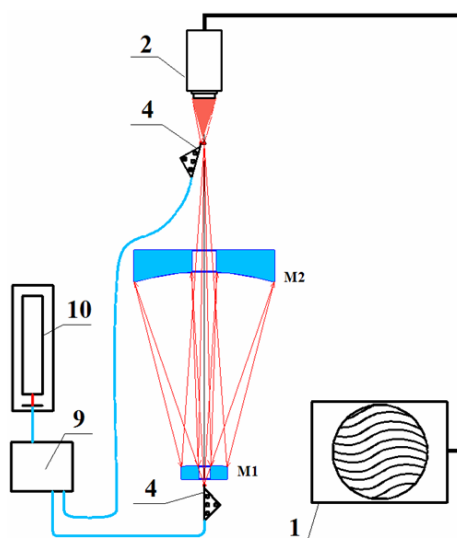


Рисунок 42. Схема аттестации 2-х зеркального объектива в интерферометре. 1 – компьютер; 2 – CCD-камера; 4 – источник эталонной сферической волны; 9 – поляризационный контроллер; 10 – лазер; 11 – 2-х зеркальный объектив; M1 и M2 – асферические зеркала.

Для аттестации формы выпуклого зеркала с помощью интерферометра с дифракционной волной сравнения в качестве корректора волнового фронта будет использовано вогнутое асферическое зеркало M2, аттестованное предыдущим способом. Оптическая схема интерферометра для измерений выпуклого зеркала приведена на рисунке 42. Необходимо также отметить, что эта схема так же будет использована при юстировке и при окончательной аттестации волновых aberrаций объектива.

6. Разработка, изготовление и изучение фильтров на основе силицидов молибдена и циркония.

Абсорбционные тонкопленочные фильтры находят широкое применение в оптических схемах ЭУФ диапазона. Они используются, в частности, в приборах диагностики высокотемпературной плазмы, в орбитальной аппаратуре для наблюдения Солнца в ЭУФ области спектра, в установках проекционной нанолитографии. Применительно к нанолитографии, использование абсорбционного фильтра - это наиболее простой способ обеспечить требуемую монохроматичность экспонирующего фоторезист излучения, а также защитить элементы изображающей системы от воздействия частиц вещества, выбрасываемых источником. С другой стороны, ввиду экстремально малой толщины, использование таких фильтров в схеме связано с риском их разрушения от случайных механических воздействий. Для высокопроизводительных промышленных систем литографии актуальна также проблема деградации свойств тонких пленок в условиях сильного нагрева излучением ЭУФ источника. В рамках работы над проектом ставилась цель исследовать возможность использования силицидов молибдена и циркония в составе фильтров с высокой прозрачностью на длине волны $\lambda = 13,5$ нм, оценить предельные температуры, при которых возможна эксплуатация фильтров того или иного состава, и найти структуру с наилучшей стабильностью характеристик в условиях высоких температур.

В ранее проведенных нами экспериментах по изучению термостабильности характеристик многослойных пленок Zr/Si воздействие на фильтр интенсивного ЭУФ излучения моделировалось нагревом образца протекающим по нему электрическим током. В настоящей работе использовался нагрев излучением CO₂-лазера, что, во-первых, более приближено к реальным условиям эксплуатации фильтра в литографической установке, а во-вторых, позволяет исключить трудоемкую операцию изготовления электрических контактов к пленочному образцу.

Экспериментальный стенд включает в себя откачиваемую до давления $5 \cdot 10^{-7}$ мм рт. ст. вакуумную камеру, в которой размещаются тестируемые образцы, непрерывный CO₂-лазер мощностью 40 Вт с элементами для фокусировки и аттенюации излучения, ИК пирометр, измеряющий поток излучения в диапазоне 2 - 5 мкм с площадки диаметром 1,6 мм. Характерный размер пятна фокусировки лазерного излучения на образец составляет около 5 мм. Образцы представляют собой смонтированные на кремниевой рамке с отверстием диаметром 14 мм свободностоящие многослойные структуры. Структуры изготавливались методом магнетронного напыления с последующим отделением пленки от подложки.

В используемой модели пирометра отображаемая им температура объекта зависит от двух величин: от принимаемой в спектральном интервале 3 – 5 мкм мощности теплового излучения и от задаваемой в качестве параметра излучательной способности материала. Для определения значений

излучательной способности образцов свободновисящих фильтров пленки того же состава, что и сами фильтры, напылялись на полированную поверхность (торец) миниатюрной вакуумной печи. Температура торца измерялась термопарой «хромель – копель», одновременно пирометром принимался тепловой поток от участка поверхности с напыленной структурой. За излучательную способность исследуемой пленки принималось то значение, при котором температура, отображаемая пирометром, совпадала с измеренной термопарой. Указанным способом была определена излучательная способность интересующих нас структур при температурах до 700°C. Знание излучательной способности фильтров дает возможность связать температуру свободновисящей пленки с поглощаемой на единицу площади мощностью. Последняя представляет больший интерес с точки зрения применения фильтра в высокопроизводительной схеме ЭУФ литографии.

Изучение влияния лазерного отжига на структуру фильтров проводилось методом вторичной ионной масс-спектропии (ВИМС) с использованием комплекса ToF.SIMS-5, возможности которого позволяют чередовать распыление исследуемого участка поверхности низкоэнергетичными ионами с анализом поверхностного слоя (~ 1 нм) в кратере распыления с помощью зондирующего пучка. Встроенная видеочкамера позволяет в реальном времени контролировать состояние поверхности образца в процессе послойного анализа.

Измерение пропускания фильтров до и после отжига в видимом и ИК диапазонах проводилось на длинах волн 633 нм и 10,6 мкм с использованием в качестве источников излучения, соответственно, He-Ne и CO₂ лазеров. В ЭУФ диапазоне измерялась прозрачность на длине волны $\lambda = 13,5$ нм с помощью прецизионного двухзеркального рефлектометра с рентгеновской трубкой, обеспечивающего точность измерений коэффициентов отражения и пропускания не хуже 0,3%.

Ранее было показано, что фильтр на основе свободновисящей многослойной структуры Zr/Si, оптимальный с точки зрения механической прочности и прозрачности при $\lambda = 13,5$ нм (до 76%), способен выдерживать длительный нагрев в вакууме $\sim 10^{-8}$ Торр при плотности поглощаемой на единицу площади мощности q до 1 Вт/см². Это соответствует температуре пленки около 425°C. При более высоких температурах активизируются процессы перемешивания слоев структуры, роста размеров кристаллитов и окисления материалов; последние приводят к снижению рабочей прозрачности фильтра. Так, прозрачность на длине волны 13,5 нм образца, нагреваемого при $q = 1,5$ Вт/см² ($t \sim 500^\circ\text{C}$), уменьшилась с 76% до 56% за 220 часов непрерывного нагрева.

Исследована термостабильность многослойных тонких пленок на основе циркония и молибдена с прослойками ZrSi₂ или MoSi₂. Материал фильтров выбирался исходя из требования высокой (>70%) прозрачности на длине волны $\lambda = 13,5$ нм. Для каждой из структур ставилась цель оценить предельно допустимый нагрев, при котором целостность и оптические характеристики фильтра сохраняются длительное время.

Молибден более устойчив к окислению, чем цирконий. Mo/MoSi₂-фильтры показали лучшие результаты в тестовых испытаниях при тепловых нагрузках $q \leq 3,5 \text{ Вт/см}^2$ (700°C). Но, как выяснилось, при большей плотности поглощенной мощности начинается замешивание слоев структуры, развивается рельеф поверхности (рисунок 43). При этом в пятне нагрева или вдоль границы, разделяющей области с разной морфологией поверхности, могут появляться трещины, приводящие к разрушению фильтра. Разрушение в процессе нагрева при $q \sim 4 \text{ Вт/см}^2$ происходило и для образцов многослойных фильтров Zr/MoSi₂. Подобное поведение образцов связано, по нашему мнению, с происходящими при нагреве структурными изменениями в слоях MoSi₂, что косвенно подтверждается скачкообразным увеличением излучательной способности монопенки MoSi₂ при температуре около 380°C. Поэтому пришлось отказаться от идеальной по стойкости к окислению Mo/MoSi₂ многослойной структуры, а также от других структур с большой общей толщиной MoSi₂.

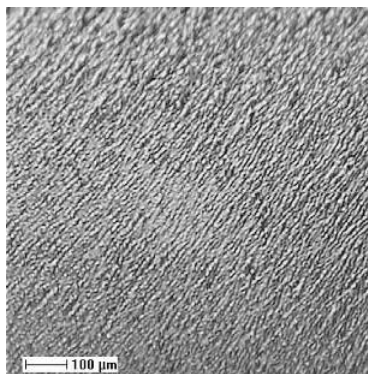


Рисунок 43. Микрофотография поверхности отожженной пленки Mo/MoSi₂.

Механического разрушения при высоких тепловых нагрузках удастся избежать для образцов, в которых силицид молибдена сохранен в качестве внешних слоев структуры толщиной до 6 нм, играющих роль защитных покрытий. Многослойные фильтры с покрытиями MoSi₂ показывают существенно меньшее падение прозрачности при $\lambda = 13,5 \text{ нм}$, чем отожженные в тех же и даже более мягких условиях структуры без покрытий (Табл. 1). Защита от окисления с помощью поверхностных слоев силицида циркония менее эффективна. При наличии покрытий MoSi₂ кислород медленнее проникает в многослойную пленку Zr/ZrSi₂ и накапливается в этом случае в глубинных слоях, тогда как для структур, не покрытых MoSi₂, характерно, наоборот, сильное поверхностное окисление (рисунок 44).

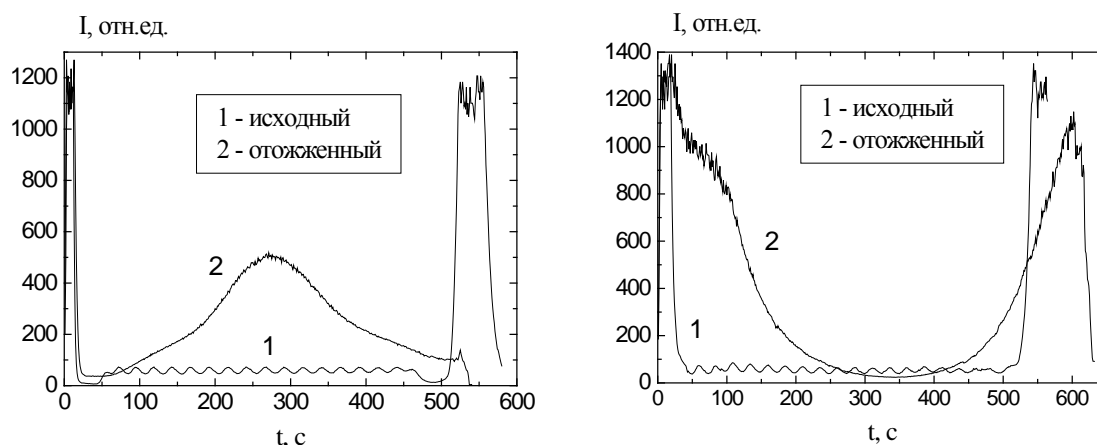


Рисунок 44 Распределение кислорода в исходных и отожженных образцах структур Zr/ZrSi₂ с защитными покрытиями MoSi₂ (слева) и ZrSi₂ (справа). Параметры структур и условия отжига приведены в табл. 1.

Таблица 1. Исходная прозрачность при $\lambda = 13.5$ нм T_0 и уменьшение прозрачности ΔT ряда структур в результате вакуумного отжига (t – температура, τ - длительность нагрева).

Структура (толщины слоев в нм)	$t, ^\circ\text{C}$	$\tau, \text{ч}$	$T_0 \%$	$\Delta T\%$
(Zr-1.5,ZrSi ₂ -1.5)*19.5	700-740	4	74.5	7.3
ZrSi ₂ -6,(Zr-1.5,ZrSi ₂ -1.5)*17.5, ZrSi ₂ -6	950-980	3.5	73.6	9.3
MoSi ₂ -6,(Zr-1.5,ZrSi ₂ -1.5)*17.5, MoSi ₂ -6	920-940	4	73.4	4.8

Изучена термостабильность многослойных структур Mo/Si и Mo/ZrSi₂ при температурах 700-1000 $^\circ\text{C}$. В пленках Mo/Si структурные изменения наблюдались уже при температуре вакуумного отжига около 700 $^\circ\text{C}$. Они выражались, например, для структуры MoSi₂-3.1,(Mo-2.5,Si-1.0)*12.5,MoSi₂-3.1 в исчезновении модуляции элементов по глубине при ВИМС анализе (рисунок 45) и резком падении прозрачности пленки в ИК области. После 3-х часового отжига при 780 - 810 $^\circ\text{C}$ пропускание этой структуры при $\lambda = 13.5$ нм уменьшилось на 1% (при исходном значении 74.3%), а при $\lambda = 10.6$ мкм – в четыре раза. Структурные изменения сопровождалось развитием микрорельефа поверхности в отожженной области и возникновением механических напряжений в пленке (рисунок 46), последние могут привести к повреждению образца.

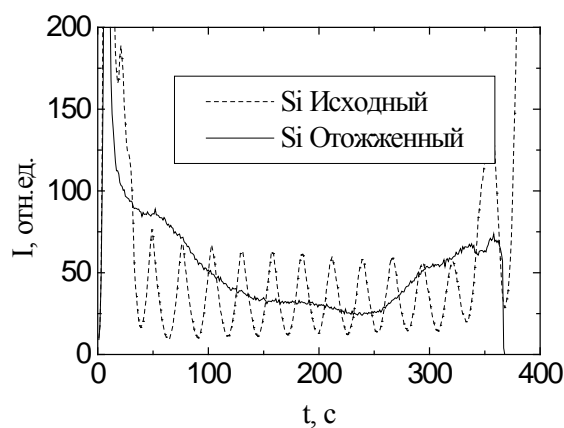


Рисунок 45. Распределение Si в фильтре Mo/Si, отожженном при 780 - 810°C.

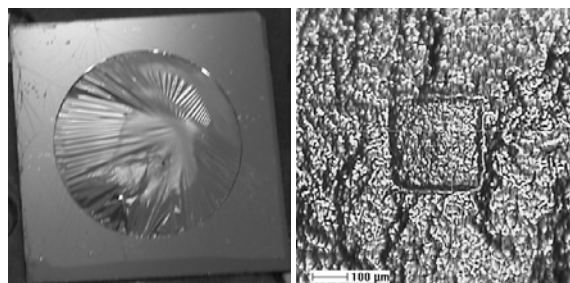


Рисунок 46. Внешний вид образца Mo/Si после отжига (слева), микрофотография поверхности пленки в отожженной области (справа).

На основе структуры Mo/ZrSi₂ был изготовлен образец с MoSi₂ защитным покрытием, превосходящий по термостойкости разработанные ранее фильтры. В тестовых испытаниях при температуре $t = 780 - 800^\circ\text{C}$ новая структура практически не изменила своих оптических характеристик, а на длине волны 13.5 нм прозрачность не изменилась вовсе. Так же, как показал ВИМС-анализ, в структуру не проник кислород, и в процессе отжига не изменился структурный состав пленки: сохранилась модуляция послойного распределения элементов (рис. 47).

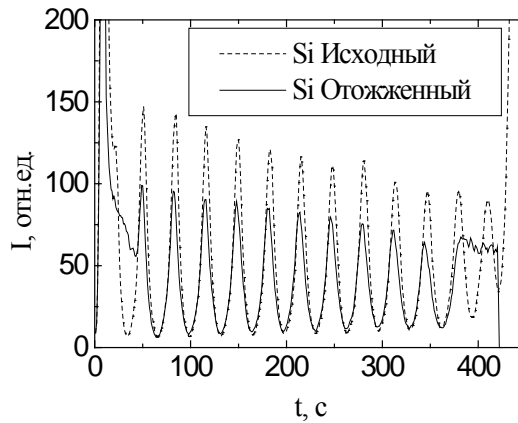


Рисунок 47. Распределение Si в фильтре на основе Mo/ZrSi₂, температура отжига t = 780 - 800°C

При температурах $t > 800$ °C становится заметно перемешивание слоев структуры и проникновение в нее кислорода. Изменяются при этом и оптические параметры. Тем не менее, даже при более высоких температурах в Mo/ZrSi₂ пленке не возникает механических напряжений (рис. 48) Модуляция элементов полностью пропадает при температурах выше 900°C ($q = 4.3$ Вт/см², $\tau = 7.5$ ч), и становится заметным уменьшение содержания кремния в наружных слоях структуры (рис. б). Здесь мы подошли к предельно допустимым тепловым нагрузкам для этой структуры. При больших поглощаемых потоках ($q \sim 7$ Вт/см², $t = 950 - 1050$ °C, $\tau = 7.5$ ч) резко уменьшается содержание кремния в структуре (рисунок 49), в пленку проникает много кислорода (рисунок 50). Существенно изменяются оптические и прочностные свойства: прозрачность тестируемого образца снизилась с 70.6% до 65.8%, и образовалась трещина.

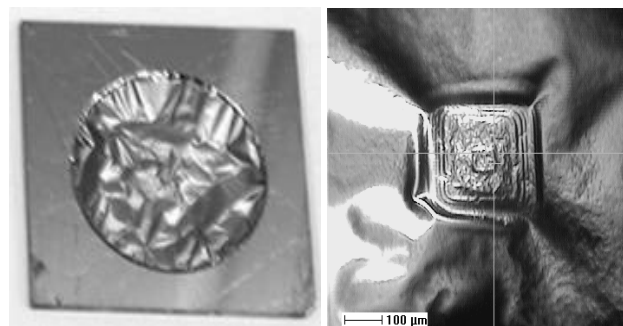


Рисунок 48. Внешний вид и микрофотография участка образца Mo/ZrSi₂ после отжига в течение трех часов при 940-960°C. Виден кратер распыления анализируемого методом ВИМС участка поверхности.

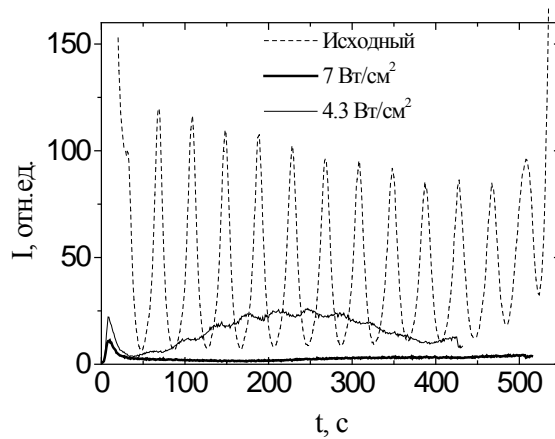


Рисунок 49. Уменьшение, по данным ВИМС, содержания Si в образце в результате отжига в течение 7.5 часов.

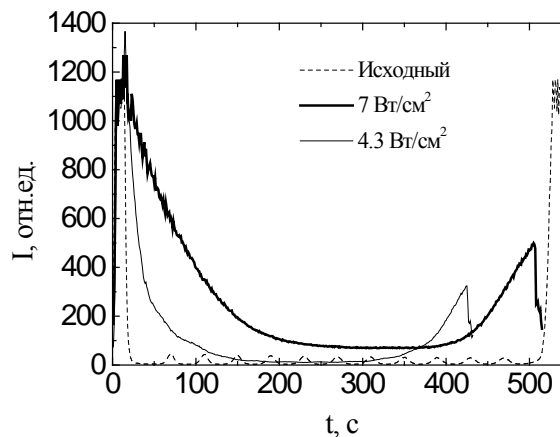


Рисунок 50. Распределение кислорода в пленке при $q = 7 \text{ Вт/см}^2$ и $q = 4.3 \text{ Вт/см}^2$.

Заметное уменьшение содержания Si в структуре Mo/ZrSi₂ наблюдается, по данным ВИМС, начиная с температур 900-930°C, соответствующих плотности поглощенной мощности $q \approx 5 \text{ Вт/см}^2$. Это значение может служить ориентировочным уровнем тепловой нагрузки, которая допустима для фильтра Mo/ZrSi₂ в установке проекционной литографии. С учетом этого ориентира и проектной мощности излучения, поглощаемого фильтром, должна выбираться площадь последнего. В рамках проведенных исследований изготовлен демонстрационный образец свободновисящей структуры Mo/ZrSi₂ с покрытиями MoSi₂ площадью 200 см², прозрачность образца на длине волны 13.5 нм составила 70.6%.

Заключение

Все задачи первого этапа проекта выполнены полностью. Выполнена магнитно-силовая микроскопия ферромагнитных наночастиц сложной формы и многослойных наночастиц. Выполнена магнитно-силовая микроскопия ферромагнитных наноструктур с киральным распределением намагниченности. Исследованы различные состояния намагниченности в ферромагнитных частицах крестообразной формы. Разработаны методы формирования ферромагнитных наночастиц различной формы, многослойных частиц и проведены предварительные исследования возможности создания приборных структур на их основе. Разработана методика, на основе малоуглового рассеяния рентгеновского излучения, для изучения структуры переходных областей многослойных наноструктур с произвольной корреляцией шероховатостей. Разработан метод аттестации волновых деформаций светосильного проекционного объектива с субнанометровой точностью. Изготовлены экспериментальные образцы фильтров на основе силицидов молибдена и циркония.

По результатам исследований подготовлен научно-технический отчет по 2 этапу, а также акт изготовления фильтров на основе силицидов молибдена и циркония. По результатам работы опубликовано 9 статей в рецензируемых российских и международных журналах. Большая часть полученных результатов докладывалась на всероссийских и международных конференциях (было опубликовано 25 тезисов в конференционных сборниках).

Список использованных источников

- [1] **Zutic, I.** Spintronics: Fundamentals and applications / I. Zutic , J. Fabian, S. D. Sarma // Review of Modern Physics .- 2004 .- V. 76 .- P. 323
- [2] **Prinz, G.A.** Magnetoelectronics / G.A Prinz // Science .- 1998 .- V. 282 .- p. 1660
- [3] **Parkin, S.S.** Exchange-biased magnetic tunnel junctions and application to nonvolatile magnetic random access memory (invited) / S.S. Parkin, K.P. Roche, M.G. Samant et. al. // Journal of Applied Physics. – 1999. – V. 85. - P. 5828-5833
- [4] **Fraerman, A.A.** Observation of MFM tip induced remagnetization effects in elliptical ferromagnetic nanoparticles / A.A. Fraerman, L. Belova, B.A. Gribkov et. al. // Physics of Low-Dimensional Structures .- 2004 .- V. 1/2 .- P. 35-40
- [5] **Миронов, В.Л.** Магнитно-силовая микроскопия наночастиц Co / В.Л. Миронов, Б.А. Грибков, А.А. Фраерман и др. // Материалы X международного симпозиума "Нанозифика и наноэлектроника" (Н.Новгород, 13-17 марта 2006 г.). – 2006. – Т.1. – С.13
- [6] <http://math.nist.gov/oommf>
- [7] **Fraerman, A. A.** Magnetic force microscopy of helical states in multilayer nanomagnets / A. A. Fraerman, B. A. Gribkov, S. A. Gusev, A. Yu. Klimov, V. L. Mironov, D. S. Nikitushkin, V. V. Rogov, S. N. Vdovichev, B. Hjorvarsson, and H. Zabel // J. of Applied Physics .- 2008 .- V. 103 .- P. 073916
- [8] **Gliga, S.** Ultrafast dynamics of a magnetic antivortex: Micromagnetic simulations / S.Gliga, M. Yan, R. Hertel, and C. M. Schneider // Physical Review B .- 2008 .- V. 77 .- P. 060404(R)
- [9] **Ohgushi, K.** Spin anisotropy and quantum Hall effect in the *kagome* lattice: Chiral spin state based on a ferromagnet / Kenya Ohgushi, Shuichi Murakami, and Naoto Nagaosa // Physical Review B .- 1999 .- V. 62 .- N. 10 .- P. R6065
- [10] **Taguchi, Y.** Spin chirality, Berry phase, and anomalous Hall effect in a frustrated ferromagnet / Y. Taguchi, Y. Oohara, H. Yoshizawa, et. al // Science .- 2001 .- V. 291 .- P. 2573
- [11] **Onoda, Sh.** Spin Chirality Fluctuations and Anomalous Hall Effect in Itinerant Ferromagnets / Shigeki Onoda and Naoto Nagaosa // Physical Review Letters .- 2003 .- V. 90 .- N. 19 .- P. 196602-1
- [12] **Stern, A.** Berry's phase, motive force, and mesoscopic conductivity / A. Stern // Physical Review Letters .- 1992 .- V. 68 .- N. 7 .- P. 1022
- [13] **Bruno, P.** Topological Hall Effect and Berry Phase in Magnetic Nanostructures / P. Bruno, V. K. Dugaev, and M. Taillefumier // Physical Review Letters .- 2004 .- V. 93 .- N. 9. - P. 096806-1
- [14] **Neubauer, A.** Topological Hall Effect in the A Phase of MnSi / A. Neubauer, C. Pfleiderer, B. Binz, A. Rosch, R. Ritz, P. G. Niklowitz, and P. Boñni // Physical review letters .- 2009 .- V. 102 .- 186602

- [15] **Mironov, V.L.** Anti-vortex state in cross-like nanomagnets / V.L. Mironov, O.L. Ermolaeva, S.A. Gusev, A.Yu. Klimov, V.V. Rogov, B.A. Gribkov, A.A. Fraerman, O.G. Udalov, R. Marsh, C. Checkley, R. Shaikhaidarov, V.T. Petrashov // *Physical Review B* - 2010 - *Physical Review V.* 81, P. 094436
- [16] **Hirota, E.** Giant Magneto-Resistance Devices / E.Kirota, H.Sakakima, K.Inomata // Springer Series in surface science .- 2001 .- V. 40
- [17] **Claude, C./** The emergence of spin electronics in data storage / C. Claude, A. Fert, F. N. Van Dau // *Nature* .- 2007 .- V. 6 .- p. 813
- [18] **Baibich, M.N.** Giant magnetoresistance of (001)Fe/(001)Cr magnetic superlattices / M.N. Baibich, J.M. Broto, A. Fert, et al. // *Physical Review Letters* .- 1988 .- V. 61 .- N. 21 .- P. 2472
- [19] **Moodera, J.S.** Large magnetoresistance at room temperature in ferromagnetic thin film tunnel junctions / J.S. Moodera, Lisa R. Kinder, Terrilyn M. Wong et al. // *Physical Review Letters* .- 1995 .- V. 74 .- N. 16 .- P. 3273
- [20] **Sun, J. Z.** Current-driven magnetic switching in manganite trilayer junctions / J. Z. Sun // *Journal on Magnetism and Magnetic Materials* .- 1999 .- V. 202 .-P. 157
- [21] **Stiles, M.D.** Anatomy of spin-transfer torque / M.D. Stiles, A. Zangwill // *Physical Review B* .- 2002 .- V. 66 .- P. 014407
- [22] **Zhang, S.** Mechanisms of Spin-Polarized Current-Driven Magnetization Switching / S. Zhang, P. M. Levy, A. Fert // *Physical Review Letters* .- 2002 .- V. 88 .- P. 236601
- [23] **Myers, E. B.** Current-Induced Switching of Domains in Magnetic Multilayer Devices / E. B. Myers, D. C. Ralph, J. A. Katine, R. N. Louie, R. A. Buhrman // *Science* .- 1999 .- V. 285 .- P. 867–870
- [24] **Tsoi, M.** Generation and detection of phase-coherent current-driven magnons in magnetic multilayers / M. Tsoi, A. G. M. Jansen, W.-C. Chiang *et al.* // *Nature* .- 2000 .- V. 406 .- P. 46–48
- [25] **Katine, J. A.** Current-Driven Magnetization Reversal and Spin-Wave Excitations in Co /Cu /Co Pillars / J. A. Katine, F. J. Albert, R. A. Buhrman, E. B. Myers, D. C. Ralph // *Physical Review Letters* .- 2000 .- V. 84 .- P. 3149–3152
- [26] **Bussmann, K.** Switching of vertical giant magnetoresistance devices by current through the device / K. Bussmann, G. A. Prinz, S.-F. Cheng, D. Wang // *Applied Physics Letters* .- 1999 .- V. 75 .- P. 2476–2478
- [27] **Yaowen, L.** Current-induced magnetization switching in magnetic tunnel junctions / L. Yaowen, Z. Zongzhi, P. P. Freitas, J. L. Martins // *Applied Physics Letters* .- 2003 .- V. 82 .- P. 2871–2873
- [28] **Mancoff, F. B.** Angular dependence of spin-transfer switching in a magnetic nanostructure / F. B. Mancoff, R. W. Dave, N. D. Rizzo *et al.* // *Applied Physics Letters* .- 2003 .- V. 83 .- P. 1596–1598

- [29] **Коваленко Н.В.** Исследование кромм-корреляции шероховатости в многослойном зеркале Ni/C методом рентгеновского диффузного рассеяния / Н.В. Коваленко, С.В. Мытниченко, В.А. Чернов. // ЖЭТФ.- 2003. - Т.124. - С. 1345-1352.
- [30] **Stearns, D.G.** The scattering of x rays from nonideal multilayer structures / D.G. Stearns // Journal of Applied Physics. – 1989. – Vol.65. – P.491–506.
- [31] **Holy V.** X-ray reflection from rough layered systems / V.Holy, J.Kubena and I.Ohlidal, K.Lischka, and W.Plotz // Phys. Rev. B. – 1993.- Vol. 47.-P.15896.
- [32] **Holy V.** Nonspecular x-ray reflection from rough multilayers / V.Holy and T.Baumbach // Phys. Rev. B.- 1994-Vol. 49-P.10669.
- [33] **Бибишкин М.С.** Исследование характеристик многослойных рентгеновских зеркал с ультракороткими периодами $d=0.7-2.4$ нм / М.С. Бибишкин, Ю.А. Вайнер, А.Е. Пестов, К.А. Прохоров, Н.Н. Салашенко, А.А. Фраерман, Н.И. Чхало. // Известия РАН. Серия физическая. – 2005. – т.69. – № 2. – с.199-206.
- [34] **Кон В.Г.** К теории зеркального отражения рентгеновских лучей многослойными зеркалами. II. Точно решаемые модели переходного слоя/ В.Г. Кон // Поверхность. Рентг., синхр. и нейтр. исслед., 2003.- № 2- С.62-62.
- [35] **Волгунов Д.Г.** / Д.Г. Волгунов, И.Г. Забродин, А.Б. Закалов и др. // Труды 14-го международного симпозиума «Наноп физика и нанoeлектроника» / ИФМ РАН. – Н. Новгород, 15-19 марта 2010, Т. 1. С. 193-194.
- [36] Website Carl Zeiss. <http://www.zeiss.de>
- [37] **Клюенков Е.Б.** / Е.Б. Клюенков, А.Е. Пестов, В.Н. Полковников и др. // Российские нанотехнологии – 2008.- Т. 3. - С.90-92.
- [38] **Chkhalo N.I.** / N.I. Chkhalo, A.Yu. Klimov, V.V. Rogov, et al. // Rev. Sci. Instrum. - 2008.- V. 79. -P.033107.
- [39] **Chkhalo N.I.** / N.I. Chkhalo, E.B. Klunkov, A.E. Pestov, et al. // Nuclear Instruments and Methods in Physics Research A. – 2009- V.603. - P. 62.
- [40] **Салашенко Н.Н.** / Н.Н. Салашенко, А.С. Скрыль, М.Н. Торопов, Н.И. Чхало // Труды 14-го международного симпозиума «Наноп физика и нанoeлектроника» / ИФМ РАН. – Н. Новгород, 15-19 марта 2010 - Т. 2.- С. 606-607.
- [41] **Салашенко Н.Н.** / Н.Н. Салашенко, М.Н. Торопов, Н.И. Чхало // Труды 13-го международного симпозиума «Наноп физика и нанoeлектроника» / ИФМ РАН. – Н. Новгород, 16-20 марта 2009 - Т.1.- с. 221-222.

Список публикаций

По результатам работ 2 этапа государственного контракта 02.740.11.0540 было опубликовано 9 статей в реферируемых российских и зарубежных журналах (копия первой и последней страницы статей прилагаются к отчету)

[1]. **Mironov, V.L.** Antivortex state in crosslike nanomagnets / V.L. Mironov, O.L. Ermolaeva, S.A. Gusev, A. Yu. Klimov, V. V. Rogov, B. A. Gribkov, O. G. Udalov, and A. A. Fraerman // *Physical Review B* .- 2010 .- V. 81 .- P. 094436.

[2]. **Миронов, В.Л.** Перемагничивание эллиптических нанодисков Co/Si/Co полем зонда магнитно-силового микроскопа / В.Л. Миронов, А.А. Фраерман, Б.А. Грибков, О.Л. Ермолаева, С.А. Гусев, С.Н. Вдовичев. // *Физика Твёрдого Тела* .- 2010 .- Т. 52 .- № 11 .- С. 2153.

[3]. **Горай Л.И.** Обнаружение квазипериодических граней $\{11n\}$, $n=7-11$ в образцах с Ge/Si квантовыми точками с помощью рентгеновской рефлектометрии скользящего падения / Л.И. Горай, Н.И. Чхало, Ю.А. Вайнер // *Письма в ЖТФ*.- 2010.- Т. 36.- N.3- С. 31-38.

[4]. **Andreev S. S.** Multilayer X-Ray Mirrors Based on La/B₄C and La/B₉C / S. S. Andreev, M. M. Barysheva, N. I. Chkhalo, S. A. Gusev, A. E. Pestov, V. N. Polkovnikov, D. N. Rogachev, N. N. Salashchenko, Yu. A. Vainer, and S. Yu. Zuev // *Technical Physics* .-2010.- V. 55. -P. 1168–1174.

[5]. **Салашенко Н.Н.** Физические ограничения точности измерений интерферометров с дифракционной волной сравнения. / Н.Н. Салашенко, М.Н. Торопов, Н.И. Чхало.// *Известия РАН. Серия физическая*.- 2010- Т. 74. - С. 62-65.

[6]. **Лопатин А.Я.** Новые фокусирующие многослойные структуры для рентгеновской вакуумно-ультрафиолетовой спектроскопии плазмы. / А.Я. Лопатин, В.И. Лучин, Н.Н. Салашенко, Н.И. Чхало, А.П. Шевелько, О.Ф. Якушев. // *ЖТФ*. – 2010 – Т.80. –N.7-С. 105-110.

[7]. **Володин Б.А.** Многослойные тонкопленочные фильтры экстремального ультрафиолетового и мягкого рентгеновского диапазонов. / Б.А. Володин, С.А. Гусев, М.Н. Дроздов, С.Ю. Зуев, Е.Б. Ключенков, А.Я. Лопатин, В.И. Лучин, А.Е. Пестов, Н.Н. Салашенко, Н.Н. Цыбин, Н.И. Чхало. // *Известия РАН. Серия физическая*.- 2010- Т. 74.- С. 53-57.

[8]. **Samokhvalov A. V.**, Vortex clusters and multiquanta flux lattices in thin films of anisotropic superconductors / A. V. Samokhvalov, D. A. Savinov, A. S. Mel'nikov, and A. I. Buzdin // *Phys. Rev. B* – 2010.-V. 82.- N.104511.

[9]. **Aladyshkin A. Yu.**, Reverse-domain superconductivity in superconductor-ferromagnet hybrids: Effect of a vortex-free channel on the symmetry of I-V characteristics / A. Yu. Aladyshkin, D. Yu.

Vodolazov, J. Fritzsche, R. B. G. Kramer, and V. V. Moshchalkov // Appl.Phys.Lett. – 2010. –V. 97- N. 052501.

Также принято к печати 6 статей в реферируемых журналах (ориентировочный срок публикаций - январь 2011 г.)

[1]. Н.Н. Салашенко, Н.И. Чхало. **Проект изготовления российского ЭУФ-нанолитографа для производства СБИС по технологическим нормам 22 нм.** (Принято к печати в **Известия Академии Наук. Серия Физическая**).

[2]. Д.Г. Волгунов, И.Г. Забродин, А.Б. Закалов, С.Ю. Зуев, И.А. Каськов, Е.Б. Клюенков, А.Е. Пестов, В.Н. Полковников, Н.Н. Салашенко, Л.А. Суслов, М.Н. Торопов, Н.И. Чхало. **Стенд проекционного ЭУФ-нанолитографа-мультипликатора с расчетным разрешением 30 нм.** (Принято к печати в **Известия Академии Наук. Серия Физическая**).

[3]. С.Ю. Зуев, А.Е. Пестов, Н.Н. Салашенко, А.С. Скрыль, И.Л. Струля, Л.А. Суслов, М.Н. Торопов, Н.И. Чхало. **Двухзеркальный проекционный объектив нанолитографа на $\lambda=13,5$ нм.** (Принято к печати в **Известия Академии Наук. Серия Физическая**, январь 2011).

[4]. С.Ю. Зуев, Е.Б. Клюенков, А.Е. Пестов, В.Н. Полковников, Н.Н. Салашенко, Л.А. Суслов, М.Н. Торопов, Н.И. Чхало. **Технологический комплекс для изготовления прецизионной изображающей оптики.** (Принято к печати в **Известия Академии Наук. Серия Физическая**, январь 2011).

[5]. А.Е. Пестов, В.Н. Полковников, Н.Н. Салашенко, А.С. Скрыль, И.Л. Струля, М.Н. Торопов, Н.И. Чхало. **Система освещения маски ЭУФ нанолитографа.** (Принято к печати в **Поверхность**).

[6]. Н.Н. Салашенко, А.С. Скрыль, М.Н. Торопов, Н.И. Чхало. **Расчет асферического объектива Шварцшильда для нанолитографа с рабочей длиной волны $\lambda=13,5$ нм.** (Принято к печати в **Поверхность**).

Было также сделано 25 докладов на различных международных и всероссийских конференциях. Часть доложенных результатов уже опубликована или принята к печати (см. выше), остальные научные результаты опубликованы в конференционных сборниках:

[1]. А.А.Фраерман, С.А.Гусев, Б.А.Грибков, О.Л.Ермолаева, И.М.Нефедов, И.Р.Каретникова, А.Ю.Климов, О.Г.Удалов, В.Л.Миронов – **Антивихревое состояние в ферромагнитных**

частицах крестообразной формы. Труды XIV Международного симпозиума “Нанофизика и наноэлектроника” (Нижний Новгород, 15-19 марта 2010 г.) с. 279-280

[2]. С.Н.Вдовичев, Б.А.Грибков, С.А.Гусев, А.Ю.Климов, В.Л.Миронов, В.В.Рогов и А.А.Фраерман - **Исследования состояний намагниченности в многослойных ферромагнитных частицах субмикронного размера** // Труды XIV Международного симпозиума “Нанофизика и наноэлектроника” (Нижний Новгород, 15-19 марта 2010 г.) с. 381

[3]. С.Н.Вдовичев, Б.А.Грибков, С.А.Гусев, А.Ю.Климов, В.Л.Миронов, В.В.Рогов и А.А.Фраерман – **Магнитные туннельные контакты** // Труды XIV Международного симпозиума “Нанофизика и наноэлектроника” (Нижний Новгород, 15-19 марта 2010 г.) с. 151

[4]. С.А.Гусев, Б.А.Грибков, А.Ю.Климов, Е.В. Скороходов - **Формирование наноструктур с помощью ионных и электронных пучков.** Труды XIV Международного симпозиума “Нанофизика и наноэлектроника” (Нижний Новгород, 15-19 марта 2010 г.) с.382-383

[5]. O.L. Ermolaeva, B.A. Gribkov, S.A. Gusev, A.Yu. Klimov, V.L. Mironov, V.V.Rogov, O.G. Udalov, A.A. Fraerman - **Magnetic states in cross-like nanomagnets** // Proceedings of IV Euro-Asian Symposium "Trends in MAGnetism" Nanospintronics (June 28-July 2, 2010, Ekaterinburg, Russia) p. 143.

[6]. S.N. Vdovichev, B.A. Gribkov, S.A. Gusev, A.Yu. Klimov, V.L. Mironov, V.V.Rogov, A.A. Fraerman – **Tunnel magnetoresistance of multilayer ferromagnetic nanoparticles** // Proceedings of IV Euro-Asian Symposium "Trends in MAGnetism" Nanospintronics (June 28-July 2, 2010, Ekaterinburg, Russia) p. 39.

[7]. A.A. Fraerman – **Topological hall effect in ferromagnetic nanoparticles**// Proceedings of IV Euro-Asian Symposium "Trends in MAGnetism" Nanospintronics (June 28-July 2, 2010, Ekaterinburg, Russia) p. 39.

[8]. V.L. Mironov - **Magnetic force microscopy of ferromagnetic nanoparticles**// Proceedings of IV Euro-Asian Symposium "Trends in MAGnetism" Nanospintronics (June 28-July 2, 2010, Ekaterinburg, Russia) p. 419.

[9]. С.А.Гусев, Б.А.Грибков, М.В.Сапожников, Е.В. Скороходов - **Магнитные наноструктуры: формирование и свойства.** XXIII Российская конференция по электронной микроскопии, 31 мая-4 июня 2010г., Черноголовка, стр.146-147.

[10]. В. Л. Миронов, Б.А.Грибков, О.Л. Ермолаева, А.А. Фраерман – **Магнитно-силовая микроскопия ферромагнитных наночастиц крестообразной формы.** XXIII Российская конференция по электронной микроскопии, 31 мая-4 июня 2010г., Черноголовка, стр. 152.

[11]. В. Л. Миронов, Б.А.Грибков, О.Л. Ермолаева, И.М. Нефедов, И.Р. Каретникова, И.А. Шерешевский – **Перемагничивание нанодисков CoPt с перпендикулярной анизотропией в**

поле зонда магнитно-силового микроскопа. // Труды XIV Международного симпозиума “Нанопфизика и нанопэлектроника” (Нижный Новгород, 15-19 марта 2010 г.) с. 395-396.

[12].М.М. Барышева, Ю.А. Вайнер, Б.А. Грибков, М.В. Зорина, А.Е. Пестов, Д.Н. Рогачев, Н.Н. Салашченко, И.Л. Струля, Н.И. Чхало. **Особенности изучения шероховатости подложек для многослойной рентгеновской оптики методами малоугловой рентгеновской рефлектометрии, атомно-силовой микроскопии и интерференционной микроскопии.** Труды 14-го международного симпозиума «Нанопфизика и нанопэлектроника», г. Нижный Новгород, 15-19 марта 2010 г., т.1, с. 55-56.

[13].М.М. Барышева, И.Г. Забродин, Б.А. Закалов, С.Ю. Зуев, И.А. Каськов, Е.Б. Клюенков, А.Е. Пестов, В.Н. Полковников, Д.Н. Рогачев, Н.Н. Салашченко, Н.И. Чхало. **Рефлектометр для изучения оптики в ЭУФ-диапазоне.** Труды 14-го международного симпозиума «Нанопфизика и нанопэлектроника», г. Нижный Новгород, 15-19 марта 2010 г., т.2, с. 602-603.

[14].Ю.А. Вайнер, М.В. Зорина, А.Е. Пестов, Н.Н. Салашченко, Н.И. Чхало, Р.А. Храмов. **Развитие микрошероховатости поверхности плавленого кварца и Cr/Sc покрытий при травлении ионными пучками.** Труды 14-го международного симпозиума «Нанопфизика и нанопэлектроника», г. Нижный Новгород, 15-19 марта 2010 г., т.2, с. 612-613.

[15].М.М. Барышева, Ю.А. Вайнер, М.В. Зорина, А.Е. Пестов, Д.Н. Рогачев, Н.Н. Салашченко, Н.И. Чхало. **Развитие рентгенооптических методов измерения шероховатости супергладких поверхностей.** Материалы совещания «Рентгеновская оптика – 2010», г. Черноголовка, 20-23 сентября 2010 г., с. 101-103.

[16].N.I. Chkhalo, A.E. Pestov, N.N., Salashchenko and M.N. Toropov (2010). **Manufacturing and Investigating Objective Lens for Ultrahigh Resolution Lithography Facilities**, Lithography, Michael Wang (Ed.), ISBN: 978-953-307-064-3, INTECH, Доступен на: <http://sciyo.com/articles/show/title/manufacturing-and-investigating-objective-lens-for-ultrahigh-resolution-lithography-facilities>.

[17].М.Н. Дроздов, Е.Б. Клюенков, А.Я. Лопатин, В.И. Лучин, А.Е. Пестов, Н.Н. Салашченко, Н.Н. Цыбин, Н.И. Чхало, Л.А. Шмаенок. **Термически стойкие многослойные EUV-фильтры на основе молибдена.** Труды 14-го международного симпозиума «Нанопфизика и нанопэлектроника», г. Нижный Новгород, 15-19 марта 2010 г., т.1, с. 83-84.

[18].М.М. Барышева, Ю.А. Вайнер, М.В. Зорина, А.Е.Пестов, Р.А. Храмов, Д.Н. Рогачев, Н.Н. Салашченко, Н.И. Чхало. **Эволюция шероховатости поверхности супергладких поверхностей при травлении ионным пучком. Эффект полировки.** Материалы совещания «Рентгеновская оптика – 2010», г. Черноголовка, 20-23 сентября 2010 г., с. 114-116.

[19]. Д.Г. Волгунов, С.А. Гусев, А.Ю. Климов, А.Я. Лопатин, А.Е. Пестов, А.С. Скрьль, Н.Н. Салашенко, М.Н. Торопов, Н.И. Чхало. **Формирование наноструктур методом проекционной ЭУФ литографии. Первые результаты.** Материалы совещания «Рентгеновская оптика – 2010», г. Черногловка, 20-23 сентября 2010 г., с. 158-159.

[20]. Н.Н. Салашенко, Н.И. Чхало. **Проект изготовления российского ЭУФ-нанолиитографа для производства СБИС по технологическим нормам 22 нм.** Труды 14-го международного симпозиума «Нанофизика и нанoeлектроника», г. Нижний Новгород, 15-19 марта 2010 г., т.1, с. 165-168.

[21]. Д.Г. Волгунов, И.Г. Забродин, А.Б. Закалов, С.Ю. Зуев, И.А. Каськов, Е.Б. Клюенков, А.Е. Пестов, В.Н. Полковников, Н.Н. Салашенко, Л.А. Суслев, М.Н. Торопов, Н.И. Чхало. **Стенд проекционного ЭУФ-нанолиитографа-мультипликатора с расчетным разрешением 30 нм.** Труды 14-го международного симпозиума «Нанофизика и нанoeлектроника», г. Нижний Новгород, 15-19 марта 2010 г., т.1, с. 193-194.

[22]. С.Ю. Зуев, А.Е. Пестов, Н.Н. Салашенко, А.С. Скрьль, И.Л. Струля, Л.А. Суслев, М.Н. Торопов, Н.И. Чхало. **Двухзеркальный проекционный объектив нанолиитографа на $\lambda=13,5$ нм.** Труды 14-го международного симпозиума «Нанофизика и нанoeлектроника», г. Нижний Новгород, 15-19 марта 2010 г., т.1, с. 195-196.

[23]. С.Ю. Зуев, Е.Б. Клюенков, А.Е. Пестов, В.Н. Полковников, Н.Н. Салашенко, Л.А. Суслев, М.Н. Торопов, Н.И. Чхало. **Технологический комплекс для изготовления прецизионной изображающей оптики.** Труды 14-го международного симпозиума «Нанофизика и нанoeлектроника», г. Нижний Новгород, 15-19 марта 2010 г., т.1, с. 197-198.

[24]. А.Е. Пестов, В.Н. Полковников, Н.Н. Салашенко, А.С. Скрьль, И.Л. Струля, М.Н. Торопов, Н.И. Чхало. **Система освещения маски ЭУФ нанолиитографа.** Труды 14-го международного симпозиума «Нанофизика и нанoeлектроника», г. Нижний Новгород, 15-19 марта 2010 г., т.2, с. 594-595.

[25]. М.Н. Дроздов, Ю.Н. Дроздов, М.М. Барышева, А.А. Беспалов, В.Н. Полковников, Н.И. Чхало. **Послойный анализ многослойных металлических структур Pd/V₄C, Ni/C, Cr/Sc методом ВИМС с использованием кластерных вторичных ионов: проблема повышения разрешения по глубине.** Труды 14-го международного симпозиума «Нанофизика и нанoeлектроника», г. Нижний Новгород, 15-19 марта 2010 г., т.2, с. 549-550.

Копии первых и последних страниц докладов из конференционных сборников прилагаются к отчету.

УТВЕРЖДАЮ

Директор ИФМ РАН
д.ф.-м.н., профессор
З.Ф. Красильник

«08» ноября 2010 г.

АКТ

об изготовлении

фильтров на основе силицидов молибдена и циркония

Государственный контракт № 02.740.11.0540 "Рентгенооптические и транспортные свойства металлических наноструктур" от « 22 » марта 2010 г.

Шифр «2010-1.1-121-011-002»

Комиссия в составе:

председатель	<i>Зав. отделом 160</i>	<i>Вакс Владимир Лейбович</i>
членов комиссии	<i>Главный инженер</i>	<i>Дюкин Борис Иванович</i>
	<i>с.н.с. отд. 140</i>	<i>Лукьянов Андрей Юрьевич</i>
	<i>с.н.с. отд. 120</i>	<i>Ноздрин Юрий Николаевич</i>
секретарь комиссии	<i>н.с. отд. 150</i>	<i>Вдовичев Сергей Николаевич</i>

назначенная приказом Учреждения Российской Академии Наук Институт физики микроструктур РАН 22 октября 2010г. № 67, провела приемочные испытания фильтров на основе силицидов молибдена и циркония (далее – объект испытаний). Место проведение испытаний *ИФМ РАН*.

1. Комиссией установлено

1.1. Программа испытаний выполнена полностью.

1.2. Состав и комплектность объекта испытаний соответствует технической документации.

1.3. Объект испытаний и его техническая документация выдержали приемочные испытания.

2. Выводы

2.1 Объект испытаний соответствует всем требованиям, заданным техническим заданием.

3. Замечания и рекомендации

Опытные образцы использовать для стенда ЭУФ нанолитографа на длину волны 13,5 нм.

Приложения

A1 Комплект протоколов испытаний.

A2 Ведомость соответствия результатов испытаний требованиям ТЗ.

Члены комиссии

В.Л. Вакс

Б.И. Дюкин

А.Ю. Лукьянов

Ю.Н. Ноздрин

Секретарь комиссии

С.Н. Вдовичев

Ведомость соответствия результатов научно-исследовательской работы
 требованиям технического задания государственного контракта № 02.740.11.0540
 "Рентгенооптические и транспортные свойства металлических наноструктур" от « 22 »
 марта 2010 г.

Шифр «2010-1.1-121-011-002»

№п/п	Пункт раздела ТЗ и установленные им требования	Полученные результаты	Соответствие результатов требованиям ТЗ
1	Разработка, изготовление и изучение фильтров на основе силицидов молибдена и циркония	<p>Методом магнетронного напыления с последующим отделением от подложки изготовлены многослойные свободновисящие фильтры на основе силицидов молибдена и циркония, предназначенные для использования в ЭУФ нанолитографе с рабочей длиной волны 13,5 нм. Изучено влияние длительных тепловых нагрузок в условиях вакуумного отжига на оптические и структурные характеристики фильтров. Установлено, что оптимальным с точки зрения термостойкости является Mo/ZrSi₂ фильтр. Фильтр сохранил исходные характеристики при нагреве в вакууме до 800°С в течение трех часов при остаточном давлении 5·10⁻⁷ мм рт. ст. оптимизированные с точки зрения термостойкости и высокой прозрачности на длине волны 13,5 нм. Методом вторично-ионной масс-спектрографии изучены процессы, происходящие в свободновисящей пленке при более высоких температурах нагрева –</p>	Соответствует

		<p>перемешивание слоев и окисление материала. Изготовлен свободновисящий Mo/ZrSi₂ фильтр апертурой 160 мм с прозрачностью на длине волны 13,5 нм 70,6%.</p>	
--	--	--	--

Протокол испытаний фильтров на основе силицидов молибдена и циркония

1. Наименование организации, проводящей испытание: Учреждение Российской Академии Наук Институте физики микроструктур РАН
2. Заказчик: Институт физики микроструктур РАН
3. Дата испытаний: 22.10.2010 г.
4. Наименование опытных образцов: тонкопленочные фильтры на основе многослойных структур Zr/ZrSi₂, Zr/MoSi₂, Mo/ZrSi₂ и Mo/MoSi₂.
5. Методы испытания:
 - а. Измерение прозрачности на рабочей длине волны 13,5 нм при помощи прецизионного рефрактометра с монохроматором на основе многослойных рентгеновских зеркал.
 - б. Изучение блокирующей способности в видимом и ИК диапазоне: измерение коэффициентов пропускания и отражения на длинах волн излучения He –Ne лазера ($\lambda=0,633$ мкм) и CO₂ – лазера ($\lambda=10,6$ мкм).
 - в. Изучение методом ВИМС распределения элементов по толщине пленок в исходных и отожженных при различных условиях образцах. Отжиг проводился в вакууме излучением CO₂ лазера.
6. Описание образцов: опытные образцы представляли собой свободновисящие тонкие пленки диаметром 14 мм на оправе с размерами 20x20 мм². Характерные толщины пленок составляли 50-60 нм. Изготовлен демонстрационный образец Mo/ZrSi₂ фильтра толщиной 50 нм на оправе большого размера – полукруге диаметром 160 мм (прозрачность на длине волны 13,5 нм около 70%).
7. Образцы крепятся на оправе без поддерживающей сетки.
8. Результаты испытаний:

В таблице 1 приведены оптические характеристики ряда опытных образцов фильтров различного состава. Прозрачность всех структур на длине волны $\lambda=13$ нм составляет не менее 70%. Подавление излучения на длинах волн $\lambda=0,633$ мкм и $\lambda=10,6$ мкм достигает величин $\sim 10^2$. Наружные слои MoSi₂ применены в качестве покрытий, защищающих материал пленок от окисления при высоких температурах.

Таблица 1. Оптические характеристики ряда опытных образцов фильтров различного состава.

Structure	R _{10.6} , %	T _{10.6} , %	T _{0.633} , %	T _{0.013} , %
MoSi ₂ -3.5,(Mo-2.5, ZrSi ₂ -1.5) *11, Mo-2.5,MoSi ₂ -3.5	83.2	0.84	0.72	70.6
MoSi ₂ -6,(Zr-1.5,ZrSi ₂ -1.5)*17.5,MoSi ₂ -6	77.8	2.6	0.95	73.4
(Mo-2, MoSi ₂ -3.1)*10.5	79.5	1.5	0.93	70.1
MoSi ₂ -8.3,(Zr-2, MoSi ₂ -3.1)*8.5, MoSi ₂ -8.3	74.6	3.1	1.1	72.5

Данные таблицы 2, демонстрируют влияние тепловых нагрузок на прозрачность ряда свободновисящих пленок на длине волны $\lambda = 13$ нм. Видно, что многослойная структура Mo/ZrSi₂ существенно превосходит остальные изученные структуры по стабильности оптических характеристик в условиях вакуумного нагрева.

Таблица 2. Влияние тепловых нагрузок на прозрачность ряда свободновисящих пленок на длине волны $\lambda = 13$ нм.

Структура (толщины слоев в нм)	t, °C	τ, ч	T ₀ %	ΔT%
(Zr-1.5,ZrSi ₂ -1.5)*19.5	700-740	4	74.5	7.3
ZrSi ₂ -6,(Zr-1.5,ZrSi ₂ -1.5)*17.5, ZrSi ₂ -6	950-980	3.5	73.6	9.3
MoSi ₂ -6,(Zr-1.5,ZrSi ₂ -1.5)*17.5, MoSi ₂ -6	920-940	4	73.4	4.8
MoSi ₂ -3.5,(Mo-2.5, ZrSi ₂ -1.5) *11, Mo-2.5,MoSi ₂ -3.5	780-800	3	70.6	0
MoSi ₂ -3.5,(Mo-2.5, ZrSi ₂ -1.5) *11, Mo-2.5,MoSi ₂ -3.5	960-980	6	70.6	1.1

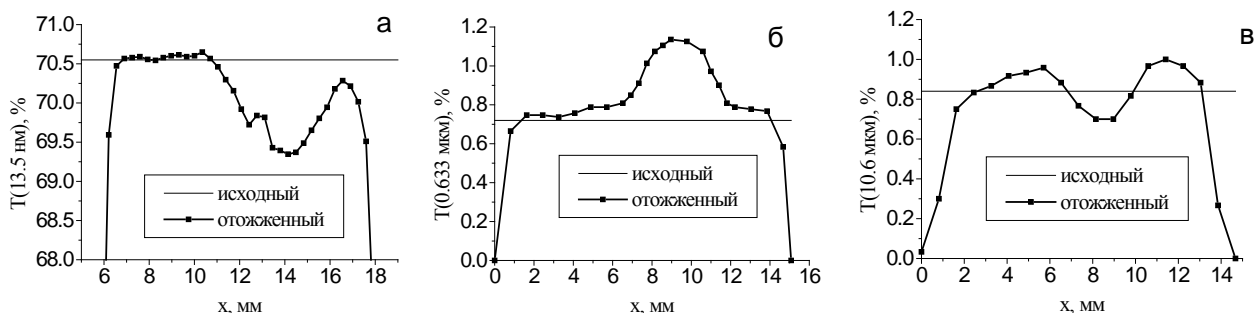


Рисунок 1. Прозрачность структуры Mo/ZrSi₂ после отжига на длинах волн: а) 13,5 нм, б) 0,633 мкм, в) 10,6 мкм.

Рисунок 1 иллюстрирует изменение оптических свойств Mo/ZrSi₂ образца на длинах волн 13 нм, 0.633 мкм и 10.6 мкм в результате 6-часового нагрева в вакууме $\sim 5 \cdot 10^{-7}$ мм рт. ст. при температуре 960-980°C.

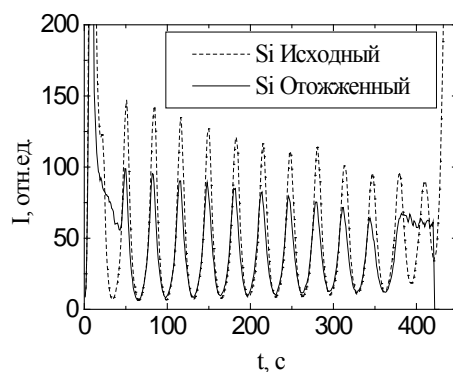


Рисунок 2. Распределение, по данным ВИМС, Si в фильтре на основе Mo/ZrSi₂ до и после отжига при 780-800°C в течение трех часов.

Сохранение модуляции послойного распределения элементов (рисунок 2) при температурах до 800°C – качественное отличие структуры Mo/ZrSi₂ от других изученных композиций, для которых замешивание слоев происходит уже при более низких температурах. При $t > 800^\circ\text{C}$ наблюдается исчезновение модуляции элементов для многослойной пленки Mo/ZrSi₂, а также проникновение кислорода вглубь структуры (рисунок 3), что приводит к снижению прозрачности фильтра на длине волны $\lambda = 13$ нм.

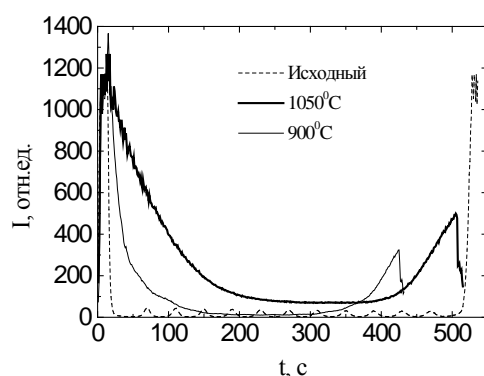


Рисунок 3. Распределение кислорода по толщине пленки для образцов Mo/ZrSi₂, отожженных в течение 7.5 часов при температурах 900°C и 1050°C, а также для исходного образца.

9. Испытания, проведенные с привлечением научно-исследовательского оборудования ИФМ РАН, позволили найти состав абсорбционного фильтра (Mo/ZrSi₂) для установок ЭУФ литографии, обеспечивающий неизменность оптических характеристик фильтра при длительном вакуумном нагреве до 800°C. Исследованы процессы, происходящие в структуре Mo/ZrSi₂ при нагреве до 1000°C и приводящие к ее деградации. Также исследовано влияние вакуумного отжига на свойства ряда других свободновисящих пленок, содержащих силициды циркония и молибдена. Изготовлен демонстрационный образец Mo/ZrSi₂ фильтра толщиной 53,5 нм на оправе большого размера – полукруге диаметром 160 мм (прозрачность на длине волны 13,5 нм составила 70,6%).

Испытания провел:
н.с. отд. №130

Лопатин А.Я.