

На правах рукописи



Свалов Андрей Владимирович

**Влияние размерного и структурного факторов на магнетизм
многослойных пленок на основе $3d$ - и $4f$ -металлов**

Специальность 01.04.11 – Физика магнитных явлений

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание ученой степени
доктора физико-математических наук

Екатеринбург – 2017

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 консультант: доктор физико-математических наук,
профессор,
Васьковский Владимир Олегович

Официальные оппоненты: **Грановский Александр Борисович**, доктор физико-математических наук, профессор, ФГБОУ ВО «Московский государственный университет имени М.В. Ломоносова», профессор кафедры магнетизма

Гаврилюк Алексей Александрович, доктор физико-математических наук, доцент, ФГБОУ ВО «Иркутский государственный университет», профессор кафедры общей и экспериментальной физики


Сухоруков Юрий Петрович, доктор физико-математических наук, ФГБУН «Институт физики металлов имени М.Н. Михеева» УрО РАН, г. Екатеринбург, зав. лабораторией магнитных полупроводников

Ведущая организация: ФГБОУ ВО «Тверской государственный университет», г. Тверь

Защита состоится «08» июня 2017 г. в 13.00 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=265995>.

Автореферат разослан « » _____ 2017 г.

Ученый секретарь диссертационного совета,
доктор физико-математических наук, доцент  Овчинников А.С.

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность темы исследования

Тонкие магнитные плёнки и мультислой занимают значительное место в современной научно-технической деятельности. Этому способствует развитие новых областей их применения таких как микро- и нанoeлектроника, спинтроника, а также постоянное совершенствование методов и техники исследования. Повышение плотности магнитной записи информации, миниатюризация устройств магнитоэлектроники делает необходимым учёт размерного фактора, поскольку малая протяжённость объектов вдоль одной из координат определяет специфику целого ряда физических, в том числе магнитных свойств. Однако пространственная ограниченность - не единственная особенность плёночных систем. Как правило, в реальных устройствах функциональные магнитные слои соседствуют с технологически обусловленными слоями металлов, полупроводников и изоляторов, которые существенным образом могут влиять на фундаментальные свойства магнитных плёнок.

Объекты, исследованные в работе, можно условно разделить на три группы: 1) плёнки переходных 3d-металлов (ПМ) и их сплавов, 2) многослойные плёнки редкоземельных металлов, 3) многослойные плёнки, содержащие слои 3d-металлов и редкоземельных металлов.

Магнитомягкие плёнки пермаллоя и плёнки кобальта являются объектами пристального внимания исследователей на протяжении уже десятков лет, а полученные результаты были обобщены в ряде монографий [1,2]. Этот интерес имеет не только познавательную составляющую по изучению особенностей свойств тонкоплёночного состояния ферромагнетиков, яркими представителями которых являются данные материалы, но и связан с их широким использованием в микроэлектронике [3]. Новая волна интереса к таким плёнкам была связана с открытием явления гигантского магнитосопротивления (ГМС) и создания на его основе ГМС-сенсоров для накопителей информации на жёстких дисках, устройств магнитной записи, электронных систем навигации и детектирования положения и движения объектов, биосенсоров [4,5]. Кроме того, в настоящее время он поддерживается перспективой создания новых устройств спинтроники, в частности, плёночных накопителей информации с высокой плотностью на основе магнитных вихрей [6,7].

Магнитное упорядочение в редкоземельных металлах (РЗМ) обусловлено дальнедействующим косвенным обменным взаимодействием, осуществляющимся через электроны проводимости. Поэтому магнитные свойства РЗМ в большой степени зависят от структурного состояния соответствующих реальных объектов [8]. При изучении особенностей

магнетизма плёнок РЗМ с практической точки зрения в подавляющем числе случаев выбираются слоистые структуры, содержащие сильномагнитные компоненты, т.е. металлы, обладающие высокими температурами магнитного упорядочения – Gd, Tb, Dy. Из них гадолиний имеет наибольшую температуру Кюри (293 К). Кроме того, вышеуказанные металлы сильно отличаются по величине магнитной анизотропии. Сферичность электронной оболочки ионов Gd приводит к низкой кристаллической магнитной анизотропии, а анизотропные ионы Tb формируют высокую одноионную анизотропию [8]. Последнее обстоятельство лежит в основе практического интереса к многослойным РЗМ/ПМ плёнкам с Tb как средам для перпендикулярной магнитной записи информации. Однако при анализе специфики магнетизма редкоземельных металлов в тонкопленочном состоянии предпочтение отдаётся гадолинию [9]. Кроме того, гадолиний является «классическим» магнитокалорическим материалом, интерес к которому в последние годы только возрастает [10], а, как было показано недавно [11], многослойный пленочный материал может обладать определенными преимуществами с точки зрения магнитокалорического эффекта перед аналогичным объемным материалом. К их числу относят возможность тонкой «настройки» собственных свойств магнетика путем соответствующей адаптации макроскопических параметров, таких как размер, форма и взаимное расположение элементов [10].

Многослойные РЗМ/ПМ плёнки на протяжении многих лет находятся в поле зрения исследователей [2]. На их примере было ярко продемонстрировано существование обменного взаимодействия между сопрягающимися поверхностями разнородных магнетиков, и фактически, указан способ искусственного формирования сложных магнитных структур. Интерес к РЗМ/ПМ слоистым пленочным структурам устойчив до настоящего времени. Этому способствовало несколько обстоятельств, среди которых безуспешные попытки повышения энергетического произведения в магнитотвердых материалах [12] и создания новых материалов для термомагнитной записи информации [13]. Спонтанная намагниченность РЗМ/ПМ мультислоёв, содержащих тяжёлые редкоземельные металлы, формируется в соответствии с общими принципами ферромагнетизма РЗМ-ПМ систем. Однако локализация отрицательного обменного взаимодействия в межслойной области приводит к высокой чувствительности спонтанной намагниченности к геометрическим, структурным и композиционным характеристикам многослойных плёнок. При этом остаётся открытым целый ряд важных вопросов о физике данных магнитных сред, в частности, об особенностях перемагничивания многослойных РЗМ/ПМ плёнок, условиях возникновения неколлинеарной структуры, роли немагнитных прослоек. Для поиска ответов на обозначенные вопросы нам представлялось интересным,

наряду с прочими возможностями, заменить РЗМ-слои слоями аморфных сплавов редкоземельных и переходных 3d-металлов (РЗ-ПМ), так как, по сравнению с чистыми РЗМ металлами, двухкомпонентные РЗ-ПМ составы обладают более высокой температурой Кюри и, в частности, сохраняют магнитное упорядочение при комнатной температуре.

Исследованные в работе плёночные системы были получены методом магнетронного напыления – разновидностью ионно-плазменного распыления. Структурное совершенство приготовленных данным способом поликристаллических плёнок несколько уступает качеству монокристаллических слоёв, полученных с помощью молекулярно-лучевой эпитаксии. Однако к преимуществам магнетронного напыления можно отнести его относительную простоту, достаточно высокую производительность, а также вариативность при осаждении разнородных материалов (проводников и изоляторов, чистых элементов и сплавов) и формировании сложных плёночных структур, в том числе в промышленных масштабах. Поэтому в настоящей работе именно данный метод был выбран для приготовления плёночных объектов, что позволило существенно углубить представления о связи структуры и магнитных свойств широкого круга магнитоупорядоченных веществ.

Цель работы

Установление, интерпретация и феноменологическое описание общих закономерностей влияния размерного и структурного факторов на магнетизм пленок и многослойных структур на основе 3d- и 4f-металлов.

Задачи исследования

1. Исследование влияния особенностей структуры, немагнитных и слабомагнитных прослоек на магнитные и магниторезистивные свойства многослойных плёнок пермаллоя, полученных магнетронным распылением.
2. Выявление наличия и роли переходных межслойных областей в формировании магнитных свойств многослойных плёнок Co/Si.
3. Изучение влияния толщины на структуру слоёв редкоземельных металлов в многослойных плёнках гадолиния и тербия с различными типами немагнитных прослоек. Определение вкладов размерного фактора и межслойных областей в формирование магнитных свойств данных плёнок.
4. Исследование влияния структурной неоднородности слоёв гадолиния на особенности магнитокалорического эффекта в многослойных пленках Gd/Ti.

5. Изучение закономерностей межслойной связи в ферромагнитных плёночных структурах типа $[\text{Gd-Co/Co}]_n$. Построение моделей индуцированных фазовых переходов в указанных средах. Определение и интерпретация магнитных свойств вблизи состояния магнитной компенсации слоистого ферромагнетика.
6. Выработка рекомендаций по использованию слоистого структурирования для оптимизации функциональных свойств магнитных материалов с эффектами гигантского магнитного импеданса и гигантского магнитосопротивления.

Научная новизна работы

Впервые выявлено и объяснено влияние толщины буферного слоя T_i на структуру и магнитные свойства плёнок пермаллоя. Показано, что оно состоит в текстурировании пермаллоя, эффективность которого зависит от собственной кристаллической структуры T_i , кардинально изменяющейся при варьировании его толщины.

Однозначно установлено, что слоистое наноструктурирование является эффективным фактором влияния на параметры столбчатой микроструктуры и наведённую перпендикулярную магнитную анизотропию толстых плёнок пермаллоя. Введение тонких немагнитных или слабомагнитных прослоек рассматривается как новый способ устранения «закритического магнитного состояния» и толщинной стабилизации гистерезисных свойств магнитомягких плёночных материалов.

Предложена модель гранулированного межслойного интерфейса, позволяющая объяснить сильное влияние кремния на магнетизм слоёв Co в многослойных наноструктурах $[\text{Co/Si}]_n$.

Дана трактовка изменениям магнитных свойств плёночных структур с обменным смещением типа FeNi/FeMn в результате термообработки в кислородосодержащей атмосфере, которая исходит из частичного селективного окисления Mn и возникновения в антиферромагнитном слое FeMn ферромагнитной фазы на основе $\alpha\text{-Fe}$.

Экспериментально установлена и количественно описана трансформация структуры плёнок редкоземельных металлов от поликристаллического до аморфного состояния в зависимости от параметров их слоистого структурирования прослойками T_i и Si . Важным элементом в механизме структурных преобразований является изменение относительного объёма аморфизированных межслойных интерфейсов при варьировании толщины редкоземельных слоёв.

Выявлены некоторые механизмы изменения магнитных свойств редкоземельных слоёв Gd и Tb при наноструктурировании, которые включают действие размерного фактора на температуру Кюри

ферромагнитной фазы, а также её преобразование в суперпарамагнитную фазу и фазу типа «спиновое стекло».

Для наноструктурированных плёнок Tb и Gd установлены связи между особенностями структуры, с одной стороны, магнитосопротивлением и характером перехода из магнитоупорядоченного в парамагнитное состояние, с другой стороны. Указано на наличие у плёнок Gd определённого технического потенциала как модифицированного магнитокалорического материала.

В рамках совместного применения моделей «размерного фактора» и «переноса заряда» дано объяснение качественному и количественному преобразованиям в температурной зависимости спонтанной намагниченности аморфных ферримагнитных плёнок Gd-Co, которые наблюдаются при их наноструктурировании.

Показано, что многослойные плёнки $[Gd-Co/Co]_n$ можно квалифицировать как искусственные слоистые ферримагнетики, в которых под действием магнитного поля наблюдается индуцированный пороговый переход в состояние с неколлинеарной магнитной структурой, удовлетворительно описываемый в рамках модели слабоанизотропного объёмного ферримагнетика.

Сформулирована и на основе ферримагнитных плёнок Gd-Co реализована концепция термочувствительного спинового клапана.

Теоретическая и практическая значимость работы

В работе установлены связи между важными с прикладной точки зрения магнитными параметрами плёнок и многослойных структур и их структурными и толщинными характеристиками. На основе результатов проведённого научного исследования сформулированы рекомендации по получению плёночных материалов с оптимизированными магнитными и магниторезистивными свойствами, часть из которых реализована в виде двух патентов на изобретение. Полученные результаты могут использоваться при разработке высокочувствительных датчиков магнитного поля и температуры.

Методы и методология исследований

Исследованные в работе плёнки были получены методом ионно-плазменного распыления. Для контроля состава образцов использовались рентгеноспектральный микроанализ, рентгенофлуоресцентный анализ, рентгеновский фотоэлектронный и Оже-спектральный анализы. Для изучения структурного состояния плёнок были привлечены методы просвечивающей электронной микроскопии, сканирующей электронной микроскопии, атомно-силовой микроскопии и рентгеновской дифракции. Измерения магнитных свойств проводились с помощью

высококочувствительного вибрационного магнитометра и СКВИД-магнетометра, автоматического вращательного анизометра, рефлектометрии поляризованных нейтронов, магнитооптической магнитометрии и магнитной силовой микроскопии. Доменную структуру наблюдали также методом порошковых фигур и Керр-микроскопии. Измерения резистивных и магниторезистивных свойств плёнок выполнялись четырёхзондовым методом. Для анализа экспериментальных данных применялось численное моделирование и математические методы подгонки аналитически рассчитанных кривых к экспериментальным зависимостям.

Положения, выносимые на защиту:

1. Микроструктурой и величиной перпендикулярной магнитной анизотропии плёнок пермаллоя при магнетронном способе их получения можно управлять посредством варьирования давления рабочего газа аргона.
2. Кристаллическая структура плёнок Ti зависит от их толщины. Благодаря этому, можно целенаправленно задавать степень совершенства кристаллической структуры плёнок пермаллоя, осаждённых с использованием буферного слоя Ti.
3. Наноструктурирование толстых плёнок пермаллоя прослойками Ti и Gd-Co позволяет управлять их гистерезисными свойствами, обеспечивая высокую магнитную мягкость плёночных структур в широком диапазоне толщин ферромагнитных слоёв.
4. Особенности магнетизма Co в составе наноструктур $[\text{Co/Si}]_n$ могут быть объяснены в рамках модели гранулированных межслойных интерфейсов.
5. В плёночных системах FeNi/FeMn с обменным смещением частичное окисление антиферромагнитного слоя FeMn и возникновение в нём ферромагнитной фазы обогащенной α -Fe является причиной изменения гистерезисных свойств.
6. Толщина слоёв редкоземельных металлов и, отчасти, материал немагнитных прослоек в плёнках $[\text{Tb/Ti}]_n$, $[\text{Tb/Si}]_n$ и $[\text{Gd/Ti}]_n$ определяют структурное состояние и особенности их магнитных свойств.
7. Структурная неоднородность в тонких слоях гадолиния приводит к расширению диапазона температур Кюри ΔT_C в многослойных пленках Gd/Ti, что вызывает увеличение ширины максимума на температурной зависимости изменения магнитной энтропии ΔS_M .
8. Магнитные свойства многослойных плёнок $[\text{Gd-Co/Co}]_n$, включая индуцированные магнитные фазовые переходы, описываются в рамках модели коллинеарного ферримагнетизма.

9. В плёночных структурах Gd-Co/Co/Cu/Co получен эффект гигантского магнитосопротивления, на основе которого реализована концепция термочувствительного спинового клапана.

Достоверность результатов и апробация работы

Результаты, представленные в диссертационной работе, базируются на совокупности современных и взаимодополняющих методик исследования многослойных плёночных систем. Выводы работы не имеют принципиальных расхождений с имеющимися экспериментальными и теоретическими данными других исследователей.

Результаты, включённые в диссертацию, были представлены и обсуждались на: Байкальской международной конференции “Магнитные материалы”, Иркутск (2003, 2010, 2012, 2014, 2016); Soft Magnetic Materials conference (2003-Duesseldorf, 2005-Bratislava, 2007-Cardiff, 2009- Torino, 2011-Kos Island, 2013- Budapest); Международной конференции «Новые магнитные материалы микроэлектроники», Москва (2004, 2006, 2009); Euro-Asian Symposium “Trends in MAGnetism” EASTMAG (2004-Красноярск, 2007-Казань, 2010-Екатеринбург, 2016-Красноярск); Moscow International Symposium on Magnetism MISM, Москва (2005, 2008, 2011, 2014); Научно-технической конференции «Физические свойства металлов и сплавов», Екатеринбург (2005, 2007, 2009); Joint European Magnetic Symposia JEMS (2006-San Sebastian, 2012- Parma); Совещании по физике низких температур (2006-Ростов-на-Дону, 2009- Черногловка); Joint MMM/Intermag Conference (2007-Maryland, 2010-Washington); International Magnetic Conference Intermag (2008-Madrid, 2014-Dresden); Всероссийской конференции по наноматериалам, Екатеринбург (2009); Seeheim Conference on Magnetism, Frankfurt (2010); International Workshop on Non-Crystalline Solids, Barcelona (2010); Recent Trends in Nanomagnetism, Spintronics and their Applications, Ordizia (2011, 2015); Trends in Nanotechnology International Conference, Tenerife (2011); European Magnetic Sensors & Actuators Conference EMSA (2012-Prague, 2016-Torino); International Conference on Magnetic Refrigeration at Room Temperature, Grenoble (2012); International Symposium on Metastable, Amorphous and Nanostructured Materials ISMANAM (2013-Torino, 2015- Paris); Donostia International Conference on Nanoscaled Magnetism and Applications DICNMA, San Sebastian (2013); IEEE International Magnetism Conference INTERMAG Europe, Dresden (2014); International Conference on Materials and Applications for Sensors and Transducers IC-MAST, Bilbao (2014); International Symposium on Spin Waves, Санкт-Петербург (2015); International Baltic conference on magnetism IBCM, Светлогорск (2015); International Conference on Magnetism ICM, Barcelona (2015).

Публикации

По теме диссертации опубликованы 58 статей в российских и зарубежных журналах, рекомендуемых ВАК РФ для публикации материалов докторских диссертаций, 2 описания патентов на изобретения.

Личный вклад автора

Личный вклад автора заключается в выборе направления и объектов исследования, постановке задач и выборе методов их решения. Автор непосредственно участвовал в создании технологической базы и получении тонких плёнок и многослойных плёночных структур. Эксперименты, результаты которых приведены в диссертации, подготовлены и проведены либо автором лично, либо при его участии. Автором или при его прямом участии дана интерпретация всех представленных экспериментальных результатов, предложены описанные в диссертации новые физические модели и осуществлена публикация полученных результатов.

Структура и объем диссертации

Диссертация состоит из введения, пяти глав, заключения и списка цитируемой литературы. Общий объем диссертации составляет 299 страниц, включая 172 рисунка, 11 таблиц и список использованных источников из 431 наименования.

СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении представлена общая характеристика работы: обоснована актуальность исследования, сформулированы цели и задачи работы, приведены основные результаты, отражены их новизна, научное и практическое значение, освещена апробация работы.

В первой главе дано детальное описание вариаций структурного состояния и гистерезисных свойств плёнок пермаллоя, полученных методом магнетронного распыления. Введение дополнительного слоя - так называемого «буферного слоя» или «подслоя» - между подложкой и основной плёнкой является эффективным способом влияния на структуру растущей плёнки. Было изучено воздействие на структуру и магнитные свойства плёнок пермаллоя часто используемых подслоёв Cu, Cr и Ta и малоисследованного подслоя Ti. Обнаружено, что плёнки $Fe_{20}Ni_{80}$, осаждённые на подслои Ta и Ti, обладают г.ц.к. решёткой с хорошей кристаллическостью и остротой кристаллографической текстуры, особенно в случае Ti (рисунок 1,а), при этом плёнки на буферном покрытии Ti обладали наименьшей коэрцитивной силой и наибольшим магнитосопротивлением. Однако степень совершенства структуры и остроты кристаллографической

текстуры плёнки FeNi зависит от толщины подслоя Ti (рисунок 1,б). Было найдено, что собственная кристаллическая структура слоя Ti зависит от его толщины, при увеличении которой последовательно меняется тип кристаллической решётки Ti в следующем порядке: г.ц.к. → о.ц.к. → г.п.у. Таким образом, при определённых толщинах подслоя Ti обладает г.ц.к. решёткой, что позволяет формировать плёнки пермаллоя с высокой степенью кристаллической текстуры типа (111), обеспечивающей высокие магнитомягкие свойства плёнок FeNi.

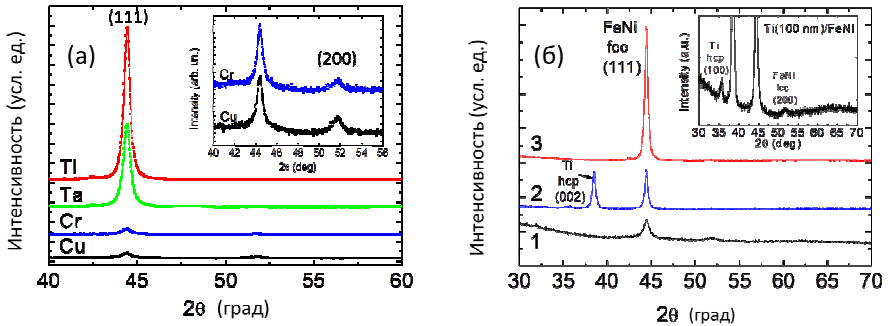


Рисунок 1 - Дифрактограммы плёнок FeNi(100 нм), осаждённых на подслои разного состава (а); на подслои Ti различной толщины (б): без подслоя (1), 100 нм (2) и 10 нм (3)

Исследованные в работе плёнки Fe₂₀Ni₈₀ имели перпендикулярную составляющую магнитной анизотропии (ПМА). С помощью изображений поперечного излома пленок толщиной 200 нм, полученных на сканирующем микроскопе, и метода малоуглового рассеяния рентгеновских лучей при скользящем падении (GISAXS) было продемонстрировано, что наличие ПМА обусловлено столбчатой микроструктурой плёнок. Наличие ПМА является причиной того, что при толщине плёнки выше некой критической величины (L_{cr}) плёнка переходит в так называемое «закритическое магнитное состояние», характеризующееся специфической формой петли гистерезиса, страйп-доменной структурой, «вращающейся» магнитной анизотропией в плоскости плёнки. При этом фактор качества Q , определяемый как $Q = K_p/2\pi M_s$, где K_p - константа перпендикулярной анизотропии, M_s - намагниченность насыщения образца, не превышает единицы. L_{cr} можно оценить, используя известное соотношение [14]:

$$L_{cr} = 2\pi \sqrt{A/K_p} \quad (1)$$

где A - параметр обменного взаимодействия. Было установлено, что K_p , а, следовательно, и L_{cr} зависят от параметров получения плёнок, в частности, от давления аргона в рабочей камере во время осаждения плёнок. При изменении давления от $2,9 \times 10^{-3}$ до $1,8 \times 10^{-2}$ мм рт. ст. K_p увеличивается примерно от 10^5 до 10^6 эрг/см³. Соответственно, L_{cr} изменяется от 220 до 50 нм. Таким образом, изменяя технологические параметры, можно в определённых пределах регулировать величину L_{cr} .

Возникновение «за критического магнитного состояния» сопровождается увеличением коэрцитивной силы плёнок, что с точки зрения практических применений является нежелательным. Нами был найден радикальный способ устранения «за критического состояния», заключающийся в разбиении толстых плёнок пермаллоя на субслои, толщина которых не превышала L_{cr} , путём введения дополнительных прослоек. В качестве материала для прослоек было предложено использовать Ti или слабомагнитные материалы. Термин «слабомагнитный» в данном случае означает, что эффективность собственного магнитного упорядочения материала магнитной прослойки должна быть меньше соответствующего взаимодействия в слоях пермаллоя. Критерием отбора материала может служить его температура Кюри (T_C). На основании этого были выбраны Gd и аморфный сплав Gd₂₁Co₇₉. Для сплава Fe₂₀Ni₈₀ $T_C \sim 800$ К, T_C сплава Gd₂₁Co₇₉ не превышает 500 К, а объёмный Gd обладает $T_C \sim 290$ К. Для устранения «за критического состояния» прослойка должна иметь толщину, способную разрушить сквозную столбчатую структуру в пермаллое и разорвать обменную связь между его субслоями. Но при выборе толщины прослойки был учтён ещё один известный факт – при определённой толщине прослойки в соседних магнитных слоях происходит образование системы широких сдвоенных доменных границ с пониженной плотностью энергии, что приводит к сильному снижению коэрцитивной силы [15]. Необходимым условием этого является наличие положительной (ферромагнитной) связи между магнитными слоями, которая в случае немагнитных прослоек осуществляется за счёт магнитоэлектронной связи в рамках предложенного Неелем так называемого механизма «апельсиновой кожуры» и через «рябь намагниченности». В данной работе был предложен иной способ создания относительно слабой положительной магнитной связи между слоями, состоящий в замене немагнитной прослойки на слабомагнитную. На рисунке 2 показана зависимость коэрцитивной силы (H_c) от толщины немагнитной прослойки для плёнок FeNi(170 нм)/X/FeNi(170 нм), (X = Ti, Gd, Gd-Co). Видно, что для всех X минимальные значения H_c трёхслойных плёнок меньше, чем для однослойной плёнки FeNi(170 нм). При этом для прослойки Gd-Co локальный минимум H_c очень широкий, и величины H_c меньше, чем

для однослойной плёнки FeNi(170 нм), наблюдаются вплоть до $L_{\text{Gd-Co}} \sim 20$ нм, что рассматривается нами как положительный эффект.

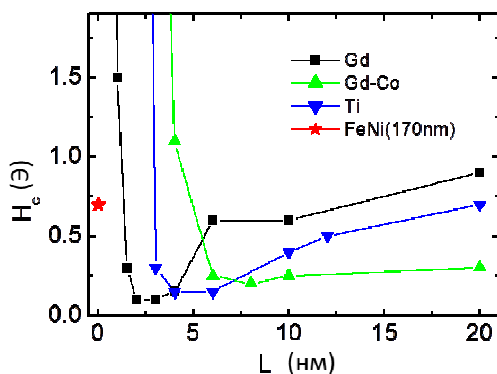


Рисунок 2 - Зависимость коэрцитивной силы от толщины немагнитной прослойки для плёнок FeNi(170 нм)/X/FeNi(170 нм), (X = Ti, Gd, Gd-Co)

Дополнительная информация о роли переходных областей в многослойных плёнках, содержащих наряду с магнитными слоями и немагнитные прослойки, получена на примере многослойных пленок Co/Si. Предварительно было проведено сравнение свойств многослойных плёнок $[\text{Co/Si}]_n$ и $[\text{Co/Cu}]_n$. Из рисунка 3, в частности, видно, что спонтанная намагниченность Co (M_{Co}) и коэрцитивная сила плёнок по-разному реагируют на изменение толщины магнитных слоёв при наличии различных прилегающих материалов. Известно, что кобальт и медь не образуют интерметаллических соединений и обладают крайне низкой взаимной растворимостью. Это позволяет предполагать, что в плёнках $[\text{Co/Cu}]_n$

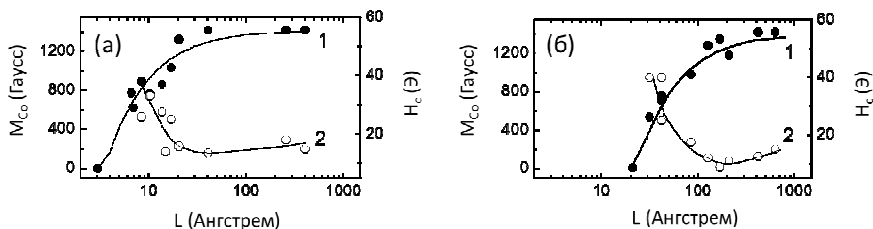


Рисунок 3 - Зависимости спонтанной намагниченности (кривые 1) и коэрцитивной силы (кривые 2) Co от толщины магнитных слоёв в плёнках $[\text{Co/Cu}(20 \text{ \AA})]_n$ (а) и $[\text{Co/Si}(20 \text{ \AA})]_n$ (б) при $T = 293$ К

основной причиной изменения свойств слоёв Co с толщиной должен быть именно размерный фактор, т.е. непосредственное влияние толщины на магнетизм слоёв Co. Много большая чувствительность к толщине M_{Co} и H_c в присутствии прослоек Si расценивается как следствие существенной роли, которую играют межслойные интерфейсы Co-Si в формировании макроскопических магнитных свойств наноструктур $[Co/Si]_n$. Картины микроструктуры и дифрактограммы образцов $[Co/Si]_n$, полученные с помощью электронной микроскопии, свидетельствуют, что с уменьшением толщины слоёв Co от 100 до 10 Å многослойные плёнки переходят из мелкокристаллического состояния (ГПУ кристаллическая решётка) в состояние близкое к аморфному. Однако даже в очень тонких слоях сохраняются некоторые признаки кристаллической решётки Co. Всё это даёт основание считать межслойные интерфейсы Co-Si малопротяжёнными образованиями, которые, скорее всего, представляют собой аморфизированный двухкомпонентный твёрдый раствор.

Для количественной оценки толщины интерфейсов предложена модель, схематически представленная на вставке рисунка 4, с учётом

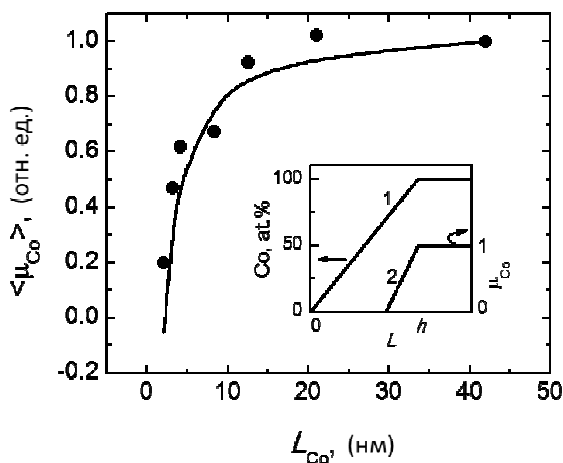


Рисунок 4 - Зависимости приведённого значения среднего магнитного момента атомов Co в плёнках $[Co(L_{Co})/Si(2)]_n$ от толщины слоёв Co: точки – экспериментальные данные, полученные при $T = 4,2$ К; линия – рассчитанная зависимость для модельной структуры с толщиной интерфейса $h = 1,2$ нм. Вставка иллюстрирует модель межслойного интерфейса Co-Si толщиной h , в котором имеет место линейное изменение состава по толщине (линия 1) и соответствующее изменение приведённого магнитного момента Co (линия 2)

известного факта активного влияния Si на магнетизм Co в аморфных сплавах Co-Si - при введении до 30 ат.% Si сплав становится практически немагнитным [16]. Пусть концентрация Co линейно увеличивается от поверхности вглубь магнитного слоя и достигает 100 % на расстоянии h (линия 1). Пусть также магнитный момент у Co отсутствует при концентрации Si более 30 ат. %, то есть на глубине до $0,7h$, а на большем расстоянии от поверхности линейно увеличивается, достигая максимального значения на глубине h (линия 2). Тогда связь между $\langle \mu_{Co} \rangle$ и толщиной Co устанавливается простым аналитическим выражением, содержащим параметр h :

$$\langle \mu_{Co} \rangle = 1 - 2 \left(\frac{0,7h}{L_{Co}} + \frac{0,3h}{2L_{Co}} \right) = 1 - 1,7 \frac{h}{L_{Co}} \quad (2)$$

В результате подгоночной процедуры было получено значение $h = 1,2$ нм, которое даёт наиболее адекватную расчётную кривую $\langle \mu_{Co} \rangle(L_{Co})$, и поэтому в рамках рассмотренной модели эта величина может расцениваться как количественная характеристика реальных интерфейсов.

Результаты температурных исследований плёнок Co/Si показали, что простая континуальная модель не отражает всех особенностей их свойств, и прежде всего это относится к магнитному гистерезису, специфику которого в плёнках типа $[\text{Co}(7 \text{ нм})/\text{Si}(L_{\text{Si}})]_9/\text{Co}(7 \text{ нм})$ демонстрирует рисунок 5.

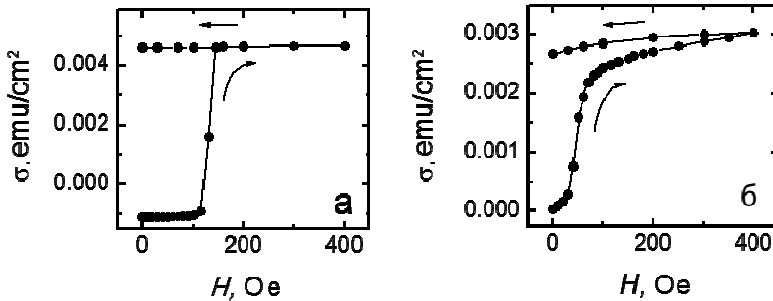


Рисунок 5 - Фрагменты петель гистерезиса, измеренные при $T = 4,2$ К:
 а – $[\text{Co}(7 \text{ нм})/\text{Si}(0,3 \text{ нм})]_9/\text{Co}(7 \text{ нм})$; б – $[\text{Co}(7 \text{ нм})/\text{Si}(2 \text{ нм})]_9/\text{Co}(7 \text{ нм})$

При толщинах прослойки кремния $L_{\text{Si}} \leq 1$ нм перемагничивание плёнок, вероятнее всего, осуществляется путём скачкообразного движения доменных границ (рисунок 5,а). При больших L_{Si} характер перемагничивания изменяется, что связывается с увеличением относительной роли интерфейсов. Их микроструктура представляется как совокупность

магнитных частиц (гранул), находящихся в немагнитной матрице Co-Si. Считая гранулы однодоменными, процесс их намагничивания можно характеризовать как вращение намагниченности. Именно оно определяет понижение остаточной намагниченности и присутствие высокополевых «хвостов» на петлях гистерезиса плёнок с $L_{Si} \geq 1,5$ нм (рисунок 5,б).

Вторая глава посвящена плёночным системам с внутренним магнитным смещением, содержащим слои FeNi. На примере двухслойных (FeNi/FeMn) и трёхслойных (FeNi/FeMn/FeNi) плёнок с однонаправленной анизотропией показано, что вакуумный низкотемпературный отжиг при температурах до 200 °С оказывает различное воздействие на обменную связь нижнего (ближнего к подложке) и верхнего слоёв пермаллоя со слоем FeMn. Полуторкратное уменьшение поля обменного смещения первого и неизменность поля обменного смещения второго ферромагнитных слоёв происходят без видимых изменений кристаллической структуры, но при усилении шероховатости поверхности плёнок обоих типов. Это может указывать на значимость наноэлементов рельефа межслойных интерфейсов для образования обменного смещения и опосредованно свидетельствует в пользу модели нескомпенсированных спинов на поверхности антиферромагнетика как основной причины такого смещения.

Найдено, что в трёхслойных обменносвязанных структурах FeNi/FeMn/FeNi поля обменного смещения нижнего и верхнего слоёв пермаллоя максимальны, если охлаждение такой структуры от температуры, превышающей температуру блокировки, происходит при параллельной ориентации намагниченностей слоёв пермаллоя. В частности, это было продемонстрировано на примере трёхслойной плёнки FeNi(30 нм)/FeMn(10 нм)/FeNi(10 нм), подвергнутой специальной процедуре нагрева-охлаждения. В первом случае плёнка нагревалась до температуры, превышающей температуру блокировки слоёв пермаллоя $T_b = 180$ °С. В присутствии положительного поля $H_{FC} = 250$ Э намагниченности слоёв выстраиваются параллельно, а при последующем охлаждении сохраняют эту так называемую «параллельную конфигурацию». Измеренная при комнатной температуре петля гистерезиса для этой плёнки состоит из двух частных петель гистерезиса: верхнему слою соответствует петля, характеризующаяся полем смещения $H'_{ex} = 137$ Э, а нижнему слою соответствует $H^b_{ex} = 19$ Э (рисунок 6,а). Охлаждение плёнки в присутствии $H_{FC} = -0,6$ Э, превосходящего величину коэрцитивной силы слоя FeNi(30 нм) при $T = 200$ °С, происходит при антипараллельной ориентации намагниченностей слоёв FeNi, после чего слои FeNi приобретают однонаправленную магнитную анизотропию противоположных знаков (рисунок 6,б). Петля верхнего слоя сдвинута влево, а нижнего слоя - вправо, соответствующие поля смещения: $H^t_{ex} = 128$ Э и H^b_{ex}

= 11 Э. При этом абсолютные значения полей смещения для обоих слоёв больше в случае охлаждения при «параллельной конфигурации». Повторный нагрев образца до 200 °С и охлаждение при $H_{FC} = 250$ Э снова приводят к смещению каждой частной петли влево с соответствующими величинами $H_{ex}^t = 137$ Э и $H_{ex}^b = 19$ Э подобно тому, как это показано на рисунке 6,а. Таким образом, продемонстрировано, что эффективность обменного смещения зависит не только от конфигурации магнитных моментов на межслойной поверхности между ферро- и антиферромагнитными слоями, но и от состояния магнитной структуры внутренней части антиферромагнитного слоя.

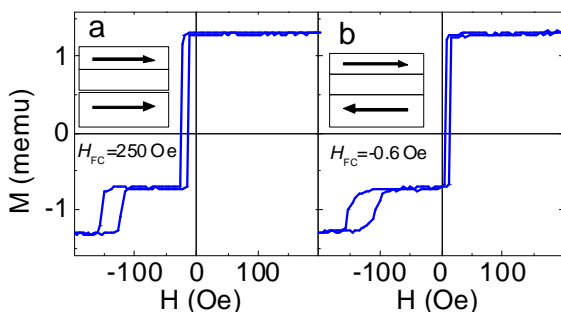


Рисунок 6 - Петли гистерезиса для трёхслойного образца FeNi(30 нм)/FeMn(10 нм)/FeNi(10 нм), измеренные при комнатной температуре после охлаждения от 200 °С при $H_{FC} = 250$ Э (а); после намагничивания образца при $T = 200$ °С и охлаждении при $H_{FC} = -0,6$ Э (б)

Обнаружено, что низкотемпературный отжиг в кислородосодержащей атмосфере приводит к несколько иным результатам в изменении гистерезисных свойств двухслойных плёнок FeNi/FeMn по сравнению с вакуумным отжигом. Показано, что причиной наблюдающегося уменьшения поля обменного смещения и значительного роста коэрцитивной силы может быть частичное окисление слоя FeMn и возникновение в нём обогащенной железом, ферромагнитной фазы α -Fe(Mn).

Экспериментально установлено, что при низкотемпературном отжиге плёнки с обменным смещением на основе аморфного магнитотвёрдого закрепляющего слоя (FeNi/Tb-Co) демонстрируют большую термическую устойчивость гистерезисных свойств по сравнению с плёнками на основе антиферромагнитного закрепляющего слоя (FeNi/FeMn). Однако отжиг плёнок FeNi/Tb-Co при температурах более 300 °С приводит к резким необратимым изменениям в характере их перемангничивания и исчезновению

обменного смещения слоя пермаллоя, что связывается с перестройкой магнитной структуры Tb-Co, происходящей на фоне сохранения рентгеноаморфного состояния в системе Tb-Co.

В третьей главе определены основные закономерности влияния размерного и структурного факторов на магнетизм плёнок редкоземельных металлов.

Выбор титана в качестве материала прослоек в многослойных плёнках $[Gd/Ti]_n$ обусловлен тем, что Gd и Ti не образуют интерметаллических соединений и обладают крайне низкой взаимной растворимостью, что позволяет ожидать формирования резких межслойных границ, и основной причиной изменения свойств слоёв Gd с толщиной должен быть именно размерный фактор, а именно, изменение толщины слоёв. Наличие ярко выраженных пиков на спектрах малоугловой рентгеновской дифракции подтверждает хорошую оформленность границ слоёв (рисунок 7,а). Найдено,

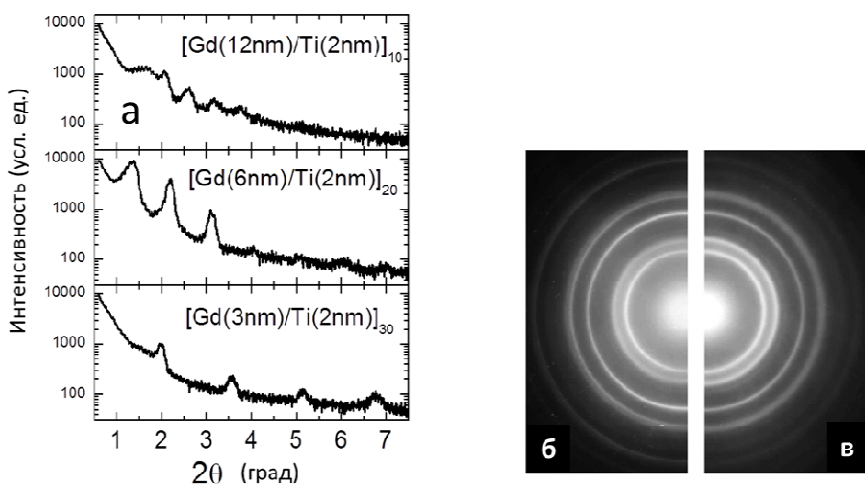


Рисунок 7 – Малоугловые рентгеновские дифрактограммы для многослойных плёнок $[Gd/Ti]_n$ с различной толщиной слоёв Gd (а); электрограммы, полученные с помощью просвечивающего электронного микроскопа на многослойных плёнках $[Gd(3\text{ нм})/Ti]_{10}$ (б) и $[Gd(1,5\text{ нм})/Ti]_{14}$ (в)

что уменьшение толщины слоёв Gd приводит к изменению их структуры от мелкокристаллического к аморфному состоянию, однако даже в очень тонких слоях сохраняются некоторые признаки г.п.у. кристаллической решётки Gd (рисунок 7,б,в).

Для описания влияния размерного фактора на магнетизм тонких плёнок часто используют известное выражение

$$[T_{ord}(\infty) - T_{ord}(L)]/T_{ord}(\infty) = D \cdot L^{-\lambda} \quad (3)$$

где $T_{ord}(\infty)$ – температура возникновения магнитного порядка для объёмного образца, $T_{ord}(L)$ – температура упорядочения плёнки толщиной L , а D и λ – феноменологические параметры. На рисунке 8 точками показана экспериментальная зависимость температуры магнитного упорядочения от толщины слоёв гадолиния в многослойных плёнках $[\text{Gd}/\text{Ti}]_n$. Её удалось хорошо описать на основе выражения (3). При этом использованы величины параметров D и λ , которые были приведены в [17] для монокристаллических плёнок Gd, полученных молекулярно-лучевой эпитаксией. Таким образом, можно сделать вывод, что снижение T_C в исследованных плёнках $[\text{Gd}/\text{Ti}]_n$ при уменьшении L_{Gd} обусловлено, в первую очередь, размерным фактором.

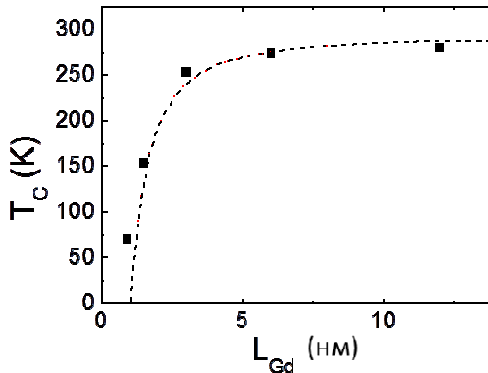


Рисунок 8 - Зависимость температуры магнитного упорядочения от толщины слоёв гадолиния в многослойных плёнках $[\text{Gd}/\text{Ti}]_n$. Точки – данные эксперимента, линия – расчёт на основе выражения (3)

Структурные исследования многослойных плёнок тербия с прослойками титана и кремния толщиной 2 нм показали, что, как и в случае плёнок $[\text{Gd}/\text{Ti}]_n$, уменьшение толщины слоёв редкоземельного металла приводит к его аморфизации. Причём структурирование кремнием приводит к образованию аморфного состояния в слоях Tb большей толщины. Кроме того, состояние интерфейсов заметно различается для разных материалов прослоек. Панорамные изображения среза плёнок, полученные с помощью

высокоразрешающей микроскопии, подтверждают наличие выраженной слоистости как для прослоек Ti, так и Si, однако в случае Si для наиболее тонких слоёв Tb возможно нарушение сплошности слоёв (рисунок 9).

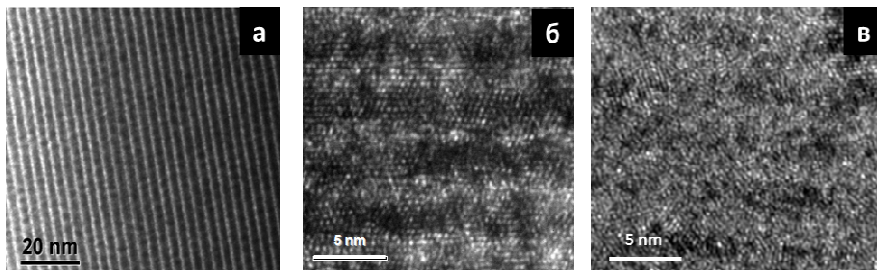


Рисунок 9 - Изображения среза многослойных плёнок $[Tb(1,5 \text{ нм})/Si(2 \text{ нм})]_{60}$ (а,в) и $[Tb(1,5 \text{ нм})/Ti(2 \text{ нм})]_{60}$ (б), полученные методом высокоразрешающей просвечивающей электронной микроскопии

Для плёнок $[Tb/Ti]_n$ зависимость $T_{ord}(L)$, как и в случае с плёнками Gd, хорошо описывается в рамках модели «размерного фактора» с помощью выражения (3) (рисунок 10). Однако экспериментальные данные для плёнок $[Tb/Si]_n$ не поддаются такому описанию с использованием тех же самых величин D и λ (рисунок 10). Этот факт и данные структурных исследований дают основание предполагать, что заметное влияние на магнитные свойства плёнок $[Tb/Si]_n$ оказывают межслойные области, которые могут представлять

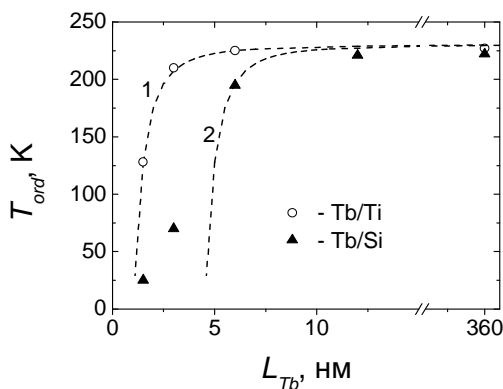


Рисунок 10 - Экспериментальные (точки) и рассчитанные на основе выражения (3) (штриховые линии) зависимости температуры магнитного упорядочения Tb от толщины его слоёв для образцов с прослойками Ti (1) и Si (2)

собой как аморфизированный твёрдый раствор Tb-Si, так и гранулированную среду - кристаллиты Tb в матрице кремния.

С целью получения данных о магнитных свойствах интерфейсов мы более детально исследовали плёнки с самыми тонкими слоями тербия - [Tb(1,5 нм)/Si]₆₀. В частности, методика ZFC-FC позволила обнаружить для данной наноструктурированной системы наличие термомагнитного гистерезиса ТМГ при температурах ниже 10 К ($H = 120$ Э) (рисунок 11,а). Он может свидетельствовать о наличии твёрдого раствора Tb-Si, который при некоторых составах является спиновым стеклом, или быть признаком гранулированной структуры. Если предположить, что в данном случае мы имеем дело с переходом ферромагнетизм-суперпарамагнетизм, то температуру локального максимума T_m можно считать температурой блокировки T_b . Размер магнитных гранул можно оценить, используя известное соотношение

$$K = (25kT_b)/V \quad (4)$$

где K – константа анизотропии, k – постоянная Больцмана, V – объём частиц. При $T_b = 10$ К и $K = 5,5 \times 10^8$ эрг/см³ (константа кристаллической магнитной анизотропии тербия) радиус частиц должен составлять 1,5 нм. Эта величина находится в хорошем согласии с номинальной толщиной слоёв Tb. О суперпарамагнитном характере свойств свидетельствуют и зависимости $M(H/T)$, построенные на основе петель гистерезиса, измеренных при разных температурах, в том числе – совпадение $M(H/T)$ для $T > T_b$ (рисунок 11,б).

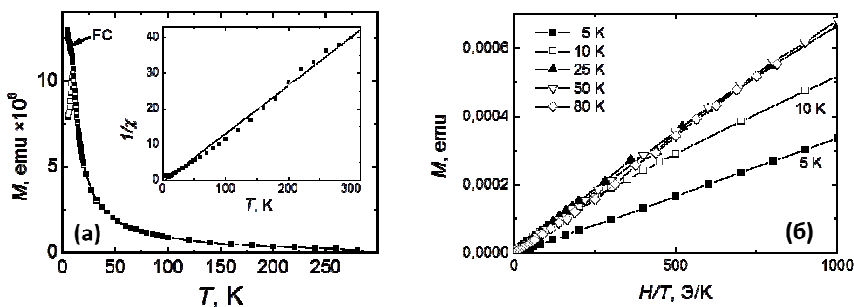


Рисунок 11 - Зависимости магнитного момента M от температуры, измеренные по методике ZFC-FC в поле напряжённостью 120 Э (а), на вставке показана температурная зависимость обратной восприимчивости (точки), описываемая законом Кюри-Вейсса (линия); зависимости $M(H/T)$ для плёнки [Tb(1,5 нм)/Si]₆₀ (б)

Ещё одним признаком суперпарамагнетизма системы может являться аномально большая величина магнитного момента, определённая из закона Кюри-Вейсса. Температурная зависимость величины обратной восприимчивости $1/\chi$, измеренной в поле 120 Э (вставка на рисунке 11,а), удовлетворительно аппроксимируется линией, которую можно интерпретировать как закон Кюри-Вейсса:

$$1/\chi = H/M = (T - T_0)/C \quad (5)$$

где T_0 – температура Кюри-Вейсса, $C = n\mu^2/3k$, n – плотность носителей магнитных моментов, μ – элементарный магнитный момент, k – константа Больцмана. Однако определённая из этой зависимости величина магнитного момента, в пределах ошибки измерений, оказалась равной магнитному моменту трехвалентного Tb (9,72 μ_B). Этот результат свидетельствует скорее в пользу спин-стекольных свойств многослойной структуры [Tb(1,5 нм)/Si]₆₀. Таким образом, поведение данного образца не попадает исключительно под описание только в терминах суперпарамагнетика или только спинового стекла. Наиболее вероятным представляется вывод о наличии в образце обеих этих магнитных составляющих.

Аморфизация, имеющая место при наноструктурировании плёнок редкоземельных металлов, естественным образом сопровождается разрушением кристаллической магнитной анизотропии. Это отражается на характере их перемагничивания. В частности, установлено, что в относительно толстых слоях Tb, коэрцитивная сила определяется задержкой смещения доменных границ, а при толщинах менее 10 нм уровень магнитного гистерезиса тербия задается соотношением вкладов от перемагничивания нескольких структурных фаз: протяжённых нанокристаллических образований, гранулированной фазы и аморфного Tb, в том числе и в виде твёрдого раствора с атомами прослойки.

Структурные и магнитные преобразования, происходящие в наноразмерных слоях редкоземельных металлов, отражаются на свойствах, сопутствующих магнитному упорядочению. Найдено, что в многослойных плёнках [Tb/Ti]_n, [Tb/Si]_n и [Gd/Ti]_n, изотропная и анизотропная составляющие магнитосопротивления сопоставимы, и относительная роль анизотропии магнитосопротивления снижается с уменьшением периода наноструктур. Показано, что отрицательное магнитосопротивление указанных наноструктур по своей природе относится не к «гигантскому магнитосопротивлению», а является ординарным изотропным магнитосопротивлением. Продемонстрировано, что в слоях тербия величины отрицательного изотропного магнитосопротивления и анизотропии магнитосопротивления заметно выше, чем в слоях гадолиния.

В работе представлены результаты исследований особенностей магнитокалорического эффекта (МКЭ) в многослойных нанокристаллических плёнках $[\text{Gd}/\text{Ti}]_n$. Интерес к этому вопросу инициирован уникальными магнитокалорическими свойствами самого гадолиния, а также современной тенденцией к поиску композитных (многофазных) МКЭ-материалов [18]. Оценка МКЭ проводилась в терминах изменения магнитной энтропии (ΔS_M), рассчитанной на основе соотношений Максвелла. При этом использовался набор магнитных изотерм, измеренных в широком температурном интервале, включающем температуру Кюри для каждого образца. Магнитное поле прикладывалось в плоскости образцов и изменялось до 70 кЭ. Установлено, что уменьшение толщины слоёв Gd приводит к снижению величины максимума ΔS_M , а также смещению его в сторону меньших температур, которое отражает уменьшение эффективной температуры Кюри T_C при наноструктурировании. Но при этом увеличивается интервал температур, в котором реально происходит переход между магнитоупорядоченным и парамагнитным состояниями ΔT_C . Это является следствием структурной неоднородности и приводит к уширению максимума на температурной зависимости изменения магнитной энтропии ΔS_M (рисунок 12). Последнее рассматривается как положительный эффект с точки зрения относительной холодильной мощности, что позволяет отнести наноструктурирование к числу способов целенаправленного варьирования функциональных свойств гадолиния как магнитокалорического материала.

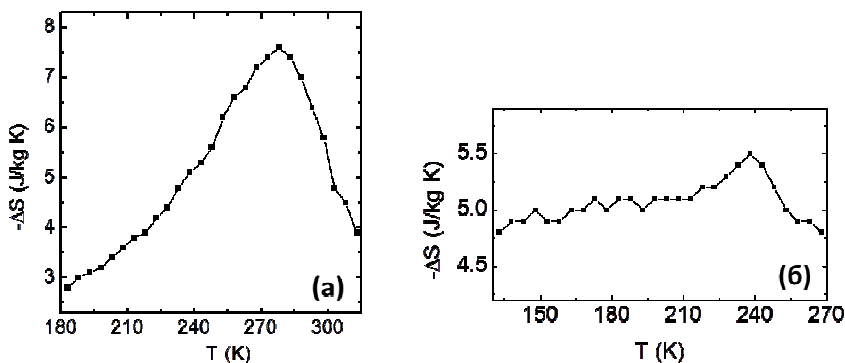


Рисунок 12 - Температурные зависимости изменения магнитной энтропии для плёнок Gd(290 нм) (а) и $[\text{Gd}(3 \text{ нм})/\text{Ti}]_{30}$ (б). $\Delta H = 70 \text{ кЭ}$

Четвёртая глава посвящена особенностям индуцированных магнитных фазовых переходов в многослойных пленках типа GdCo/Co. Прежде всего, определены основные закономерности изменения магнетизма аморфных

ферромагнитных плёнок Gd-Co при наноструктурировании. На примере многослойной системы $[\text{Gd}_{22}\text{Co}_{78}/\text{Ti}]_n$ показано, что уменьшение толщины магнитных слоёв в диапазоне $10 \div 1$ нм приводит к преобразованию температурной зависимости спонтанной намагниченности от немонотонного к монотонному виду, уменьшает температуру магнитного упорядочения, изменяет спонтанную намагниченность основного состояния немонотонным образом. Вся совокупность экспериментальных фактов удовлетворительно описывается в рамках совместного применения моделей «размерного фактора» и «молекулярного поля» при учёте вероятного влияния электронной структуры Ti на средний магнитный момент атомов Co, эффективность которого зависит от толщины магнитных слоёв.

Показано, что многослойные плёнки $[\text{Gd-Co}/\text{Co}]_n$ могут быть квалифицированы как искусственные слоистые ферромагнетики с коллинеарной магнитной структурой. В частности, в них наблюдается состояние магнитной компенсации, которое реализуется при температуре T_{comp} и сопровождается изменением знака магнитооптической петли гистерезиса при переходе через указанную температуру. Величина T_{comp} определяется составом слоёв Gd-Co и соотношением толщин слоёв Gd-Co и Co. В таких плёнках имеют место индуцированные магнитные переходы, характеристики которых исследованы на примере многослойных пленок со структурной формулой $[\text{Co}/\text{Gd}_{36}\text{Co}_{64}]_4/\text{Co}$. При намагничивании таких плёнок вдоль оси лёгкого намагничивания при определённой величине внешнего поля H_{cr} на кривой $M(H)$ присутствует характерный излом, который можно связать с нарушением коллинеарности исходной магнитной структуры образца (рисунок 13,а). Подобные характерные изломы присутствуют и на магнитооптических и на магниторезистивных петлях гистерезиса образцов.

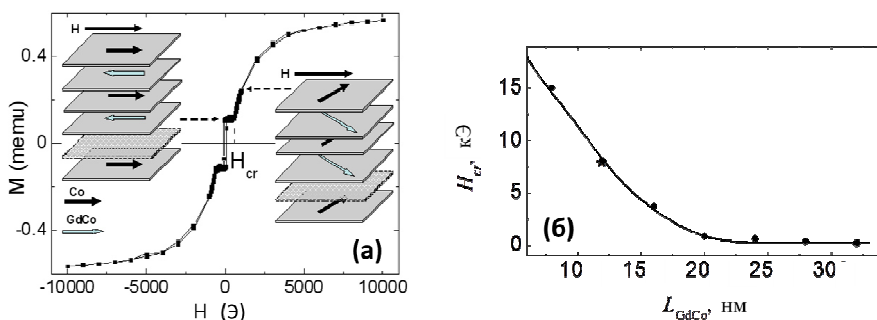


Рисунок 13 - Петля гистерезиса плёнки $[\text{Co}/\text{Gd}_{36}\text{Co}_{64}(24 \text{ нм})]_4/\text{Co}$, измеренная при комнатной температуре (а). Экспериментальная (точки) и расчётная (линия) зависимости критического поля от толщины аморфных слоёв $\text{Gd}_{0,36}\text{Co}_{0,64}$ (б). Звёздочкой обозначена точка привязки кривых $H_{\text{cr}}(L_{\text{GdCo}})$

Величина H_{cr} зависит от толщины слоёв Gd-Co (рисунок 13,б).

Учитывая ферромагнитный характер многослойной плёнки и полагая, что: 1) спонтанная намагниченность слоёв Co при комнатной температуре совпадает со спонтанной намагниченностью основного состояния; 2) обменное взаимодействие между слоями Gd-Co и Co мало по сравнению с межподрешёточным обменом в аморфных слоях и не оказывает влияние на спонтанную намагниченность Gd-Co; 3) межслойное обменное взаимодействие однородно распределено по толщине магнитных слоёв, для вычисления критического поля можно применить соответствующую формулу феноменологической теории намагничивания изотропных ферромагнетиков, сделав поправку на слоистый характер магнитной структуры:

$$H_{cr} = \lambda \left| M_{GdCo}(T, H) \frac{L_{GdCo}}{L} - M_{Co}(0) \frac{L_{Co}}{L} \right| \quad (6)$$

где $L=L_{GdCo}+L_{Co}$; λ – параметр, характеризующий межслойное взаимодействие; $M_{Co}(0) = 1420$ Гс; $M_{GdCo}(T, H)$ – намагниченность слоёв Gd-Co, рассчитываемая в теории молекулярного поля с учётом парапроцесса. Величина λ была определена путём подстановки в формулу (6) значения $H_{cr} = 8$ кЭ, полученного на эксперименте при комнатной температуре для образца с $L_{GdCo} = 12$ нм. Для данного λ путём самосогласованного численного решения уравнения (6) относительно критического поля построена зависимость $H_{cr}(L_{GdCo})$ в целом. Из рисунка 13 видно, что она практически воспроизводит соответствующую экспериментальную зависимость. Этот результат говорит об адекватности описания магнетизма исследуемых объектов на основе изложенных выше модельных представлений.

При фиксированной толщине $L_{GdCo} = 24$ нм была получена температурная зависимость $H_{cr}(T)$ (рисунок 14). Простейший анализ этой зависимости можно произвести в рамках модели слабоанизотропного неограниченного ферромагнетика. В случае слоистой структуры, в которой магнитная анизотропия и межслойное обменное взаимодействие обусловлены только слоями Co, а магнитное состояние слоёв Gd-Co целиком определяется сторонним эффективным полем, в которое входят внешнее поле и молекулярное поле слоёв Co, однородно распределённое по толщине слоёв Gd-Co, плотность свободной энергии слоистых плёнок, намагничиваемых вдоль ОЛН, может быть представлена в следующем виде:

$$E = -M_{Co} l_{Co} H \cos \theta - K_{Co} l_{Co} \sin^2 \theta - M_{GdCo} l_{GdCo} \sqrt{H^2 - 2H\lambda M_{Co} l_{Co} \cos \theta + \lambda^2 M_{Co}^2} \quad (7)$$

где M_{Co} , M_{GdCo} и l_{Co} , l_{GdCo} – намагниченности и относительные толщины двух типов слоёв, K_{Co} – константа анизотропии, λ – константа молекулярного поля,

характеризующая межслойную связь, θ - угол между намагниченностью подсистемы Co и внешним полем. Минимизация энергии по углу θ в конечном счёте позволяет получить уравнение, связывающее критическое поле и материальные параметры среды:

$$H_{cr}^2 + H_{cr} \left[\lambda(M_{Co}l_{Co} - l_{GdCo}M_{GdCo}) - \frac{2K_{Co}}{M_{Co}} \right] - 2K_{Co}l_{Co}\lambda = 0 \tag{8}$$

Как видно, единственной величиной в уравнении (8), не поддающейся независимому определению, является феноменологическая константа молекулярного поля λ . Именно для её оценки используется данное уравнение. Остальные характеристики были определены следующим образом: значения H_{cr} были взяты из эксперимента, результаты которого отражены на рисунке 14; в качестве M_{Co} при всех температурах использовалась намагниченность основного состояния массивного Co (1420 Гс); значения M_{GdCo} при разных температурах были рассчитаны по модели молекулярного поля с учётом реперных экспериментальных значений, полученных на аморфных плёнках соответствующего состава; константа наведённой анизотропии слоёв Co определена на эксперименте при комнатной температуре ($3,9 \cdot 10^4$ эрг/см³) и принята таковой во всём температурном диапазоне; номинальные значения приведённых толщин слоёв составляли $l_{Co} = 0,267$ и $l_{GdCo} = 0,733$.

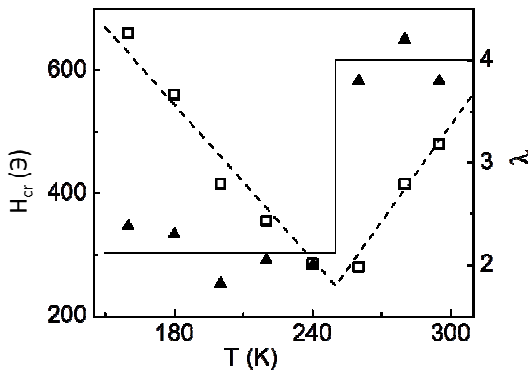


Рисунок 14 - Температурная зависимость критического поля плёнки $[Co(7\text{нм})/Gd_{36}Co_{64}(24\text{ нм})_4/Co(7\text{ нм})]$, определённая экспериментально из магниторезистивных петель гистерезиса (квадратные символы), а также зависимость $H_{cr}(T)$, полученная расчётным путём (пунктирная линия); температурная зависимость константы молекулярного поля λ (треугольные символы)

Значения λ , найденные по описанной выше методике, приведены на рисунке 14 (треугольные символы). Как видно, они достаточно чётко формируют двухуровневую зависимость $\lambda(T)$. Ниже и выше T_{comp} температурные изменения константы выражены слабо, но при переходе через T_{comp} имеет место скачкообразное двукратное изменение её величины. Формально это означает, что при $T < T_{\text{comp}}$ межслойное обменное взаимодействие существенно меньше, чем при $T > T_{\text{comp}}$. Однако реальных физических причин для этого нет. Такая ситуация эффективно может отражать определённую магнитную асимметрию слоистой структуры, которая задаётся поверхностными слоями Co. Они в меньшей степени связаны с остальными магнитными слоями, поскольку имеют только одну контактную поверхность. Выше и ниже T_{comp} их магнитные моменты ориентированы по-разному по отношению к внешнему полю, что соответственно препятствует или способствует образованию неколлинеарной магнитной структуры. Также показано, что величина обменной связи между магнитными слоями в слоистых плёночных ферритмагнетиках типа [Gd-Co/Co]_n, характеризуемая параметром λ , может целенаправленно регулироваться за счёт введения немагнитных прослоек.

В пятой главе представлены некоторые примеры эффективности методики целевого слоистого структурирования для оптимизации функциональных свойств сред с гигантским магнитным импедансом (ГМИ) и гигантским магнитосопротивлением. В частности, путём оптимизации параметров наноструктурирования плёнок пермаллоя прослойками Ti, Gd и Gd-Co получены среды с уникально высокой чувствительностью гигантского магнитного импеданса (до 300%/Э). Найдены оптимальные условия применения гибких подложек при получении сред с высокой чувствительностью ГМИ. Продемонстрирована возможность их применения для регистрации давлений. Разработанные среды на основе пермаллоя, наноструктурированного титановыми прослойками, с гигантским магнитным импедансом успешно применены для детектирования полей рассеяния суперпарамагнитных наночастиц в гелевой акриламидной матрице, синтезированной методом радикальной полимеризации.

Также показано, что в плёночных структурах типа Gd-Co/Co/Cu/Co возможна реализация эффекта гигантского магнитосопротивления. Предложена концепция термочувствительного спинового клапана (СК), функциональность которого основана на специфической температурной зависимости коэрцитивной силы двухслойной ферритмагнитной системы Gd-Co/Co, и температура «срабатывания» которого зависит от величины внешнего магнитного поля (рисунок 15).

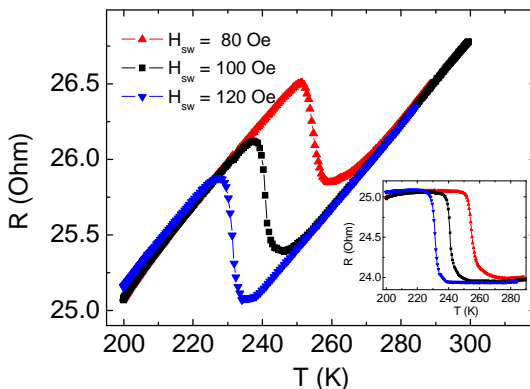


Рисунок 15 - Температурные зависимости сопротивления СК Gd-Co(35 нм)/Co(7 нм)/Cu(4 нм)/Co(7 нм), измеренные при разных величинах внешнего магнитного поля H_{sw} . На вставке показаны те же зависимости, скорректированные с учётом поправки на обычную температурную зависимость сопротивления металлической многослойной структуры

В заключении диссертационной работы сформулированы итоги выполненного исследования и обозначены перспективы дальнейшей разработки темы.

Основные выводы

1. Дано детальное описание вариаций структурного состояния и гистерезисных свойств плёнок пермаллоя, полученных методом магнетронного распыления. Показано, что к числу факторов, оказывающих наибольшее влияние на физические характеристики плёнок, относятся: давление рабочего газа, в определённых интервалах которого в плёнках реализуется столбчатая микроструктура, ответственная за высокую перпендикулярную анизотропию и связанное с этим «закритическое магнитное состояние»; буферное покрытие Ti, толщина которого влияет на его собственную кристаллическую структуру и при определённых значениях позволяет формировать плёнки пермаллоя с высокой степенью кристаллической текстуры типа (111), обеспечивающей высокие магнитомягкие свойства; наноструктурирование немагнитными прослойками Ti или слабомагнитными прослойками Gd-Co, позволяющее устранить сплошность столбчатой микроструктуры и реализовать низкокоэрцитивное состояние, характеризующееся стабильностью гистерезисных свойств в широком интервале толщин слоёв пермаллоя.

2. Установлено, что магнетизм плёнок кобальта может быть контролируемо модифицирован за счёт их наноструктурирования

немагнитными прослойками. Для наноструктур $[\text{Co/Si}]_n$ дано детальное описание изменений среднего атомного магнитного момента и магнитного гистерезиса Co при варьировании толщин слоистых составляющих. Показано, что в формировании макроскопических магнитных свойств наряду с «эффектом переноса заряда», существенную роль могут играть межслойные интерфейсы Co-Si, характеризующиеся гранулированной магнитной структурой и суперпарамагнитным поведением гранул Co.

3. Найдены новые возможности воздействия на функциональные свойства плёночных сред с однонаправленной анизотропией на основе пермаллоя и антиферромагнетика FeMn. На примере двухслойных (FeNi/FeMn) и трёхслойных (FeNi/FeMn/FeNi) плёнок установлено, что гистерезисные свойства ферромагнитных слоёв могут модифицироваться путём охлаждения от температур, превышающих температуру блокировки, или за счёт низкотемпературного отжига при температурах до 200 °С. В первом случае вариация свойств достигается при изменении конфигурации намагниченностей в слоях пермаллоя, во втором – при изменении условий отжига. В частности, при вакуумной термообработке эффект от неё связан с изменением элементов рельефа межслойных интерфейсов атомного масштаба, а при термообработке в кислородосодержащей атмосфере – с частичным окислением слоя FeMn и возникновение в нём фазы, обогащенной железом ($\alpha\text{-Fe(Mn)}$).

4. Определены основные толщинно-обусловленные закономерности изменения структуры плёнок редкоземельных металлов. На примере многослойных плёнок $[\text{Tb/X}]_n$ и $[\text{Gd/X}]_n$, где $X=\text{Ti, Si}$, установлено, что уменьшение толщины редкоземельных слоёв за счёт введения немагнитных прослоек приводит к изменению их структуры от мелкокристаллического к аморфному состоянию, в полной мере реализующемся при толщинах менее 1,5 нм. При этом аморфизация областей (интерфейсов), непосредственно прилегающих к немагнитным прослойкам, имеет место независимо от толщины редкоземельных слоёв. Изменение относительной доли таких интерфейсов при варьировании периода мультислоёв, рассматривается как основной механизм наблюдаемых структурных преобразований. Протяжённость аморфных интерфейсов зависит от материала прослоек, что, в частности, в случае Si приводит к большей критической толщине структурного перехода, чем в случае Ti.

5. Показано, что изменение структурного состояния существенно влияет на магнетизм редкоземельных металлов, в том числе отражая специфику электронного строения различных элементов. Наиболее ярко это проявляется в сильном уменьшении температуры Кюри, имеющем место при наноструктурировании Gd и Tb. В диапазоне толщин магнитных слоёв 3÷10 нм данный эффект удовлетворительно описывается в рамках модели

«размерного фактора». Но при меньших толщинах, особенно в плёнках $[\text{Tb}/\text{Si}]_n$, магнитная структура становится неоднородной, обнаруживая присутствие суперпарамагнитной фазы и фазы типа «спиновое стекло». В тонких слоях Tb также происходит уменьшение кристаллической магнитной анизотропии, приводящее к специфическим изменениям в характере перемагничивания.

6. Установлены связи между параметрами наноструктурирования и магнитно-обусловленными свойствами редкоземельных металлов. Найдено, что магнитосопротивление слоёв тербия и гадолиния, входящих в состав многослойных плёнок $[\text{Tb}/\text{Ti}]_n$, $[\text{Tb}/\text{Si}]_n$ и $[\text{Gd}/\text{Ti}]_n$, имеет анизотропную и изотропную составляющие, соотношение между которыми изменяется в пользу последней по мере уменьшения периода структурирования. В слоях Gd наблюдается уширение интервала температур, в котором происходит переход между магнитоупорядоченным и парамагнитным состояниями ΔT_C . Это приводит к уширению максимума на температурной зависимости изменения магнитной энтропии ΔS_M при циклическом намагничивании плёнок $[\text{Gd}/\text{Ti}]_n$, модифицирует саму полевою зависимость ΔS_M и, в конечном счёте, позволяет управлять характеристиками магнитокалорического эффекта.

7. Определены основные закономерности изменения магнетизма аморфных ферримагнитных плёнок Gd-Co при наноструктурировании. На примере многослойной системы типа $[\text{Gd}_{22}\text{Co}_{78}/\text{Ti}]_n$ показано, что уменьшение толщины магнитных слоёв в диапазоне $10 \div 1$ нм приводит к преобразованию температурной зависимости спонтанной намагниченности от немонотонного к монотонному виду, уменьшает температуру магнитного упорядочения, изменяет спонтанную намагниченность основного состояния немонотонным образом. Вся совокупность экспериментальных фактов удовлетворительно описывается в рамках совместного применения моделей «размерного фактора» и «молекулярного поля» при учёте вероятного влияния электронной структуры Ti на средний магнитный момент атомов Co, эффективность которого зависит от толщины магнитных слоёв.

8. Показано, что многослойные плёнки типа $[\text{Gd-Co}/\text{Co}]_n$ могут быть квалифицированы как искусственные слоистые ферримагнетики, в которых под действием магнитного поля наблюдается индуцированный пороговый переход в состояние с неколлинеарной магнитной структурой. На величину критического поля перехода и закономерности протекания ранней стадии деформации магнитной структуры существенное влияние оказывают внешние слои Co, характеризующиеся ослабленной обменной связью с внутренними магнитными слоями. Температурная зависимость критического поля вблизи состояния магнитной компенсации удовлетворительно описывается в рамках модели слабоанизотропного объёмного

ферритмагнетика при соответствующей коррекции величины межслойного обменного взаимодействия, отражающей особую роль внешних слоёв Co.

9. Продемонстрирована эффективность методики целевого слоистого структурирования для оптимизации функциональных свойств сред с гигантским магнитным импедансом и гигантским магнитосопротивлением, в том числе при реализации концепции термочувствительного спинового клапана.

Полученные результаты могут служить базой для поиска новых низкоразмерных структур и многослойных систем, обладающих заданными магнитными свойствами, и расширения функциональных возможностей устройств магнитоэлектроники и спинтроники. Дальнейшее развитие темы может иметь несколько направлений. В частности, представляет интерес легирование плёнок пермаллоя редкоземельными металлами, его влияние на структуру магнитные и высокочастотные свойства плёнок. Можно ожидать, что увеличение многофазности плёнок редкоземельных металлов за счёт их наноструктурирования откроет новые возможности для воздействия на параметры магнитокалорического эффекта. Дальнейшее исследование влияния наноструктурирования на свойства аморфных ферритмагнитных плёнок типа Gd-Co может способствовать пониманию особенностей сверхбыстрых процессов оптического размагничивания и перемагничивания в подобных объектах. Представляется перспективным исследование возникновения неколлинеарной магнитной фазы в композиционном слое Gd-Co/Co в многослойных ферритмагнитных структурах типа Gd-Co/Co/Cu/Co и возможность её использования для повышения плотности записи информации в устройствах магнитной памяти на основе спиновых клапанов.

Список публикаций автора по теме диссертации

Статьи, опубликованные в рецензируемых научных журналах и изданиях, определенных ВАК:

1. Kurl'yanskaya G.V., Muñoz J.L., Barandiaran J.M., García-Arribas A., Svalov A.V., Vas'kovskiy V.O. Magnetoimpedance of sandwiched films: experimental results and numerical calculations // J. Magn. Magn. Mater. -2002. -V.242-245. -P.291-293.
2. Свалов А.В., Курляндская Г.В., Хаммер Х., Савин П.А., Тугынина О.И. Изменение «закритического» состояния плёнок Ni₇₅Fe₁₆Cu₂Mo₄, полученных радиочастотным напылением // ЖТФ. -2004. -Т.74, вып.7. -С.62-65.
3. Kurl'yanskaya G.V., Elbaile L., Alves F., Ahamada B., Barrué R., Svalov A.V., Vas'kovskiy V.O. Domain structure and magnetization process of a

- giant magnetoimpedance geometry FeNi(Cu)FeNi/Cu/FeNi(Cu)FeNi sensitive element // *J. Phys.: Condens. Mater.* -2004. -V.16. -P.6561-6568.
4. Свалов А.В., Васьковский В.О., Щёголева Н.Н., Курляндская Г.В. Влияние толщины слоёв на магнитные свойства и структурное состояние тербия в составе многослойных плёнок [Tb/Ti]_n и [Tb/Si]_n // *ЖТФ.* -2005. -Т.75, вып.7. -С.97-100.
 5. Svalov A.V., Fernandez A., Vas'kovskiy V.O., Tejedor M., Lopez Anton R., Barandiaran J.M., Kurlyandskaya G.V. Interlayer coupling in Co/Ti/(Gd-Co)/Ti artificial layered ferrimagnet // *Chin. Phys. Lett.* -2005. -V.22, No.12. -P.3169-3172.
 6. Svalov A.V., Vas'kovskiy V.O., Kurlyandskaya G.V., Barandiaran J.M., Orue I., Schegoleva N.N., Sorokin A.N. Structural peculiarities and magnetic properties of nanoscale terbium in Tb/Ti and Tb/Si multilayers // *Chin. Phys. Lett.* -2006. -V.23. -P.196-199.
 7. Svalov A.V., Vas'kovskiy V.O., Kataeva E.A., Kurlyandskaya G.V. Magnetic compensation state peculiarities in [Gd-Co/X]_n layered films // *Phys. Met. Metall.* -2006. -V.101, Suppl.1. -P.S81-S83.
 8. Svalov A.V., Fernandez A., Vas'kovskiy V.O., Tejedor M., Barandiarán J.M., Orue I., Kurlyandskaya G.V. Ferrimagnetic properties of Co/(Gd-Co) multilayers // *J. Magn. Magn. Mater.* -2006. -V.304, No.2. -P.e703-e705.
 9. Vas'kovskiy V.O., Svalov A.V., Yuvchenko A.A., Kataeva E.A. Interlayer coupling and magnetization process in Co/X/Gd-Co artificial ferrimagnets // *Phys. Met. Metall.* -2006. -V.101, Suppl.1. -P.S84-S86.
 10. Svalov A.V., Fernandez A., Vas'kovskiy V.O., Kurlyandskaya G.V., Barandiarán J.M., Lopez Anton R., Tejedor M. MOKE study of Co/Ti/(Gd-Co) multilayers near the magnetic compensation state // *J. Alloys Comp.* -2006. -V. 419. -P.25-31.
 11. Васьковский В.О., Патрин Г.С., Великанов Д.А., Свалов А.В., Савин П.А., Ювченко А.А., Щёголева Н.Н. Магнетизм слоёв Co в составе многослойных плёнок Co/Si // *ФТТ.* -2007. -Т.49, вып.2. -С.291-296.
 12. Васьковский В.О., Патрин Г.С., Великанов Д.А., Савин П.А., Свалов А.В., Ювченко А.А., Щёголева Н.Н. Магнитный гистерезис мультислоев Co/Si с варьируемыми толщиной параметрами // *ФММ.* -2007. -Т.103, №3. -С.288-293.
 13. Svalov A.V., Vas'kovskiy V.O., Kurlyandskaya G.V., Barandiaran J.M., Schegoleva N.N., Sorokin A.N. Magnetic behaviour of Tb/Si nanoscale multilayers with small thickness of rare earth layers // *Chin. Phys. Lett.* -2007. -V.24. -P.1717-1719.
 14. Svalov A.V., Fernandez A., Vas'kovskiy V.O., Lopez Anton R., Barandiaran J.M., Tejedor M., Kurlyandskaya G.V. Coupling between Co

- and Gd-Co layers separated by nonmagnetic spacers // *Physica B*. -2007. - V.396. -P.113-116.
15. Svalov A.V., Fernández A, Tejedor M., Kurlyandskaya G.V. The effect of the additional biasing on the switching process in pseudo spin-valve structure // *Vacuum*. -2007. -V.81. -P.1012-1015.
 16. Васьковский В.О., Свалов А.В., Балымов К.Г., Курляндская Г.В., Сорокин А.Н. Индуцированные магнитные фазовые переходы в многослойных пленках типа GdCo/Co // *ФТТ*. -2008. -Т.50, вып.8. - С.1424-1429.
 17. Svalov A.V., Fernández A., Barandiarán J.M., Vas'kovskiy V.O., Orue I., Tejedor M., Kurlyandskaya G.V. Magnetic transitions in Co/(Gd-Co) multilayers // *J. Magn. Magn. Mater.* -2008. -V.320. -P.e734-e738.
 18. Svalov A.V., Vas'kovskiy V.O., Barandiarán J.M., Orue I., Sorokin A.N., Kurlyandskaya G.V. Magnetoresistive properties of Tb/Ti and Tb/Si multilayers // *Solid State Phenom.* -2009. -V.152-153. -P.237-240.
 19. Svalov A.V., Aseguinolaza I.R., Garcia-Arribas A., Orue I., Barandiarán J.M., Alonso J., Fdez-Gubieda M.L., Kurlyandskaya G.V. Structure and magnetic properties of thin permalloy films near the “transcritical” state // *IEEE Trans. Magn.* -2010. -V.46. -P.333-336.
 20. Kurlyandskaya G.V., Svalov A.V., Fernandez E., Garcia-Arribas A., Barandiarán J.M. FeNi-based magnetic layered nanostructures: magnetic properties and giant magnetoimpedance // *J. Appl. Phys.* -2010. -V.107. - P.09C502-3.
 21. Балымов К.Г., Васьковский В.О., Свалов А.В., Степанова Е.А., Кулеш Н.А. Особенности перемагничивания пленок Tb-Co/Fe₁₉Ni₈₁ с однонаправленной анизотропией // *ФММ*. -2010. -Т.110, № 6. - С.550–555.
 22. Diercks D., Svalov A.V., Kaufman M., Vas'kovskiy V.O., Kurlyandskaya G.V. Structure and electrical resistivity of sputtered Tb/Ti and Tb/Si magnetic multilayers // *IEEE Trans. Magn.* -2010. -V.46. -P.1515-1518.
 23. Васьковский В.О., Балымов К.Г., Ювченко А.А., Свалов А.В., Сорокин А.Н., Кулеш Н.А. Магниторезистивная среда Fe₁₉Ni₈₁/Tb-Co с внутренним магнитным смещением // *ЖТФ*. -2011. -Т.81, вып.7. - С.83-87.
 24. Васьковский В.О., Балымов К.Г., Свалов А.В., Кулеш Н.А., Степанова Е.А., Сорокин А.Н. Магнитная анизотропия аморфных пленок Tb-Co // *ФТТ*. -2011. -Т.53, вып.11. -С.2161-2168.
 25. Svalov A.V., Kurlyandskaya G.V., Vas'kovskiy V.O., Sorokin A.N., Diercks D. Magnetoresistance in nanostructured Tb/Ti and Tb/Si multilayers // *J. Appl. Phys.* -2011. -V.109. -P.023914-6.

26. Svalov A.V., Vas'kovskiy V.O., Barandiaran J.M., Balymov K.G., Orue I., Kurlyandskaya G.V. Structure and magnetic properties of nanostructured GdTb thin films // *Phys. Status Solidi A*. -2011. - V.208, No.10. -P.2273-2276.
27. López Antón R., Svalov A., Barandiarán J.M., Charlton T.R., Krzystyniak M., Kurlyandskaya G.V. Study of GdCo/Si/Co/Si multilayers by polarized neutron reflectivity // *J. Phys.: Conf. Series*. -2011. -V.325. -P.012018-4.
28. Kurlyandskaya G.V., Bhagat S.M., Svalov A.V., Fernandez E., Garcia-Arribas A., Barandiaran J.M. FeNi-based film nanostructures for high frequency applications: design and characterization // *Solid State Phenom.* -2011. -V.168-169. -P.257-260.
29. Villar Alzola N., Kurlyandskaya G.V., Larrañaga A., Svalov A.V. Structural peculiarities and magnetic properties of FeNi films and FeNi/Ti-based magnetic nanostructures // *IEEE Trans. Magn.* -2012. - V.48. -P.1605-1608.
30. Svalov A.V., Fernandez E., Garcia-Arribas A., Alonso J., Fdez-Gubieda M.L., Kurlyandskaya G.V. FeNi-based magnetoimpedance multilayers: Tailoring of the softness by magnetic spacers // *Appl. Phys. Lett.* -2012. - V.100. -P.162410-4.
31. Svalov A.V., Balymov K.G., Fernández A., Orue I., Larrañaga A., Vas'kovskiy V.O., Gutiérrez J., Kurlyandskaya G.V. Influence of temperature on structure and magnetic properties of exchange coupled TbCo/FeNi bilayers // *J. Nanosci. Nanotechnol.* -2012. -V.12. -P.7566-7570.
32. Васьковский В.О., Свалов А.В., Балымов К.Г., Кулеш Н.А. Влияние отжига на магнитную анизотропию и гистерезисные свойства пленочных структур, содержащих аморфные слои Tb-Co // *ФММ.* - 2012. -Т.113, вып.9. -С.908-912.
33. Svalov A.V., Vas'kovskiy V.O., Barandiaran J.M., Orue I., Sorokin A.N., Kurlyandskaya G.V. Magnetoresistive properties of Gd/Ti multilayers // *Solid State Phenom.* -2012. -V.190. -P.137-140.
34. Kurlyandskaya G.V., García-Arribas A., Fernández E., Svalov A.V. Nanostructured magnetoimpedance multilayers // *IEEE Trans. Magn.* - 2012. -V. 48, No.4. -P.1375-1380.
35. Fernández E., Svalov A.V., García-Arribas A., Feuchtwanger J., Barandiaran J.M., Kurlyandskaya G.V. High performance magnetoimpedance in FeNi/Ti nanostructured multilayers with opened magnetic flux // *J. Nanosci. Nanotechnol.* -2012. -V.12. -P.7496-7500.
36. Villar Alzola N., Svalov A.V., Mayura N., Kulesh N.A., Larrañaga A., Kurlyandskaya G.V. Structure and magnetic properties of FeNi/Ti

- sputtered multilayers // EPJ Web of Conferences. -2013. –V.40. – P.17002-4.
37. Svalov A.V., Savin P.A., Lepalovskij V.N., Larrañaga A., Vas'kovskiy V.O., Garcia Arribas A., Kurlyandskaya G.V. Exchange biased FeNi/FeMn bilayers with coercivity and switching field enhanced by FeMn surface oxidation // AIP Advances. -2013. –V.3. –P.092104-8.
 38. Svalov A.V., Vas'kovskiy V.O., Larrañaga A., Kurlyandskaya G.V. Structure evolution and magnetic properties of annealed nanoscale Gd/Ti multilayers // EPJ Web of Conferences -2013. –V.40. –P.08005-4.
 39. Svalov A.V., Larrañaga A., Kurlyandskaya G.V. Effect of Ti seed and spacer layers on structure and magnetic properties of FeNi thin films and FeNi-based multilayers // Mat. Sci. Eng. B. -2014. -V.188. –P.102-105.
 40. Svalov A.V., Savin P.A., Lepalovskij V.N., Larrañaga A., Vas'kovskiy V.O., García Arribas A., Kurlyandskaya G.V. Tailoring the exchange bias in FeNi/FeMn bilayers by heat treatment and FeMn surface oxidation // IEEE Trans. Magn. -2014. -V. 50,N 4. -P.2003904-4.
 41. Савин П.А., Лепаловский В.Н., Свалов А.В., Васьковский В.О., Курляндская Г.В. Эффект фазового расслоения в структуре Fe₂₀Ni₈₀/Fe₅₀Mn₅₀ с обменным смещением // ФММ. -2014. – Т.115,№ 9. -С.913-920.
 42. Свалов А.В., Васьковский В.О., Балымов К.Г., Сорокин А.Н., Курляндская Г.В. Гистерезисные свойства наноструктурированных пленок тербия // ЖТФ. -2014. –Т.84,вып.4. -С.63-67.
 43. Svalov A.V., Vas'kovskiy V.V., Balymov K.G., Alonso J., Fdez-Gubieda M.L., Kurlyandskaya G.V. Magnetic properties and magnetic entropy change in Gd/Ti multilayer s// IEEE Trans. Magn. -2014. -V.50,N.11. - P.2302204.
 44. Svalov A., Lokamani L., Schäfer R., Vas'kovskiy V., Kurlyandskaya G. Magnetization processes and magnetic domain structure in weakly coupled GdCo/Si/Co magnetic trilayers // J. Alloys Comp. -2014. –V.615. –P.S366–S370.
 45. Svalov A.V., González Asensio B., Chlenova A.A., Savin P.A., Larrañaga A., Gonzalez J.M., Kurlyandskaya G.V. Study of the effect of the deposition rate and seed layers on structure and magnetic properties of magnetron sputtered FeNi films // Vacuum. -2015. -V.119. –P.245-249.
 46. Svalov A.V., Kurlyandskaya G.V., González Asensio B., Collantes J.M., Larrañaga A. Tuning the structure and magnetic softness of thin permalloy films by variations in the thickness of titanium seed layer // Mater. Lett. -2015. –V.152. –P.159–162.
 47. Svalov A.V., Vas'kovskiy V.O., Larrañaga A., Kurlyandskaya G.V. Structure and magnetic properties of FeNi/Ti multilayered films grown by

- magnetron sputtering // *Solid State Phenom.* -2015. –Vols.233-234. - P.591-594.
48. Васьковский В.О., Лепаловский В.Н., Горьковенко А.Н., Кулеш Н.А., Савин П.А., Свалов А.В., Степанова Е.А., Щёголева 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, вып.1. -С.118-125.
 49. Svalov A.V., Kurlyandskaya G.V., Lepalovskij V.N., Savin P.A., Vas'kovskiy V.O. Exchange bias in FeNi/FeMn/FeNi multilayers // *Superlattices Microstruct.* -2015. –V.83. –P.216–223.
 50. Kurlyandskaya G.V., Fernández E., Safronov A.P., Svalov A.V., Beketov I., Burgoa Beitia A., García-Arribas A., Blyakhman F.A. Giant magnetoimpedance biosensor for ferrogel detection: Model system to evaluate properties of natural tissue // *Appl. Phys. Lett.* -2015. –V.106. – P.193702-5.
 51. Svalov A.V., Sorokin A.N., Savin P.A., García-Arribas A., Fernández A., Vas'kovskiy V.O., Kurlyandskaya G.V. Co/Cu/Co pseudo spin-valve system prepared by magnetron sputtering with different argon pressure // *Key Eng. Mater.* -2015. -V.644. -P.211-214.
 52. Savin P.A., Guzmán J., Lepalovskij V.N., Svalov A.V., Kurlyandskaya G.V., Asenjo A., Vas'kovskiy V.O., Vazquez M. Exchange bias in sputtered FeNi/FeMn systems: Effect of short low-temperature heat treatments // *J. Magn. Magn. Mater.* -2016. –V.402. –P.49–54.
 53. Svalov A.V., Kurlyandskaya G.V., Vas'kovskiy V.O., Larrañaga A., Domingues Della Pace R., Plá Cid C.C. Thickness-dependent Curie temperature in ferrimagnetic Gd-Co/Ti multilayers // *Superlattices Microstruct.* -2016. –V.90. –P.242–246.
 54. Chlenova A.A. Svalov A.V., Kurlyandskaya G.V., Volchkov S.O. Magnetoimpedance of FeNi-based asymmetric sensitive elements // *J. Magn. Magn. Mater.* -2016. –V.415. –P.87–90.
 55. Kurlyandskaya G.V., Fernández E., Svalov A., Burgoa Beitia A., García-Arribas A., Larrañaga A. Flexible thin film magnetoimpedance sensors // *J. Magn. Magn. Mater.* -2016. –V.402. –P.49–54.
 56. Svalov A.V., Kurlyandskaya G.V., Vas'kovskiy V.O. Thermo-sensitive spin valve based on layered artificial ferrimagnet // *Appl. Phys. Lett.* - 2016. –V.108. –P.063504-4.
 57. Свалов А.В., Курляндская Г.В., Балымов К.Г., Васьковский В.О. Спиновые клапаны на основе аморфных ферримагнитных плёнок Gd-Co // *ФММ.* -2016. –Т.117, вып.9 –С.907-913.
 58. Doblás D., Moreno-Ramírez L.M., Franco V., Conde A., Svalov A.V., Kurlyandskaya G.V. Nanostructuring as a procedure to control the field

dependence of the magnetocaloric effect // *Materials and Design*. -2017. – V.114. –P.214–219.

Патенты:

59. Патент на изобретение RU 2451769 С2, опубликован 20.10.2011, Способ, устройство для получения многослойных пленок и многослойная структура, полученная с их использованием. Васьковский В.О., Савин П.А., Курляндская Г.В., Свалов А.В., Сорокин А.Н.
60. Патент на изобретение RU 0002572921 С2, опубликован 14.11.2013, Способ получения многослойных магнитных пленок. Сорокин А.Н., Свалов А.В., Васьковский В.О., Савин П.А., Курляндская Г.В.

Другие публикации:

61. Васьковский В.О., Патрин Г.С., Великанов Д.А., Свалов А.В., Щёголева Н.Н. Спонтанная намагниченность и особенности термоиницированного намагничивания планарных наноструктур Co/Si // ФНТ. -2007. -Т.33,№4. -С.439-445.
62. Свалов А.В., Васьковский В.О., Курляндская Г.В. Многослойные плёнки 3d- и 4f-металлов, в кн. Магнетизм наносистем на основе редкоземельных и 3d-переходных металлов, под ред. В.О. Васьковского. – Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та. -2008. -С.60-118.
63. Vas'kovskiy V.O., Svalov A.V., Kurlyandskaya G.V. Magnetism in Rare Earth - Transition Metal Multilayers. In Encyclopedia of Nanoscience and Nanotechnology. Nalwa H.S. (Ed.) - Valencia: American Scientific Publishers. -2011. -V.16. -P.75-98.

Список цитируемой литературы

1. Сухвало С.В. Структура и свойства магнитных плёнок железо-никель-кобальтовых сплавов. – Минск: Наука и техника, 1974. – 336 с.
2. Фролов Г.И., Жигалов В.С. Физические свойства и применение магнитоплёночных нанокмпозитов. – Новосибирск: Издательство СО РАН, 2006. - 188 с.
3. Tumansky S. Thin film magnetoresistive sensors. – Bristol: IOP Publishing Ltd, 2001. - 576 p.
4. Ферг А. Происхождение, развитие и перспективы спинтроники// УФН. -2008. –Т.178. -№12. –С.1336-1348.
5. Грюнберг П.А. От спиновых волн к гигантскому магнетосопротивлению и далее // УФН. -2008. –Т.178. -№12. – С.1349-1358.

6. Stebliy M.E., Ognev A.V., Samardak A.S., Kolesnikov A.G., Chebotkevich L.A., Han X. Vortex manipulation and chirality control in asymmetric bilayer nanomagnets // *J. Appl. Phys.* –2015. –V.117. – P.17A317-3.
7. Skirdkov P. N., Zvezdin K. A., Belanovsky A. D., George J. M., Wu J. C., Cros V., Zvezdin A. K. Large amplitude vortex gyration in permalloy/Bi₂Se₃-like heterostructures // *Phys. Rev. B.* -2015. –V. 92. – P.094432-5.
8. Никитин С.А. Магнитные свойства редкоземельных металлов и их сплавов. М.: Изд-во МГУ. -1989. -248 с.
9. Vas'kovskiy V.O., Svalov A.V., Kurlyandskaya G.V. Magnetism in Rare Earth/Transition Metal Multilayers. In *Encyclopedia of Nanoscience and Nanotechnology*. Nalwa H.S. (Ed.) - Valencia: American Scientific Publishers. -2004. -V.4. -P.925-947.
10. Franco V., Blázquez J.S., Ingale B., Conde A. The magnetocaloric effect and magnetic refrigeration near room temperature: materials and models // *Annu. Rev. Mater. Res.* -2012. –V.42. –P.305–346/
11. Kirby B.J., Lau J.W., Williams D.V., Bauer C.A., Miller C.W. Impact of interfacial magnetism on magnetocaloric properties of thin film heterostructures // *J. Appl. Phys.* -2011. -V.109. -P.063905-4.
12. Givord D., Betz J., Mackay K., Toussaint J.C., Voiron J., Wüchener S. Properties of rare-earth–transition-metal sandwich films // *J. Magn. Magn. Mater.* –1996. –V.159,N.1–2. –P.71–79.
13. Sellmyer D.J., Yu M., Kirby R.D. Nanostructured magnetic films for extremely high density recording // *Nanostructured Materials.* –1989. – V.12,N.5–8. –P.1021–1025.
14. Holz A., Kronmüller H. The nucleation of stripe domains in thin ferromagnetic films // *Phys. Stat. Sol.* - 1969. – V. 32, №2. – P. 787-798.
15. Васьковский, В.О., Савин П.А., Лепаловский В.Н., Рязанцев А.А. Многоуровневое межслойное взаимодействие в слоистых плёночных структурах // *ФТТ.* - 1997. – Т. 39. - № 12. - С. 2191-2194.
16. Grundy P.J. Interfacial properties in Co-based multilayer films // *J. Alloys Comp.* -2001. – V. 326. - P. 226-233.
17. Farle M., Baberschke K., Stetter U., Aspelmeier A., Gerhardt F. Thickness-dependent Curie temperature of Gd(0001)/W(110) and its dependence on the growth conditions // *Phys. Rev. B.* - 1993. - V. 47. – P. 11571-11574.
18. Franco V., Conde A. Magnetic refrigerants with continuous phase transitions: Amorphous and nanostructured materials // *Scripta Materialia.* - 2012. - V. 67. - P. 594-599.