

На правах рукописи

Горьковенко Александр Николаевич

МИКРОСТРУКТУРА, МАГНИТНЫЕ И МАГНИТОРЕЗИСТИВНЫЕ
СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННЫХ ПЛЁНОК
ТИПА (3d- МЕТАЛЛ)–ДИЭЛЕКТРИК И ПЛЁНОЧНЫХ СИСТЕМ С
КОМПОЗИЦИОННЫМИ СУБСЛОЯМИ

Специальность 01.04.11 – Физика магнитных явлений

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание ученой степени
кандидата физико-математических наук

Екатеринбург – 2016

Работа выполнена на кафедре магнетизма и магнитных наноматериалов и в отделе магнетизма твердых тел НИИ физики и прикладной математики ФГАОУ ВО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина»

Научный руководитель: доктор физико-математических наук, профессор,
Васьковский Владимир Олегович

Официальные оппоненты: **Столяр Сергей Викторович**, доктор физико-математических наук, ФГАОУ ВО «Сибирский федеральный университет», старший научный сотрудник научно-исследовательской части

Миляев Михаил Анатольевич, кандидат физико-математических наук, ФГБУН Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН, ведущий научный сотрудник лаборатории электрических явлений

Ведущая организация: ФГБОУ ВО «Челябинский государственный университет»

Защита состоится «06» декабря 2016 г. в 14.00 часов на заседании диссертационного совета Д 212.285.24 на базе ФГАОУ ВО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина» по адресу: 620000, г. Екатеринбург, пр. Ленина, 51, комн. 248 (зал заседаний диссертационного совета).

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке и на сайте ФГАОУ ВО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина», <http://lib.urfu.ru/mod/data/view.php?id=51&rid=262125>.

Автореферат разослан « » _____ 2016 г.

Ученый секретарь
диссертационного совета,
доктор физико-математических
наук, доцент

Овчинников А.С.

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность темы исследования. Магнитогетерогенные вещества на протяжении последних десятилетий являются объектом активных исследований теоретического характера и основой для широкого круга практических разработок. К их числу относятся многокомпонентные среды, в которых неоднородное состояние формируется естественным образом, благодаря ограниченной взаимной растворимости составляющих. В таком случае может реализовываться высокодисперсная структура, которая представляет собой совокупность наноразмерных выделений (гранул) магнитоупорядоченной фазы, внедренных в немагнитную матрицу [1]. Это закрепило за соответствующей микроструктурой термин гранулированное состояние. Альтернативным вариантом являются магнитогетерогенные среды, полученные искусственным образом, например, в пленочном состоянии путем послойного напыления различных веществ [2]. В том и другом случаях магнитная неоднородность является источником интересных физических явлений и практически значимых функциональных свойств, по пути изучения которых, в частности, развивается материаловедение магнитных материалов.

Магнитные гранулированные среды как таковые впервые были получены в 70-х годах XX века. Благодаря специфической микроструктуре, они представляли собой уникальную модель для изучения индивидуальных и коллективных свойств магнитных частиц в области размеров однодоменности, абсолютной однодоменности и суперпарамагнетизма. Резкое повышение интереса к ним произошло в 90-х годах, что, в первую очередь, связано с открытием явления гигантского магнитосопротивления [3]. Кроме того, было обнаружено, что пленочные композиты с ферромагнитными гранулами характеризуются наличием туннельного магнитосопротивления, аномального эффекта Холла, высокими значениями магниторефрактивного эффекта и эффекта Керра [4]. Наряду с этим в последнее время набирают популярность исследования свойств гранулированных пленок типа металл-диэлектрик в СВЧ диапазоне [5]. В значительной степени это связано с поиском эффективных метамагнитных материалов, обладающих аномалиями пропускания и поглощения микроволнового излучения. В этом отношении интересными могут оказаться композиционные пленки с концентрацией магнитной фазы выше порога перколяции, когда возникает прямой контакт между отдельными гранулами, и они образуют некое подобие сетки. Потенциал

магнитного гранулированного состояния простирается и на область 3D-записи информации [6].

Несмотря на активные исследования гранулированных пленок, ряд проблем как фундаментального, так и прикладного характера в понимании их свойств остается открытым. К ним, в частности, относятся интерпретация явления электропереноса в средах металл-диэлектрик, температурная стабильность магнитного состояния индивидуальных гранул как возможных носителей информации, возможность формирования аморфного состояния в металлических гранулах. Решение этих вопросов, так или иначе, связано с наличием достоверной информации о микроструктуре пленочных композитов. Однако многообразие методов получения и аттестации гранулированных пленок привело к существенной неоднозначности в характеристике их структурных параметров. Кроме того, имеющиеся результаты в большей мере относятся к относительно узкой области концентраций, где, как правило, наблюдается максимум туннельного магнитосопротивления. В свете же указанных выше проблем представляет интерес изучение более широкой области составов и получение целостной картины формирования гранулированного состояния.

Как отмечалось выше, к числу магнитогетерогенных объектов относятся и многослойные пленки, в которых основные магнитоупорядоченные слои разделены немагнитными прослойками. Высокий интерес исследователей к подобным структурам основан на их специфических магнитных и магниторезистивных свойствах, востребованных в магнитной сенсорике и спинтронике [7]. К числу таких свойств, в частности, относится так называемая однонаправленная анизотропия [8], для модификации которой используются проводящие или диэлектрические прослойки. В то же время пленки с гранулированными прослойками практически не исследованы. Можно ожидать, что использование последних откроет дополнительные возможности для модификации межслойного взаимодействия и гистерезисных свойств пленочных структур с однонаправленной анизотропией.

Цель и задачи работы. Цель данной работы заключается в установлении закономерностей формирования микроструктуры, магнитных и магниторезистивных свойств пленочных композитов типа 3d-металл–диэлектрик и эффектов от их использования для слоистого структурирования пленок с однонаправленной анизотропией.

Для ее достижения требовалось решить следующие задачи:

1) освоить технологию получения композиционных пленок, содержащих 3d-металлы и диэлектрические компоненты SiO_2 и Al_2O_3 , с использованием метода ионного распыления и определить условия реализации в них гранулированного состояния;

2) отработать методику измерения магниторезистивных свойств композиционных пленок;

3) исследовать влияние композиционного состава на микроструктуру, магнитные и магниторезистивные свойства пленок;

4) найти оптимальные физико-технологические условия реализации однонаправленной анизотропии в слоистой системе типа $\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}/\text{FeMn}$;

5) исследовать влияние состава и толщины композиционной прослойки на гистерезисные и магниторезистивные свойства многослойных структур с однонаправленной анизотропией;

6) оценить потенциал композиционных пленок как сред для магниторезистивных сенсоров.

Научная новизна

На основе сопоставления данных прямого и косвенного анализов микроструктуры пленок $\text{Co}_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ установлен немонотонный характер зависимости плотности гранул от концентрации Co .

В пленках типа $\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{50}/\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}$ выявлена связь между однородностью микроструктуры слоистых составляющих, с одной стороны, и эффективностью и термической устойчивостью межслойной обменной связи, с другой стороны.

Доказано различие в эффективности обменного взаимодействия антиферромагнитного слоя с двумя прилегающими ферромагнитными слоями. Найдено, что в трехслойной структуре $\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}/\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{50}/\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}$ константа межслойной обменной связи на внешнем интерфейсе в несколько раз превышает константу связи на внутреннем интерфейсе, что связывается со структурно-фазовой неоднородностью слоя $\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{50}$.

В рамках пленочной структуры с однонаправленной анизотропией типа $\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{50}/\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}$ экспериментально установлен факт многократного снижения коэрцитивной силы слоя пермаллоя при структурировании его гранулированной прослойкой. Он показывает, что основной причиной магнитного гистерезиса в пленках с однонаправленной анизотропией является поверхностная неоднородность межслойного обменного взаимодействия.

Теоретическая и практическая значимость работы. Получены дополнительные систематические данные, характеризующие микроструктуру, магнитные и магниторезистивные свойства композиционных пленок типа 3d-металл-диэлектрик в широкой области

составов, а также при варьировании температуры и условий термообработки. На их основе выработаны рекомендации по оптимизации параметров микроструктуры гранулированных пленок $\text{Co}_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ и получены образцы магниторезистивных сред, обладающие высокой температурной стабильностью резистивных свойств и величиной туннельного магнитосопротивления при комнатной температуре до 8 %. С использованием такой среды создан и испытан прототип магнитного сенсора.

Обнаружен и интерпретирован ряд новых особенностей магнитных и магниторезистивных свойств пленок с однонаправленной анизотропией, в том числе структурированных композиционной прослойкой $\text{Co}_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$. С их учетом выработаны рекомендации по оптимизации структурных параметров и условий получения магниторезистивных сред с обменным смещением. В частности, показана целесообразность использования гранулированной прослойки для контролируемого регулирования гистерезисных свойств сред с однонаправленной анизотропией.

Научные положения, выносимые на защиту

1. Количественное описание гранулированной микроструктуры пленок типа $\text{M}_x\text{D}_{100-x}$, где M – ферромагнитные $3d$ -металлы и их сплавы, D – диэлектрики SiO_2 или Al_2O_3 .

2. Немонотонный характер композиционной зависимости размеров магнитных гранул, как общее свойство гранулированных пленок на основе диэлектрических матриц.

3. Наличие связи между однородностью микроструктуры слоистых пленок $\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}/\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{50}$ и уровнем межслойного обменного взаимодействия, а также электрическое смещение подложки, как фактор повышающий однородность микроструктуры осаждаемых пленок.

4. В магниторезистивной среде с обменным смещением разделение функций формирования антиферромагнитного упорядочения в слое $\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{50}$ и носителя анизотропии магнитосопротивления между разными слоями пермаллоя в рамках структуры $\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}/\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{50}/\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}$.

5. Сильное различие в эффективности межслойной обменной связи на разных интерфейсах в трехслойной структуре $\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}/\text{FeMn}/\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}$, которое связывается со структурно-фазовой неоднородностью антиферромагнитного слоя.

6. Количественные данные по влиянию гранулированной прослойки на эффективность межслойной связи в пленочных структурах типа $\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{50}/\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}$.

7. Эффект резкого снижения магнитного гистерезиса в пленках с однонаправленной анизотропией типа $\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{50}/\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}$ при структурировании слоя пермаллоя гранулированной прослойкой $\text{Co}(\text{Al}_2\text{O}_3)$.

Степень достоверности и апробация результатов. Достоверность результатов достигается за счет применения современных технологий получения исследуемых пленочных образцов, использования современного высокоточного исследовательского оборудования, согласованием полученных результатов с уже имеющимися в литературе данными, представлением и обсуждением результатов на научных мероприятиях разного уровня, а также их опубликованием в рецензируемых научных изданиях.

Основные результаты диссертационной работы были представлены на 27 научных конференциях: Всероссийская школа-семинар по проблемам физики конденсированного состояния вещества – 2008, 2009, 2010, 2011, 2012, 2013, 2014 (Екатеринбург, Россия); Байкальская международная конференция «Магнитные материалы. Новые технологии» – 2008, 2012, 2016 (Иркутск, Россия); Всероссийская конференция по наноматериалам – 2009 (Екатеринбург, Россия); Всероссийская научная конференция студентов-физиков и молодых ученых – 2009 (Кемерово, Россия); Euro-Asian Symposium «Trends in Magnetism» – 2010 (Екатеринбург, Россия), 2013 (Владивосток, Россия), 2016 (Красноярск, Россия); IEEE Magnetics Society Summer School – 2010 (Дрезден, Германия); European Microwave Week 2010: Connecting the World – (Париж, Франция), Moscow International Symposium on Magnetism – 2011, 2014 (Москва, Россия); Всероссийская научно-техническая конференция «Физические свойства металлов и сплавов» – 2011 (Екатеринбург, Россия); Международная конференция «Новое в магнетизме и магнитных материалах» – 2012 (Астрахань, Россия); IEEE International Magnetics Conference – 2014 (Дрезден, Германия); European Conference on Magnetic Sensors and Actuators – 2014 (Вена, Австрия); Международная молодежная научной конференции «Физика. Технологии. Инновации» – 2015, 2016 (Екатеринбург, Россия); International Baltic Conference on Magnetism 2015: Focus on Biomedical Aspects – 2015 (Светлогорск, Россия); International Conference on Materials and Applications for Sensors and Transducers – 2015 (Миконос, Греция).

Публикации и личный вклад автора. По теме работы опубликовано 9 статей в журналах, определенных ВАК, и 27 работ в сборниках тезисов международных и всероссийских научных конференций. Список публикаций приведен в конце автореферата.

Выбор направления исследования, формулировка цели и задач, обсуждение результатов проводились совместно с научным руководителем Васьковским Владимиром Олеговичем. Пленочные образцы, исследованные в работе, были получены Лепаловским В.Н. Электронномикроскопическое наблюдение пленок проводилось Щеголевой Н.Н. (отдел электронной микроскопии ЦКП Института физики металлов УрО РАН). Автором лично проводились измерения магнитных и магниторезистивных свойств исследуемых объектов, выполнялась обработка, анализ и интерпретация полученных данных, подготавливались совместно с соавторами научные статьи и тезисы докладов, отражающие основные результаты исследования, представлялись полученные результаты на научных конференциях. Также автор осуществлял подготовку объектов, составлял программу измерений и обработку данных при температурных измерениях, выполненных Степановой Е.А. и Аданаковой О.А. (Центр коллективного пользования УрФУ «Современные нанотехнологии»). Изготовление и тестирование прототипов сенсоров магнитного поля на основе гранулированных пленок выполнялись совместно с Ювченко А.А. (НПО автоматике).

Диссертация состоит из введения, четырех глав, заключения, списка литературы и приложения, изложенных на 154 страницах. Список цитируемой литературы содержит 137 наименований. В тексте диссертации имеется 4 таблицы и 101 рисунок.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении обоснована актуальность исследования, выполнена постановка цели и задач работы, сформулированы основные положения, выносимые на защиту.

Первая глава представляет собой обзор результатов научных исследований по теме диссертации. В ней описываются основные типы гранулированных магнитных материалов, способы их получения, магнитные и магниторезистивные свойства. Приводится информация о методах косвенной оценки параметров микроструктуры гранулированных сред. В заключительной части изложены результаты работ, посвященных изучению обменного взаимодействия между двумя ферромагнитными слоями через гранулированную прослойку.

Во второй главе описана методика получения исследованных пленок, дана характеристика методов измерения их магнитных и

резистивных свойств, представлена модель, использованная для оценки параметров микроструктуры гранулированных пленок.

Композиционные пленки типа M_xD_{100-x} , где M – ферромагнитные $3d$ -металлы и их сплавы (Co , Fe , Ni , $Co_{90}Fe_{10}$, $Fe_{20}Ni_{80}$), D – диэлектрики SiO_2 или Al_2O_3 , и слоистые пленочные структуры типа $Fe_{20}Ni_{80}/Fe_{50}Mn_{50}$ и $Fe_{20}Ni_{80}/Fe_{50}Mn_{50}/Fe_{20}Ni_{80}/Co-Al_2O_3/Fe_{20}Ni_{80}$ были получены методом ионного распыления в атмосфере аргона. Подложками служили покровные стекла Corning. Номинальный состав гранулированных пленок задавался соотношением площадей $3d$ -металла и диэлектрика при использовании одной мозаичной мишени или скоростей распыления при использовании двух мишеней (режим сораспыления).

Прямое исследование структурного состояния выполнялось при помощи просвечивающих электронных микроскопов JEM-200 и CM 30 Super Twin. Магнитные измерения проводились на оригинальном вибрационном магнитометре, Керровском магнитометре Evico-magnetics и СКВИД магнитометре MPMS XL7. Резистивные свойства измерялись на оригинальной магниторезистивной установке и с использованием соответствующей опции вибромагнитометра LakeShore 7407VSM.

Косвенный метод оценки параметров микроструктуры гранулированных пленок был основан на аналитическом описании их кривых намагничивания с помощью формулы Ланжевена:

$$M(H) = NV M_{3d} \left(\text{cth} \alpha - \frac{1}{\alpha} \right), \text{ где } \alpha = \frac{VM_{3d}H}{kT} \quad (1)$$

В формулах использованы следующие обозначения: N – число гранул в единице объема; V – объем гранулы; k – постоянная Больцмана; T – абсолютная температура; M_{3d} – намагниченность основного состояния $3d$ -металла. Произведение трех величин перед скобками удобно обозначить как M_s , поскольку фактически это есть намагниченность насыщения пленок в основном состоянии.

Варьируемыми параметрами в выражении для $M(H)$ являются V и M_s или аналогичные им диаметр d и плотность N сферических гранул. Экспериментальные кривые $M(H)$ аппроксимировались соответствующими теоретическими зависимостями с использованием метода наименьших квадратов. Конечным результатом подгонки выступали искомые параметры микроструктуры.

В третьей главе описаны микроструктура, магнитные, резистивные и магниторезистивные свойства гранулированных пленок $3d$ -металл-диэлектрик. На основе их анализа сделано заключение о том, что механизмы гранулообразования в пленках, содержащих разные $3d$ -

металлы, качественно схожи. Поэтому в автореферате изложение результатов исследования выполнено на примере композитов, содержащих Co.

На рисунке 1 представлено изображение пленки и $\text{Co}_{50}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{50}$, полученное на электронном микроскопе высокого разрешения CM 30 Super Twin. Видно, что имеет место ячеистая структура, которую можно интерпретировать как совокупность металлических гранул, разделенных прослойками диэлектрика. Гранулы обладают округлой формой и довольно однородны по размеру. Средний диаметр составляет 5–7 нм, что меньше критического размера суперпарамагнетизма для гексагонального Co (~ 8 нм).

Температурные измерения, выполненные по методике ZFC/FC, также подтвердили, что пленки $\text{Co}_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ при концентрации $x \leq 50\%$ при комнатной температуре находятся в суперпарамагнитном состоянии. Кроме того, полученные сведения о температурах блокировки были использованы для оценки d . В частности, найдено, что при $x = 50\%$ размер гранул составляет около 5 нм, что согласуется с данными прямых наблюдений.

На рисунке 2 точками показаны фрагменты экспериментальных петель гистерезиса $M(H)$ пленок $\text{Co}_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ разного состава измеренные при комнатной температуре, а сплошными линиями – соответствующие кривые намагничивания, полученные с использованием формулы Ланжевена. Видно, что для относительно малых концентраций Co имеет место неплохое согласие экспериментальных и расчетных зависимостей. Однако оно ухудшается по мере увеличения x . Причиной этого может быть дисперсия в размерах гранул, которая не учитывалась нами. Кроме того, при $x > 50$ зависимости $M(H)$ демонстрируют наличие

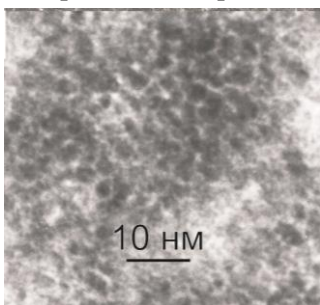


Рисунок 1 – Изображение пленки $\text{Co}_{50}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{50}$, полученное на электронном микроскопе CM 30 Super Twin.

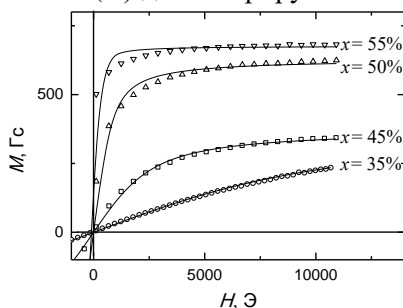


Рисунок 2 – Фрагменты петель гистерезиса пленок $\text{Co}_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ разного состава: точки – эксперимент; сплошные линии – расчет.

значительной остаточной намагниченности. Это говорит о присутствии в пленках ферромагнитной фазы и некорректности использования формулы Ланжевена для описания процесса намагничивания.

На рисунке 3 показаны зависимости диаметра d (а) и плотности N (б) гранул от состава пленок $\text{Co}_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$. В исследуемом диапазоне составов d находится в пределах $2 \div 6$ нм и монотонно снижается по мере уменьшения x . В то же время зависимость $N(x)$ обнаруживает немонотонный характер поведения с максимумом при $x \sim 35\%$. В целом это коррелирует с зависимостью $d(x)$. В области относительно малых x размер гранул остается практически постоянным, поэтому изменение состава сильно отражается на плотности частиц. В области больших составов обратная ситуация. С увеличением содержания металлической фазы размер частиц быстро растет. По-видимому, это не в последнюю очередь связано с конгломерацией частиц, приводящей к уменьшению N .

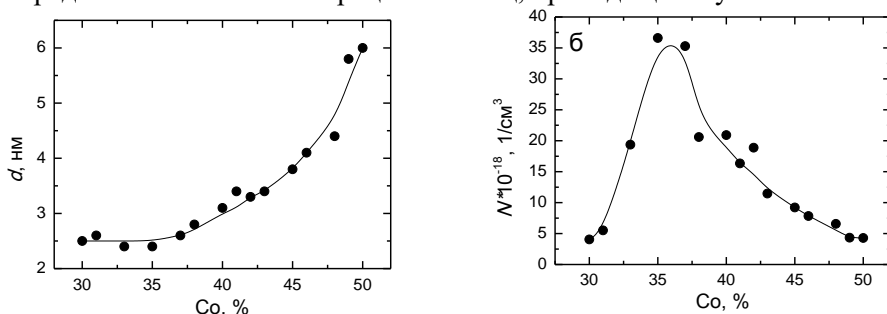


Рисунок 3 – Зависимости среднего размера (а) и плотности (б) гранул от состава пленок $\text{Co}_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$.

Измерения электросопротивления в магнитном поле показали, что исследуемым пленкам $\text{Co}_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ и $\text{Co}_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ присуще довольно большое отрицательное магнитосопротивление. Величина магниторезистивного эффекта $\Delta R/R$ определялась стандартным образом [9] в магнитном поле напряженностью до $H_{\max} = 16$ кЭ.

На рисунке 4 показаны зависимости $\Delta R/R$ от концентрации Co для двух серий пленок $\text{Co}_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ и $\text{Co}_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$. Видно, что максимумы эффекта магнитосопротивления в обоих случаях наблюдаются при $x \sim 50\%$ и составляют 5,6 и 7,8 % соответственно. Уменьшение $\Delta R/R$, имеющее место при больших концентрациях металла, может быть следствием превышения среднего размера гранул (или их конгломератов) длины свободного пробега электронов при комнатной температуре. В то время как при малых концентрациях Co к уменьшению $\Delta R/R$ может приводить увеличение расстояния между гранулами, резко снижающее туннельную

проводимость. Поскольку явных отличий в параметрах гранулированной структуры пленок на основе разных диэлектрических матриц нами не зафиксировано, то сравнительно большую величину магниторезистивного эффекта пленок $\text{Co-Al}_2\text{O}_3$ можно отнести на счет специфики электронной структуры данной матрицы, которая проявляется, в частности, в пониженном удельном сопротивлении.

Значения максимальных величин магнитосопротивления для пленок, содержащих разные 3d-металлы и их сплавы, приведены в таблице 1. Видно, что наибольший эффект наблюдается в композициях, в которых роль 3d-металла выполняет кобальт или сплав на основе кобальта и железа. Наименьшее же значение магнитосопротивления наблюдается для пленок на основе никеля, что может говорить о более интенсивном взаимном растворении компонент в системе $\text{Ni-Al}_2\text{O}_3$ по сравнению с системами $(\text{Co}, \text{Co-Fe}, \text{Fe-Ni}, \text{Fe})\text{-Al}_2\text{O}_3$. На основе этих данных нами был сделан вывод о том, что наиболее перспективной средой для дальнейшего изучения являются композиционные пленки на основе кобальта.

Температурные измерения магнитосопротивления были проведены на системе MPMS XL7 по двухзондовой методике на полосках пленок $\text{Co}_{50}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{50}$ и $\text{Co}_{50}(\text{SiO}_2)_{50}$ размерами 4×10 мм. Электроконтакты обеспечивались с помощью проводящего клея. Полученные данные позволяют заключить, что образцы обоих типов в широкой области температур обнаруживают высокую температурную стабильность магниторезистивного эффекта. Как видно из таблицы 2, величина $\Delta R/R$

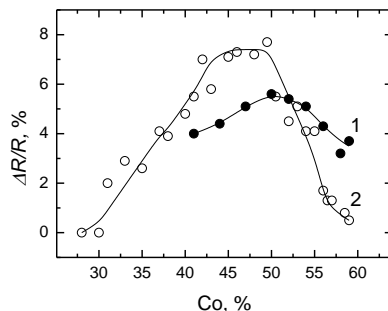


Рисунок 4 – Зависимости величины магниторезистивного эффекта от концентрации Co в пленках $\text{Co}_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ (кривая 1) и $\text{Co}_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ (кривая 2).

Таблица 1. Значения максимального магниторезистивного отношения в композитах с разными 3d-металлами и сплавами.

	$\Delta R/R, \%$
$\text{Co}_{50}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{50}$	7,8
$(\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10})_{52}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{48}$	7,8
$\text{Fe}_{50}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{50}$	2,8
$(\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80})_{50}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{50}$	2,6
$\text{Ni}_{50}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{50}$	0,6

Таблица 2. Магниторезистивный эффект (%) пленок разного состава при различных температурах.

T, K	$\text{Co}_{50}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{50}$	$\text{Co}_{50}(\text{SiO}_2)_{50}$
300	7,7	5,6
200	7,1	5,6
100	7,3	5,4

остается практически неизменной от комнатной температуры вплоть до 100 К. Эта характерная особенность композиционных пленок с диэлектрическими компонентами [10] выгодно отличает их от металлических сред с гигантским магнитосопротивлением при практическом использовании.

На основе пленки $\text{Co}_{50}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{50}$ был изготовлен прототип сенсора магнитного поля. Для этого методом фотолитографии на специально подготовленный образец были нанесены медные проводники. Они представляли собой две близкорасположенные параллельные полоски длиной 5800 мкм, шириной 15 мкм и толщиной 0,27 мкм. Расстояние между ними составляло 5 мкм. К одной паре концов подводилось электропитание, а на другой паре концов регистрировалось падение напряжения между проводниками. Для обеспечения компактности проводники были свернуты в меандры и эти меандры были вставлены один в другой. Данная конфигурация позволила снизить базовое сопротивление прототипа до 10 Ом. В результате, максимальная величина магниторезистивного эффекта такого прототипа в поле 16 кЭ составила 7,2%, а чувствительность до 0,0004 Ом/Э. Такой преобразователь может быть ориентирован на регистрацию достаточно сильных магнитных полей, например, в системах предупреждения перегрузки электрических цепей.

Четвертая глава посвящена изучению взаимодействия между ферромагнитными слоями пермаллоя, разделенными гранулированной прослойкой $\text{Co-Al}_2\text{O}_3$. Оно строилось на основе анализа гистерезисных свойств пленочных структур, в которых один из ферромагнитных слоев был закреплен (обладал однонаправленной анизотропией) за счет обменной связи с антиферромагнитным слоем $\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{50}$. В литературе имеются достаточно обширные сведения об антиферромагнетизме пленок Fe-Mn и закономерностях перемагничивания обменно-связанных с ними слоев пермаллоя. Однако, в силу высокой роли физико-технологических факторов в формировании однонаправленной анизотропии, для создания эффективной методики получения таких сред потребовалось специальное исследование.

На начальном этапе работы для реализации однонаправленной анизотропии чередовался порядок осаждения слоев, варьировалась их толщина, и использовался буферный слой тантала. В результате была получена структура $\text{Ta}(5)/\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}(40)/\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{50}(20)$ (в скобках указаны толщины слоев в нм), поле обменного смещения H_e которой составляло ~ 15 Э. Данный уровень H_e был расценен как недостаточный для проведения дальнейших исследований. В рамках совершенствования

методики был опробован прием, называемый высокочастотным электрическим смещением подложки [11]. При прочих равных условиях для образцов, полученных указанным образом, величина H_c достигала 30 Э, и, кроме того, наблюдалось двукратное уменьшение коэрцитивной силы H_c . Исследования микроструктуры и рельефа поверхности специальных образцов $Fe_{20}Ni_{80}$ показали (см. рисунок 6), что для пленок, осажденных с использованием электрического смещения, характерна более однородная микроструктура с зернами меньшего размера и более гладкая поверхность (коэффициент шероховатости $R_a = 0,5$), чем для пленок, полученных без применения этой технологии ($R_a = 0,9$).

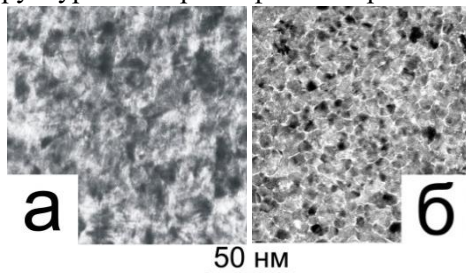


Рисунок 6 – Фотографии микроструктуры пленок $Fe_{20}Ni_{80}$, полученных в отсутствие (а) и при наличии (б) электрического смещения.

Наряду с этим нами была выдвинута идея разделения функций инициирования антиферромагнетизма в слое $Fe_{50}Mn_{50}$ и реализации заданных магнитных параметров между разными слоями пермаллоя. Ее апробация выполнена на серии пленок типа $Ta(5)/Fe_{20}Ni_{80}(L_1)/Fe_{50}Mn_{50}(20)/Fe_{20}Ni_{80}(L_2)/Ta(5)$ с варьируемыми толщинами слоев пермаллоя. При этом слой толщиной L_1 являлся основой для нанесения слоя $Fe_{50}Mn_{50}$, а слой толщиной L_2 осаждался поверх слоя $Fe_{50}Mn_{50}$. Полученные зависимости полей обменного смещения нижнего H_{e1} и верхнего H_{e2} слоев от величины L_1 при фиксированной толщине верхнего слоя $L_2=40$ нм представлены на рисунке 7. Как и следовало ожидать, с увеличением L_1 поле H_{e1} падает, а H_{e2} растет, причем наиболее интенсивно в области $0 < L_1 < 5$ нм. При больших L_1 эта тенденция ослабевает, но, тем не менее, сохраняется в широком диапазоне толщин внутреннего слоя. Интересно, что при равенстве толщин $L_1=L_2=40$ нм внешний слой обнаруживает значительно большее магнитное смещение ($H_{e2} \sim 60$ Э), чем внутренний слой ($H_{e1} \sim 10$ Э).

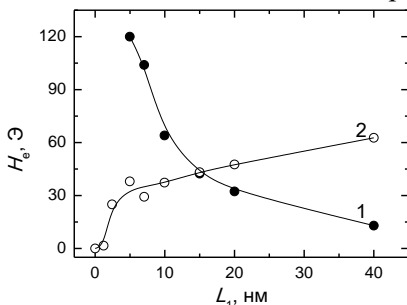


Рисунок 7 – Зависимости поля смещения нижнего (кривая 1) и верхнего (кривая 2) слоев пермаллоя от толщины нижнего слоя $Fe_{20}Ni_{80}$.

Возможными причинами обнаруженной особенности могут быть композиционная и структурная неоднородности слоя $\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{50}$, а также различие в микроструктуре и протяженности интерфейсов между двумя слоями пермаллоя и слоем $\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{50}$.

Одночасовой отжиг в вакууме выявил еще одну особенность пленок с усложненной структурой. Оказалось, что для них величины поля смещения H_{e2} и коэрцитивной силы H_{c2} имеют высокую термическую устойчивость (рисунок 8, кривые 1), тогда, как для пленок с одним слоем пермаллоя обменное смещение при термическом воздействии резко деградирует, а коэрцитивная сила значительно увеличивается (кривые 2), что, скорее всего, вызвано окислением слоя $\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{50}$.

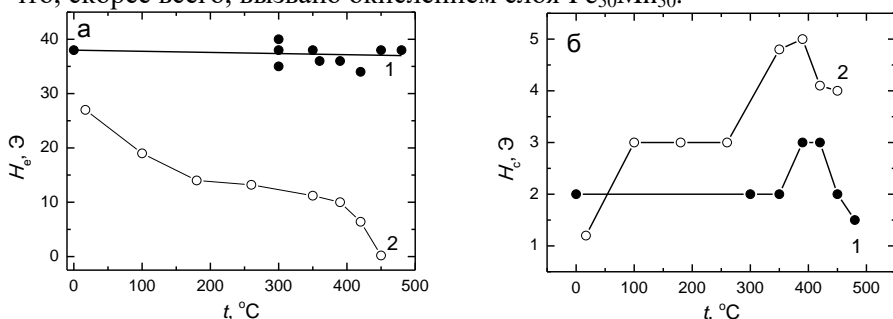


Рисунок 8 – Зависимости поля смещения (а) и коэрцитивной силы (б) от температуры отжига пленок $\text{Ta}(5)/\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}(5)/\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{50}(20)/\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}(40)/\text{Ta}(5)$ (кривые 1) и $\text{Ta}(5)/\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}(40)/\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{50}(20)$ (кривые 2).

Исследование обменной связи между двумя ферромагнитными слоями, разделенными гранулированной прослойкой, проводилось на основе базовой структуры $\text{Ta}(5)/\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}(5)/\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{50}(20)/\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}(40)/\text{Ta}(5)$. Прослойка $\text{Co-Al}_2\text{O}_3$ толщиной L вводилась во внешний слой $\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}$ толщиной 40 нм. Фактически этот слой делился на два ферромагнитных субслоя, внутренний характеризовался полем смещения H_{e2} и коэрцитивной силой H_{c2} , внешний – величинами H_{e3} и H_{c3} . Толщина прослойки L изменялась от 0 до 8 нм при трех концентрациях металлической фазы в композиции: 0; 11; 40 ат. %.

Рисунок 9 дает обобщающую количественную характеристику гистерезисных свойств структурного блока $\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}(20)/\text{Al}_2\text{O}_3(L)/\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}(20)/\text{Ta}(5)$ вышеуказанной пленочной структуры в зависимости от толщины однородной диэлектрической прослойки. Видно, что при малых L , когда весь блок перемагничивается по единой петле гистерезиса и $H_{e2} = H_{e3}$, введение прослойки приводит к значительному уменьшению обменного смещения в целом. Отсюда следует, что в блоке с прослойкой из-за толщиной неоднородности

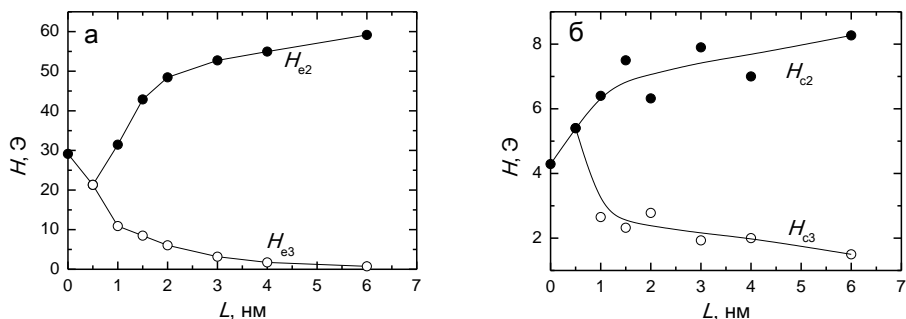


Рисунок 9 – Зависимости поля смещения (а) и коэрцитивной силы (б) субслоев блока $\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}(20)/\text{Al}_2\text{O}_3(L)/\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}(20)/\text{Ta}(5)$ от толщины прослойки.

магнитных свойств создаются «облегченные» условия для формирования при перемагничивании неколлинеарной магнитной структуры. При толщинах прослойки, превышающих 0,5 нм, блок в магнитном отношении разбивается на субслои. Понижение обменного смещения внешнего субслоя с увеличением L вызвано ослаблением его связи с внутренним субслоем, который в данном случае выступает опосредованным источником обменного закрепления. Рост H_{e2} также является результатом ослабления связи между субслоями, поскольку это приводит к уменьшению магнитного давления на внутренний субслоем со стороны внешнего субслоя.

Магнитный гистерезис блока $\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}(20)/\text{Al}_2\text{O}_3(L)/\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}(20)/\text{Ta}(5)$ с увеличением L также изменяется специфическим образом (рисунок 9, б). На начальном этапе наблюдается некоторое возрастание его коэрцитивной силы. Скорее всего, оно является следствием усиления структурной неоднородности, вносимой тонкой и, возможно, несплошной прослойкой. При образовании субслоев коэрцитивная сила внутреннего субслоя продолжает расти с увеличением L , а гистерезис внешнего субслоя существенно уменьшается. Та и другая закономерности находят естественное объяснение, если, как и в предыдущем случае, связать их с ослаблением обменной связи между субслоями.

Замена диэлектрической прослойки на гранулированную $\text{Co}-(\text{Al}_2\text{O}_3)$ не меняет общих закономерностей формирования гистерезисных свойств пленок, но придает им определенную специфику. Во-первых, раздельное перемагничивание субслоев пермаллоя реализуется при больших значениях толщины прослойки ($L > 1$ нм). Во-вторых, снижение величины H_{e3} с увеличением толщины прослойки приобретает более плавный характер и несколько понижается уровень H_{e2} . Естественно полагать, что наблюдаемые отличия связаны с присутствием в прослойке

гранул Co. В свободной пленке $\text{Co}_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ при $x < 50\%$ они суперпарамагнитны. Но в контакте со слоями пермаллоя гранулы могут переходить в ферромагнитное состояние и выступать в роли своеобразных мостиков. Они повышают эффективность обменного взаимодействия через прослойку и по мере увеличения концентрации Co обеспечивают наличие обменного смещения во все более широком интервале L .

На рисунке 10 представлены фотографии доменной структуры внешнего субслоя пермаллоя в структурном блоке $\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}(20)/\text{Co}_{40}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{60}(2)/\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}(20)/\text{Ta}(5)$, полученные при магнитооптической регистрации компоненты намагниченности, лежащей в плоскости падения-отражения светового потока (продольная мода, *а*), и перпендикулярно указанной плоскости (поперечная мода, *б*). Перемагничивание осуществлялось в плоскости пленки вдоль оси анизотропии, которая была параллельна плоскости падения-отражения света в продольной моде. Из фотографий следует, что перемагничивание внешнего субслоя пермаллоя происходит путем образования и трансформации многофазной магнитной структуры, основным элементом которой являются крупные домены, вытянутые вдоль оси анизотропии. Наряду с этим доменная структура содержит и более тонкие элементы, которые выявляются только в поперечной моде и ориентированы перпендикулярно оси анизотропии (*б*). Анализ всей картины позволяет заключить, что тонкая доменная структура присутствует только в тех местах, где намагниченности внутреннего и внешнего субслоев противоположны. Отмеченная особенность свидетельствует о том, что при послойном перемагничивании обменносвязанных ферромагнитных слоев межслойный магнитный интерфейс может формироваться не в виде спирали [12], а как объемная магнитная неоднородность наподобие ряби намагниченности [13]. Ее можно представить как магнитную структуру, в которой домены ориентированы перпендикулярно оси анизотропии и от домена к домену идет небольшое и знакопеременное отклонение намагниченности от оси анизотропии. Оно дает магнитооптический контраст в поперечной моде, но практически не заметно в продольной моде, поскольку продольная составляющая намагниченности изменяется незначительно.

В заключительной части главы описываются магнитные и магниторезистивные свойства многослойных пленок с гранулированной прослойкой $\text{Co}_{40}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{60}$ как потенциальной магниторезистивной среды для сенсоров магнитного поля. В такой среде для реализации подходящих функциональных свойств и, в частности, для уменьшения электрического

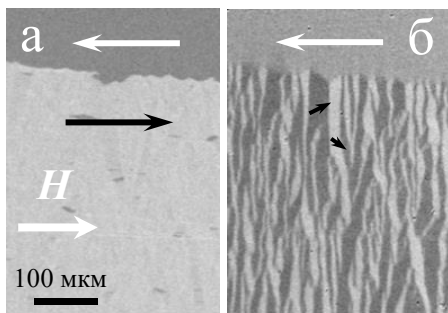


Рисунок 10 – Фотографии магнитных доменов структурного блока $\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}(20)/\text{Co}_{40}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{60}(2)/\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}(20)/\text{Ta}(5)$, полученные в продольной (а) и поперечной (б) модах.

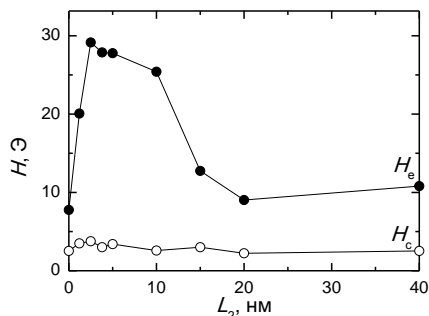


Рисунок 11 – Зависимости H_e и H_{c2} ферромагнитного блока $\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}(L_2)/\text{Co}_{40}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{60}(0,5)/\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}(40)/\text{Ta}(5)$ от толщины внутреннего субслоя пермаллоя L_2 .

шунтирования целесообразно выделять субслои пермаллоя различной толщины. Внешний субслоем должен быть относительно толстым, внутренний – иметь минимальную толщину. Рисунок 11 иллюстрирует изменение гистерезисных свойств блока $\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}(L_2)/\text{Co}_{40}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{60}(0,5)/\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}(40)/\text{Ta}(5)$ в зависимости от толщины субслоя L_2 . Несмотря на наличие прослойки, такой блок перемагничивается как целое и характеризуется параметрами H_{e2} и H_{c2} . Видно, что кривая $H_{c2}(L_2)$ имеет немонотонный характер, обнаруживая выраженный максимум в диапазоне 2÷10 нм. На этой стадии повышение H_{c2} может быть связано с нарастанием площади обменного контакта между антиферромагнетиком и ферромагнитным блоком. Так происходит до $L_2 \sim 2$ нм, пока поле обменного смещения не достигает величины ~ 30 Э, свойственной образцам с однородным внешним слоем пермаллоя. Затем характер зависимости $H_{c2}(L_2)$ меняется на противоположный, и обнаруживается тенденция к уменьшению поля обменного смещения. Она, по-видимому, является следствием нарастания объема ферромагнитного блока, участвующего в перемагничивании.

Представленные результаты показывают, что для практических целей наиболее подходящей является величина $L_2 = 5$ нм. В этой связи были исследованы многослойные пленки, внешние блоки которых имели структуру $\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}(5)/\text{Co}_{40}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{60}(L)/\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}(40)/\text{Ta}(5)$. В таких блоках субслоем толщиной 5 нм прилегал непосредственно к антиферромагнитному слою и находился с ним в прямой обменной связи, а субслоем толщиной 40 нм, обеспечивал эффект анизотропии магнитосопротивления (АМС), то есть являлся функциональным.

На рисунке 12 (кривая 1) показана зависимость поля смещения верхнего субслоя пермаллоя от толщины прослойки $\text{Co}_{40}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{60}$. Здесь и далее это поле имеет обозначение H_e , так как выступает обобщенной характеристикой среды. Как видно, с увеличением L имеет место монотонное и довольно плавное уменьшение H_e . Что касается коэрцитивной силы (кривая 2), то наиболее важной особенностью этой зависимости является существенное снижение H_c при $L \sim 2$ нм, то есть при реализации раздельного перемагничивания субслоев ферромагнитного блока.

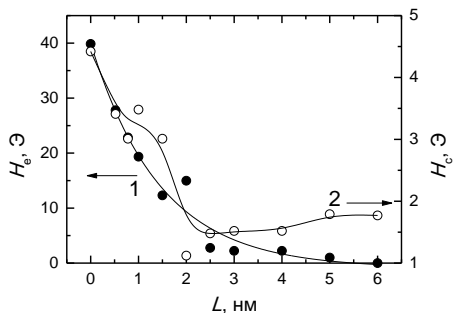


Рисунок 12 – Зависимости поля смещения (кривая 1) и коэрцитивной силы (кривая 2) функционального слоя от толщины прослойки $\text{Co}_{40}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{60}$.

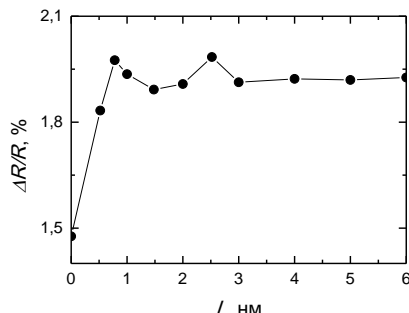


Рисунок 13 – Зависимости анизотропии магнитосопротивления от толщины гранулированной прослойки.

На рисунке 13 представлена зависимость АМС от толщины гранулированной прослойки $\text{Co}_{40}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{60}$, определенная в максимальном намагничивающем поле 60 Э. Как видно, с ростом L в области $0 \div 1$ нм имеет место существенное увеличение магнитосопротивления. Однако оно отражает не изменение величины самого эффекта, а увеличение чувствительности среды к магнитному полю. Последнее является следствием уменьшения однонаправленной магнитной анизотропии при введении гранулированной прослойки. При $L > 1$ нм поле анизотропии снижается настолько, что использованные условия намагничивания обеспечивают магнитное насыщение, и величина АМС стабилизируется. При этом следует отметить, что достигнутый уровень $\Delta R/R$ в 2 % является весьма высоким для пленок, не подвергавшихся термообработке. Это, в частности, указывает на слабый эффект шунтирования функционального слоя со стороны остальной части пленочной структуры, чему способствует наличие прослойки с низкой проводимостью.

В приложении приведены результаты экспериментов, направленных на реализацию потенциала практического применения гранулированных сред. В частности, описаны дизайн и свойства прототипа магнитного сенсора на основе гранулированной пленки $\text{Co}_{50}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{50}$, а также проанализированы некоторые особенности поглощения микроволнового излучения в пленках Co-SiO_2 и $\text{Co-Al}_2\text{O}_3$ разного состава.

ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ

1. Дана детальная количественная характеристика высокодисперсного (гранулированного) состояния металлической фазы в композитных пленках типа $\text{M}_x\text{D}_{100-x}$, где M – ряд ферромагнитных $3d$ -металлов и их сплавов, D – диэлектрики SiO_2 или Al_2O_3 . Обнаружено немонотонное изменение плотности металлических гранул с увеличением содержания M -компоненты, которое происходит на фоне роста среднего диаметра гранул в пределах от 3 до 7 нм и последующего ($x \geq 50\%$) эффекта перколяции.

2. Выработаны рекомендации по оптимизации параметров микроструктуры гранулированных пленок $\text{Co}_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ с использованием которых получены образцы магниторезистивных сред, обладающих высокой температурной стабильностью резистивных свойств и величиной туннельного магнитосопротивления при комнатной температуре до 8%. На основе такой среды создан прототип магнитного сенсора.

3. Обнаружена связь между гистерезисными свойствами пленок типа $\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}/\text{FeMn}$ с однонаправленной анизотропией и однородностью поликристаллической микроструктуры и фазового состава антиферромагнитного слоя FeMn . Показано, что применение высокочастотного электрического смещения подложек и введение в пленочную структуру дополнительного слоя пермаллоя повышают указанную однородность и тем самым способствуют усилению однонаправленной анизотропии, уменьшению коэрцитивной силы и повышению термической устойчивости обменного смещения основного магнитомягкого слоя.

4. Установлено радикальное различие в эффективности межслойной обменной связи на разных интерфейсах в трехслойной структуре $\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}/\text{FeMn}/\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}$. Константа связи на интерфейсе, который формируется при осаждении FeMn на пермаллой, примерно в 3 раза меньше, чем на интерфейсе, образующемся в результате осаждения

пермаллоя на FeMn. Предполагается, что причиной указанных различий является структурно-фазовая неоднородность антиферромагнитного слоя.

5. Обнаружены качественные особенности и дана количественная характеристика магнитных и магниторезистивных свойств пленок с однонаправленной анизотропией, структурированных композиционной прослойкой $\text{Co}_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$. На примере структурной композиции $\text{FeMn}/\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}/\text{Co}_{40}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{60}/\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}$ показано, что:

1) при толщине гранулированной прослойки, обеспечивающей раздельное перемагничивание субслоев пермаллоя, происходит резкое уменьшение коэрцитивной силы субслоя, не имеющего непосредственного контакта с антиферромагнитным слоем;

2) антипараллельная ориентация намагниченностей в обменносвязанных субслоях пермаллоя сопровождается образованием объемной магнитной неоднородности типа «рябь намагниченности»;

3) изменение толщины субслоя пермаллоя, прилегающего к слою FeMn, приводит к немонотонному изменению поля обменного смещения в смежном субслое пермаллоя.

На основе установленных закономерностей выработаны рекомендации по использованию гранулированной прослойки для контролируемого регулирования гистерезисных свойств сред с однонаправленной анизотропией.

СПИСОК ПУБЛИКАЦИЙ АВТОРА ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИИ

Статьи в рецензируемых научных журналах и изданиях, определенных ВАК Министерства образования и науки РФ:

1. Васьковский В.О., Горьковенко А.Н., Лепаловский В.Н., Ювченко А.А., Щеголева Н.Н. Влияние состава и термической обработки на свойства и микроструктуру пленок Co-SiO_2 // Известия высших учебных заведений. Физика. – 2011. – Т. 54. – С. 3-8.

2. Gorkovenko A.N., Vas'kovskiy V.O., Lepalovskij V.N., Shchegoleva N.N. The features of the structure and magnetic properties of Co-SiO_2 , $\text{Co-Al}_2\text{O}_3$ composite films with Tunneling Magnetoresistance effect // SSP. – 2012. – Vol. 190. – P. 474-477.

3. Gorkovenko A.N., Lepalovskij V.N., Vas'kovskiy V.O., Savin P.A., Shchegoleva N.N. Effect of substrate RF-bias on exchange coupling in $\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}/\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{50}$ films // SSP. – 2014. – Vol. 215. – P. 278-283.

4. Горьковенко А.Н., Лепаловский В.Н., Савин П.А., Васьковский В.О. Влияние условий получения на магнитные и магниторезистивные

свойства пленок $\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}/\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{50}$ // Известия РАН. Серия физическая. – 2014. – Т. 78. – С. 1168-1170.

5. Vaskovskiy V.O., Lepalovskij V.N., Gorkovenko A.N., Savin P.A., Kulesh N.A., Shchegoleva N.N. Influence of Interlayer Interfaces on Exchange Coupling in Multilayer Magnetoresistive Films with $\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{50}$ Layers // IEEE Transactions on Magnetics. – 2014. – Vol. 50. – P. 4800504.

6. Васьковский В.О., Горьковенко А.Н., Лепаловский В.Н., Кулеш Н.А., Савин П.А., Свалов А.В., Степанова Е.А., Щеголева Н.Н., Ювченко А.А. Магниторезистивная среда на основе пленочной структуры $\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}/\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{50}$ // ЖТФ. – 2015. – Т. 85. – С. 118-125.

7. Yuvchenko A.A., Lepalovskij V.N., Savin P.A., Gorkovenko A.N., Kulesh N.A., Vas'kovskiy V.O. Optimization of functional parameters of magnetoresistive $\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}/\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{50}/\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}$ films // IEEE Transactions on Magnetics. – 2015. – Vol. 51. – P. 2500304.

8. Васьковский В.О., Аданакова О.А., Горьковенко А.Н., Лепаловский В.Н., Свалов А.В., Степанова Е.А. Влияние температуры на характеристики перемагничивания ферромагнитных слоев 3d-металлов в составе обменно-связанных структур на основе FeMn // Физика металлов и металловедение. – 2015. – Vol. 116. – P. 1235-1241.

9. Gorkovenko A.N., Lepalovskij V.N., Adanakova O.A., Vas'kovskiy V.O. Using granular $\text{Co-Al}_2\text{O}_3$ spacer for optimization of functional parameters of the $\text{FeMn}/\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}$ magnetoresistive films // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering. – 2016. – Vol. 108. – P. 012041.

СПИСОК ЦИТИРУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Dubiel, B. TEM and electron holography analyses of granular and thin layered Cu–Co magnetic materials / B. Dubiel, D. Wolf, A. Czyska-Filemonowicz // Ultramicroscopy. – 2010. – Vol. 110 (5). – P. 433-437.

2. Barthelemy, A. Handbook of Magnetic Materials / A. Barthelemy, A. Fert, F. Petroff; ed. by K.H.J. Buschow. – Amsterdam: North Holland, 1999. – Vol. 12. – P. 1–96.

3. Xiao, J.Q. Giant magnetoresistance in nonmultilayer magnetic systems / J. Q. Xiao, J. S. Jiang, C. L. Chien // Phys. Rev. Lett. – 1992. – Vol. 68. – P. 3749–3752.

4. Polyakov, V.V. Magneto–Optical Kerr Effect Enhancement in Co–Ti–O Nanocomposite Films / V.V. Polyakov, K.P. Polyakova, V.A. Seredkin, G.S. Patrin // Solid State Phenomena. – 2012. – Vol. 190. – P. 506–509.

5. Антонец, И.В. Статическая и динамическая проводимость аморфных наногранулированных композитов «металлдиэлектрик» / И.В.

Антонец, Л.Н. Котов, О.А. Кирпичёва, Е.А. Голубев, Ю.Е. Калинин, А.В. Ситников, В.Г. Шавров, В.И. Щеглов // Радиотехника и электроника. – 2015. – Т. 60. – С. 839–850.

6. Khizroev, S. Multilevel and Three-Dimensional Nanomagnetic Recording /S. Khizroev, R. Chomko, I. Dumer, D. Litvinov, D.bc; ed. by M.M. Eshaghian-Wilner . – Hoboken: John Wiley & Sons, 2009. – P. 127–201.

7. Ripka, P. Handbook of Magnetic Materials / P. Ripka, K. Zaveta; ed. by K.H.J. Buschow. – Amsterdam: North Holland, 2009. – Vol. 18. – P. 347–420.

8. Berkowitz, A.E. Contemporary Concepts of Condensed Matter Science / A.E. Berkowitz, R.H. Kodama; ed. by D.L. Mills, J.A.C. Bland. – Amsterdam: North Holland, 2006. – Vol. 1. – P. 115–152.

9. Васьковский, В.О. Магнетизм наносистем на основе редкоземельных и 3d-переходных металлов / В.О. Васьковский, В.Н. Лепаловский, П.А. Савин, А.А. Ювченко; под ред. В.О. Васьковского. – Екатеринбург: Изд-во Уральского университета, 2008. – С. 119–172.

10. Honda, S. Tunneling magnetoresistance in ultrathin Co–SiO₂ granular films / Honda S., Yamamoto Y. // J. Appl. Phys. – 2003. – Vol. 93. – P. 7936–7938.

11. Tsang, C. Exchange induced unidirectional anisotropy at FeMn–Ni₈₀Fe₂₀ interfaces/ C. Tsang, N. Heiman, K. Lee // J. Appl. Phys. – 1981. – Vol. 52. – P. 2471–2473.

12. Hubert, A. Magnetic domains. The analysis of magnetic microstructures / A. Hubert, R. Schäfer. – Berlin: Springer Science & Business Media, 1998. – 696 p.

13. Хасс, Г. Физика тонких пленок. Современное состояние исследований и технические применения: Пер. с англ. / Г. Хасс. – М.: Мир, 1967. – 343 с.