

На правах рукописи

Федоров Владимир Викторович

**ИЗУЧЕНИЕ ПРОЦЕССОВ РОСТА, СТРУКТУРЫ И МАГНИТНЫХ
СВОЙСТВ ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ ГЕТЕРОСТРУКТУР НА ОСНОВЕ
ФТОРИДОВ (CaF_2 ; MnF_2) И МЕТАЛЛОВ (Co; Ni)**

Специальность 01.04.07 – Физика конденсированного состояния

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание ученой степени
кандидата физико-математических наук

Санкт-Петербург

2015 г

*Работа выполнена в ФГБУН Физико-техническом институте им. А.Ф. Иоффе
Российской академии наук*

Научный руководитель: *кандидат физ.-мат. наук
старший научный сотрудник*
Сергей Михайлович Сутурин

Официальные оппоненты: *доктор физ.-мат. наук, профессор*
Родный Петр Александрович
ФГБОУ ВПО Санкт-Петербургский
политехнический университет Петра Великого,
кафедра экспериментальной физики

кандидат физ.-мат. наук, зав. лаб.
Физики кристаллов
Черненко Юрий Петрович
ФГБУ “Петербургский институт ядерной
физики им. Б.П. Константинова”

Ведущая организация: ФГБОУ ВПО Санкт-Петербургский
государственный университет (СПбГУ)

Защита состоится 15 октября 2015 г. в 15 часов на заседании диссертационного совета Д 002.205.01 при ФГБУН Физико-техническом институте им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук, расположенном по адресу: 194021, Санкт-Петербург, Политехническая ул., д. 26.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке и на сайте ФТИ им. А.Ф. Иоффе, адрес сайта: www.ioffe.ru

Автореферат разослан __ сентября 2015 г.

Отзывы и замечания по автореферату в двух экземплярах, заверенные печатью, просьба высылать по вышеуказанному адресу на имя ученого секретаря диссертационного совета Д 002.205.01.

Ученый секретарь
диссертационного совета,
кандидат физико-математических наук

А.А. Петров

Общая характеристика работы

Диссертационная работа посвящена изучению процессов формирования и исследованию кристаллической структуры и магнитных свойств эпитаксиальных гетероструктур со слоями ферромагнитных переходных металлов (Co, Ni) и фторидов (CaF_2 , MnF_2) на подложках кремния.

Актуальность темы диссертационной работы проблемы

Гетероструктуры ферромагнетик (ФМ) / антиферромагнетик (АФМ) представляют собой класс новых искусственных материалов, при охлаждении которых в приложенном магнитном поле ниже температуры Нееля АФМ проявляется однонаправленная магнитная анизотропия или так называемый эффект обменного смещения петли магнитного гистерезиса. Открытый еще в 1956 году эффект [1] используется при создании приборов на основе спиновых клапанов для того, чтобы зафиксировать направление намагниченности “опорного” ферромагнитного слоя. Однако до сих пор отсутствует единая картина, описывающая механизмы взаимодействия между ФМ и АФМ слоями [2,3].

В работе [4] было показано, что на поверхности буферных слоев CaF_2 на подложках Si могут быть получены эпитаксиальные слои MnF_2 с метастабильной при нормальных условиях орторомбической структурой типа $\alpha\text{-PbO}_2$. Использование в качестве АФМ тонких пленок MnF_2 в метастабильной модификации представляет интерес в связи с отличием их магнитных свойств, например магнитного порядка, от свойств объемного материала [5]. В качестве ФМ материала были выбраны переходные элементы: никель и кобальт. Значительное отличие констант магнитокристаллической анизотропии, а также магнитных моментов кобальта и никеля ($1.2\mu_B$ и $0.6\mu_B$ на атом, соответственно), позволяет рассматривать их как “магнитожесткий” и “магнитомягкий” ферромагнетики. Соотношение свободных энергий поверхности металлов и фторидов должно способствовать росту кобальта и никеля на поверхности фторида в виде отдельных наноразмерных островков. Создание и исследование гетероструктур, в которых ФМ слой представлен в виде упорядоченного массива эпитаксиальных наночастиц с заданными размерами и плотностью, а также контролируемой магнитной анизотропией, представляет интерес с точки зрения получения функциональных устройств без применения сложных и дорогостоящих литографических процедур.

На настоящий момент большая часть публикаций посвящена исследованию систем ФМ/АФМ, образованных либо сплошными слоями, либо состоящих из отдельных частиц типа ядро - оболочка. Исследование эффекта обменного

смещения в системах с эпитаксиальными наночастицами на поверхности АФМ ранее не изучалось. Значительное внимание в настоящей работе уделено исследованию свойств системы ФМ/АФМ при температурах, превышающих температуру АФМ упорядочения, что также мало освещено в литературе.

В работе применяются современные методы рентгеновского магнитного циркулярного дихроизма (XMCD), а также рентгеновской резонансной магнитной рефлектометрии (XRMR) [6], отличительной особенностью, которых является возможность получать информацию о магнитных свойствах с элементной селективностью и, тем самым, исследовать каждый из слоев структуры в отдельности, что позволяет подойти к исследованию гетероструктур на качественно новом уровне.

Исходя из вышеизложенного, имеются достаточные основания считать тему представленной диссертации весьма актуальной, как с точки зрения фундаментального исследования, так и с точки зрения решения практических задач.

Целью данной работы было изучение процессов формирования, а также исследование структурных и магнитных свойств наногетероструктур на основе ферромагнитных металлов кобальта и никеля и антиферромагнитного фторида марганца, выращенных на поверхности буферных слоев фторида кальция на подложках кремния.

Для достижения поставленной цели были решены следующие основные задачи:

- Изучены процессы формирования самоупорядоченных массивов эпитаксиальных наночастиц кобальта и никеля на поверхностях фторида кальция (CaF_2) на подложках кремния с ориентациями (111) и (001). Дано описание ростовых процессов в рамках кинетической модели зародышеобразования и роста. Определены форма и огранка островков кобальта и никеля, их кристаллическая структура и эпитаксиальные соотношения на гетерогранице $\text{Co}(\text{Ni})/\text{CaF}_2$.
- Исследованы процессы эпитаксиального роста магнитоупорядоченных гетероструктур ФМ/АФМ со слоями кобальта и никеля и фторида марганца на подложках кремния с ориентациями (111) и (001). Изучена морфология поверхности и границы раздела гетероструктур ФМ/АФМ, определена кристаллическая структура.
- Результаты исследования магнитных свойств сопоставлены с результатами исследования структуры и морфологии гетероструктур.

- Исследован эффект «обменного смещения» петли магнитного гистерезиса и другие «эффекты близости» на гетерогранице ФМ/АФМ методами рентгеновского магнитного циркулярного дихроизма, а также рентгеновской резонансной магнитной рефлектометрии.

Научная новизна: Большая часть результатов диссертационного исследования являются новыми и оригинальными. Научную новизну диссертационной работы определяют следующие наиболее существенные достижения, полученные лично соискателем:

- Разработана технология получения массивов эпитаксиальных наночастиц кобальта и никеля на поверхностях CaF_2 (111), (110) и (001) методом молекулярно-лучевой эпитаксии. Найдены условия, при которых в эпитаксиальных наночастицах кобальта стабилизируется метастабильная кубическая фаза. Предложена теоретическая модель, описывающая процессы роста.

- В гетероструктурах ферромагнетик / антиферромагнетик на основе фторидов и металлов обнаружен эффект магнитной близости, проявляющийся как ниже, так и выше температуры Нееля: установлено, что на гетерограницах Co/MnF_2 и Ni/MnF_2 между Co (Ni) и ионами Mn^{2+} возникает обменное взаимодействие антиферромагнитного типа, в результате которого в слое фторида-антиферромагнетика формируется нескомпенсированный магнитный момент ионов Mn^{2+} , пропорциональный намагниченности слоя ФМ.

Научная и практическая значимость: В диссертационной работе получен ряд новых результатов, представляющих интерес, как с позиции исследования фундаментальных свойств объектов физики конденсированного состояния, так и с точки зрения их практического применения:

Разработан метод получения самоупорядоченных, обладающих одноосной магнитной анизотропией, одномерных массивов эпитаксиальных наночастиц кобальта и никеля, расположенных вдоль атомных ступеней вицинальной поверхности $\text{CaF}_2/\text{Si}(111)$. Разработанная двухстадийная методика роста делает возможным создание массивов эпитаксиальных наночастиц с заданными размерами и плотностью, что может быть полезно при создании функциональных устройств без применения сложных литографических процедур.

Разработана технология создания эпитаксиальных гетероструктур ферромагнетик / антиферромагнетик со слоями магнитных наночастиц кобальта и

никеля на поверхности антиферромагнитного фторида марганца с различными кристаллографическими ориентациями: (111), (110) и (100) и контролируемым характерным масштабом поверхностного рельефа. Полученные результаты демонстрируют возможность эффективного управления такими параметрами, характеризующими магнитные свойства гетероструктур, как энергия одноосной магнитной анизотропии и коэрцитивная сила.

В гетероструктурах металл ферромагнетик - фторид антиферромагнетик обнаружен “эффект магнитной близости”: образование ферромагнитного упорядочения ионов Mn^{2+} в приграничной области слоя MnF_2 в результате антиферромагнитного обменного взаимодействия со слоем ФМ. Полученный результат демонстрирует проявление в магнитоупорядоченных гетероструктурах новых, не наблюдаемых в объемных материалах, магнитных свойств и представляет значительный интерес как при дальнейшем исследовании природы эффекта обменного смещения, так и с точки зрения возможности управления параметрами магнитной анизотропии в функциональных гетероструктурах.

Основные положения, выносимые на защиту:

1. Механизм Вольмера-Вебера, реализующийся при молекулярно-лучевой эпитаксии кобальта и никеля на поверхности буферных слоев CaF_2 (111), (110) и (001) на подложках Si, приводит к образованию самоупорядоченных массивов наноразмерных островков. Зависимость поверхностной плотности и размеров островков Co и Ni от условий роста может быть описана с помощью кинетической модели нуклеации и роста. Нанесение низкотемпературного затравочного слоя позволяет уменьшить десорбцию на стадии роста основного высокотемпературного слоя, что делает возможным создание массивов эпитаксиальных наночастиц металлов с заданными размером и поверхностной плотностью.

2. Кристаллографическая ориентация Co и Ni строго задается ориентацией решетки буферного слоя, благодаря соответствию трех постоянных решетки металла двум постоянным решетки фторида. В эпитаксиальных наночастицах кобальта стабилизируется метастабильная при нормальных условиях кубическая фаза. Вероятность дефектообразования, связанного с чередованием кубической и гексагональной упаковок, может быть существенно снижена путем выбора повышенной температуры роста (>500 °C).

3. При гетероэпитаксиальной стабилизации метастабильной фазы MnF_2 типа α - PbO_2 на поверхностях CaF_2 (111), (110) и (001) слой разбивается на ориентационные домены. Число типов доменов определяется симметричными отношениями и

структурой гетерограницы между орторомбической и кубической решеткой MnF_2 и CaF_2 . Характерный размер доменов может быть задан выбором режимов двухстадийного роста.

4. Методом молекулярно-лучевой эпитаксии могут быть получены гетероструктуры ферромагнетик / антиферромагнетик с планарной границей раздела на основе ферромагнитных металлов Co и Ni и антиферромагнитного фторида марганца. Зарождение Co и Ni на поверхности MnF_2 происходит в виде островков. Размер островков оказывается меньше, а поверхностная плотность больше, чем на поверхности CaF_2 , что связано с большей энергией связи адатомов на поверхности MnF_2 .

5. Массивы отдельно стоящих эпитаксиальных наночастиц Co и Ni на поверхностях CaF_2 (111), (110) и (001) обладают магнитной анизотропией типа легкая плоскость, обусловленной формой частиц и магнитным дипольным взаимодействием между ними. В цепочках наночастиц, упорядоченных вдоль атомных ступней поверхности CaF_2 (111), наблюдается одноосная магнитная анизотропия, вызванная межчастичным магнитным дипольным взаимодействием.

6. В слоях плотно расположенных частиц Co и Ni с эффективной толщиной более 3 нм, выращенных на поверхности MnF_2 , существенное влияние на процессы перемагничивания оказывает обменное взаимодействие между частицами, в результате которого перемагничивание слоя осуществляется за счет образования доменов с противоположной ориентацией намагниченности и движения доменных стенок. Для слоев Co и Ni на поверхности CaF_2 обменное взаимодействие между частицами наблюдается при эффективных толщинах более 10 нм.

7. На гетерограницах Co/ MnF_2 (111), (110) и (001), и Ni/ MnF_2 (111) как выше, так и ниже $T_{\text{Нееля}} \text{MnF}_2$, имеет место антиферромагнитное обменное взаимодействие между Co (Ni) и ионами Mn^{2+} , в результате которого на интерфейсе ФМ/ MnF_2 появляется нескомпенсированный магнитный момент ионов Mn^{2+} , пропорциональный намагниченности ферромагнетика.

Достоверность полученных результатов: основные выводы диссертационной работы и выносимые на защиту положения являются достаточно обоснованными. Надежность и достоверность полученных результатов подтверждается следующим: 1) Воспроизводимостью экспериментальных данных. 2) Согласием экспериментальных результатов с предложенными теоретическими моделями. 3) Соответствием результатов, полученных микроскопическими методами и методами, основанных на рассеянии рентгеновского излучения, дающих интегральную оценку

структуры образцов. 4) Применением для исследования кристаллической структуры и магнитных свойств с элементной чувствительностью передовых методов с использованием синхротронного излучения.

Апробация работы:

По основным результатам диссертации в рецензируемых международных научных журналах опубликовано четыре статьи, их список представлен в конце диссертации. Результаты исследований, составляющих основу диссертационной работы, докладывались на семинарах лаборатории и на 24 национальных и международных конференциях. В том числе непосредственно автором, были представлены доклады на следующих всероссийских и международных школах и конференциях: 47-ая Зимняя Школа ПИЯФ по физике конденсированного состояния (ФКС 2013) , СПб, 11- 16 марта 2013 г.; Международный симпозиум “Спиновые волны 2013” (Spin Waves 2013), Санкт-Петербург 9-15 Июня 2013 г.; Международный симпозиум “Joint European Magnetic Symposia” (JEMS 2013), Родос, Греция, 25-30 августа 2013 г.; Международная конференция “Donostia International Conference on Nanoscaled Magnetism and Applications” (DICNMA 2013), Сан-Себастьян, Испания, 9-13 сентября 2013 г.; Международная конференция “International Conference on Surface X-ray and Neutron Scattering” (SXNS13), Гамбург, Германия, 7-11 Июля, 2014г.; Российская молодежная конференция по физике и астрономии "Физика.СПб", Санкт-Петербург, 29-30 октября 2014 г.; Молодежная секция совещания по использованию рассеяния нейтронов и синхротронного излучения в конденсированных средах (РНСИ-КС-2014), Санкт-Петербург, 27-31 октября 2014 г.;

Публикации: По материалам диссертации опубликовано 4 печатные работы в изданиях, входящих в список ВАК. Список публикаций приведен в конце автореферата

Структура и объем диссертации: Диссертация состоит из введения, пяти глав и заключения, изложенных на 206 страницах машинописного текста. Диссертация включает 151 рисунок, 12 таблиц и список литературы из 369 наименований.

Содержание работы

Во введении обоснована актуальность выбранной темы и методов исследования, определена общая цель и основные задачи диссертационной работы, отражена научная новизна и практическая значимость, изложены основные

положения, выносимые на защиту, обоснована достоверность полученных результатов, а также кратко изложена структура диссертации.

Первая глава представляет собой обзор литературы, в первой части которого отражено современное состояние в области создания гетероструктур со слоями фторидов, а также массивов эпитаксиальных магнитных наночастиц. Обоснован выбор материалов – Co, Ni и MnF₂, дано описание возможных стабильных и метастабильных фаз и особенностей магнитных свойств. Во второй части обзора представлен анализ основных работ, посвященных исследованию влияния размерных эффектов на магнитные свойства наногетероструктур, а также работ, поднимающих проблему изучения магнитных эффектов близости. Сформулированы основные цели работы и методы их достижения.

Во второй главе обоснован выбор экспериментальных методик, использовавшихся в работе, приведено описание экспериментальных установок. Подробно описаны метод молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ) и устройство технологической установки. Рассмотрены как микроскопические методы исследования морфологии поверхности и границ раздела гетероструктур, так и методы, основанные на рассеянии рентгеновского излучения – рентгеновская рефлектометрия и малоугловое рентгеновское рассеяние (GISAXS). Описано применение методов исследования кристаллической структуры как *in-situ* - дифракция быстрых электронов (ДБЭ), так и *ex-situ* - рентгеновская дифракция в геометрии скользящего падения (Grazing incidence X-ray diffraction - GIXD). Помимо магнитооптических методов, таких как векторная магнитометрия на основе магнитооптического эффекта Керра (МОЭК) и Керровская микроскопия, особое внимание уделено методам исследования магнитных свойств с элементной селективностью – рентгеновскому магнитному циркулярному дихроизму (XMCD) и рентгеновской резонансной магнитной рефлектометрии (XRMR) [6]. Указан личный вклад автора в использовании каждой из методик. Эксперименты по выращиванию гетероструктур методом МЛЭ, исследования методами ДБЭ и атомно-силовой микроскопии (АСМ) выполнялись лично соискателем. Также соискатель принимал непосредственное участие в постановке задач, планировании и проведении синхротронных экспериментов методами GIXD, GISAXS, XMCD и XRMR.

Третья глава посвящена исследованию процессов эпитаксиального роста кобальта и никеля на поверхности буферных слоев CaF₂ на подложках кремния. Для предотвращения образования силицидов металлов выращивание Co и Ni осуществлялось на поверхности буферных слоев CaF₂. В зависимости от условий роста, буферный слой CaF₂ может, как повторять ориентацию подложки (111) и

(001), так и формировать сильно анизотропную поверхность (110), образованную вытянутыми вдоль одного из направлений $\langle 110 \rangle$ Si “гофрами” с боковыми склонами, образованными плоскостями типа $\{111\}$. Оптимизация условий роста позволила получить атомно-гладкие буферные слои CaF_2 (111), повторяющие вицинальные ступени подложки Si, а также слои CaF_2 (001) с заданным рельефом поверхности.

Особенности и закономерности процессов роста Co изучены в максимально возможном диапазоне ростовых параметров: при температурах от комнатной до 600 °C, эффективных толщинах слоя (экспозициях) от 0.1 до 50 нм и скоростях роста от 0.05 до 0.5 нм/мин. Методами атомно-силовой (АСМ) и сканирующей электронной (СЭМ) микроскопии установлено, что при молекулярно-лучевой эпитаксии кобальта и никеля на поверхности буферных слоев CaF_2 (111), (110) и (001) на подложках Si реализуется островковый механизм роста Вольмера-Вебера. Зарождение и рост в виде отдельных островков приводит к образованию самоупорядоченных массивов наночастиц металлов. С помощью метода спектроскопии рассеяния ионов средней энергии (MEIS) показано, что при ростовой температуре 300 °C с поверхности подложки испаряется ~50% нанесенного материала, а при 500 °C >90%. Полученные зависимости высоты островков от экспозиции могут быть объяснены, если выделить два основных режима роста. При низких температурах, менее 300 °C, рост осуществляется за счет поверхностной диффузии адатомов по CaF_2 , а при более высоких температурах рост идет в основном за счет прямого попадания адатомов Co на уже зародившиеся островки, так как большая часть адатомов Co десорбируется с поверхности CaF_2 не успевая присоединиться к растущим островкам. Продемонстрирована применимость модели, описывающей зарождение и рост островков в рамках кинетической теории нуклеации [7]. Установлено, что коалесценция островков при повышенной температуре соответствует скорее жидкостно-подобному, чем твердофазному механизму. Коалесцируя, островки стремятся уменьшить площадь своей поверхности.

Совместное использование методов ДБЭ (*in-situ*) и рентгеноструктурного анализа (*ex-situ*) позволило подробно исследовать кристаллическую структуру островков Co и Ni. Было установлено, что в островках кобальта на CaF_2 наблюдается стабилизация кубической фазы, метастабильной при нормальных условиях в объемных кристаллах. Определено, что ориентация решетки эпитаксиальных массивов наночастиц Co и Ni однозначно задается ориентацией буферного слоя CaF_2 . Эпитаксиальная стабилизация и ориентация ГЦК решетки металлов осуществляется за счет соответствия трех постоянных решетки металла двум постоянным решетки фторида. Показано, что постоянные решетки в островках

Co и Ni соответствуют значениям для объемных кристаллов, что свидетельствует о том, что в решетках растущих островков отсутствуют напряжения. Анализ формы Брэгговских рефлексов показал наличие медленного степенного спада интенсивности вдоль не радиальных направлений типа $\langle 111 \rangle$ - см. Рис. 1. Подобный спад обычно имеет место при планарном ограничении кристалла - фасетировании. Однако, уширение рефлексов оказывается заметно больше, чем уширение, связанное с размером островков. Кроме того, наблюдаются рефлексы, соответствующие гексагональной фазе Co. В ходе моделирования формы Брэгговских рефлексов было установлено, что наблюдаемое уширение может быть объяснено присутствием в островках Co планарных дефектов, связанных со спонтанным чередованием кубической и гексагональной упаковок вдоль направлений типа $\langle 111 \rangle$. Наличие дефектов упаковки было также подтверждено методом ПЭМ. В сравнении с Co число дефектов упаковки в частицах Ni имеет на порядок более низкую плотность и в них никогда не образуются дефектов, связанных с включениями гексагональной фазы – см Рис. 1.

Установлено, что в связи с особенностью эпитаксиального согласования решеток Co и CaF_2 дефекты упаковки могут возникать также в процессе коалесценции островков. Так как с каждой второй атомной плоскостью CaF_2 согласуется лишь каждая третья атомная плоскость Co, оказывается возможен сдвиг решетки Co в соседнем островке на одну или две элементарные ячейки. Таким образом, решетки Co в соседних островках Co будут сдвинуты по фазе, а при коалесценции таких островков, будет образовываться антифазная граница. Помимо этого, антифазные границы могут образовываться при коалесценции островков, решетки которых развернуты друг относительно друга на 180° из-за двойникования.

Применение двухстадийной технологии роста с использованием тонкого затравочного слоя, наносимого при низкой температуре, решает проблему

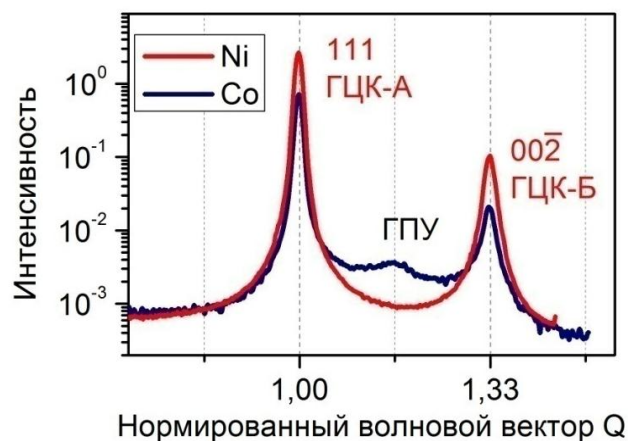


Рис. 1 Профиль распределения интенсивности в обратном пространстве вдоль направления $[11\bar{1}]$, проходящий через незеркальный Брэгговский рефлекс (111) для массивов островков Co и Ni с ориентацией (001) , полученных по двухстадийной методике. Волновой вектор Q нормирован на длину вектора обратного пространства $[111]$.

десорбции и позволяет поднять температуру на стадии роста основного слоя до 600-700 °С. Высокая ростовая температура существенно повышает кристаллическое качество эпитаксиальных наночастиц, уменьшая число дефектов, и практически подавляет спонтанное чередование кубической и гексагональной упаковок в кобальтовых островках – см. Рис. 1. Использование двухстадийной методики делает возможным получение массивов частиц с заданными параметрами – поверхностной плотностью (1-5000 мкм⁻²) и размером (5-200 нм). На Рис. 2 представлены АСМ изображения морфологии поверхности слоя Со, выращенного по двухстадийной методике на поверхности буферных слоев СаF₂ с различной ориентацией. Показано, что атомные ступени вицинальной поверхности СаF₂/Si являются местами предпочтительной нуклеации, и на них могут быть выращены самоупорядоченные одномерные массивы островков – см. Рис. 5 а).

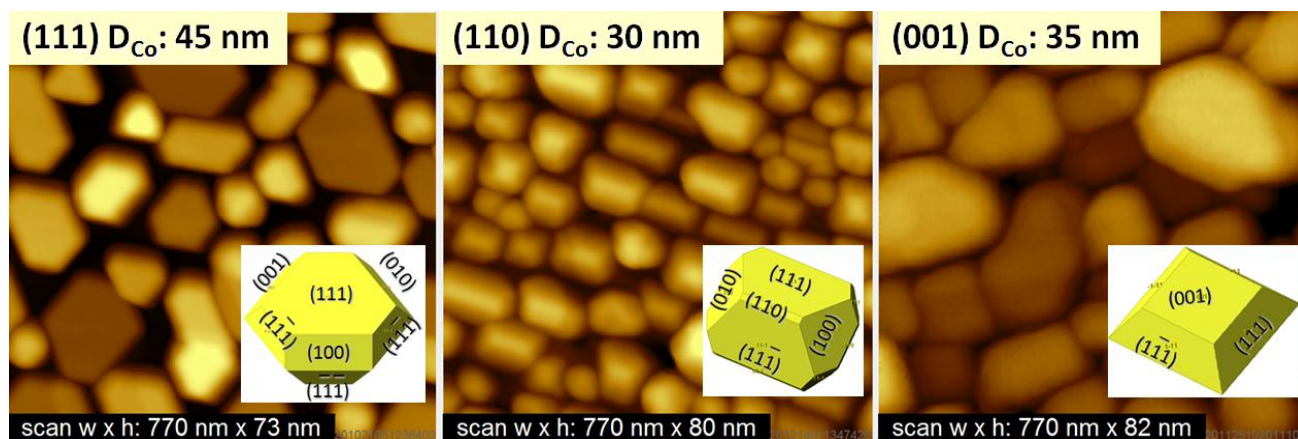


Рис. 2 АСМ изображения морфологии поверхности слоя Со, выращенного по двухстадийной методике на поверхности буферного слоя СаF₂ с ориентацией (111), (001) и (110). На вставках приведена установленная форма островков Со.

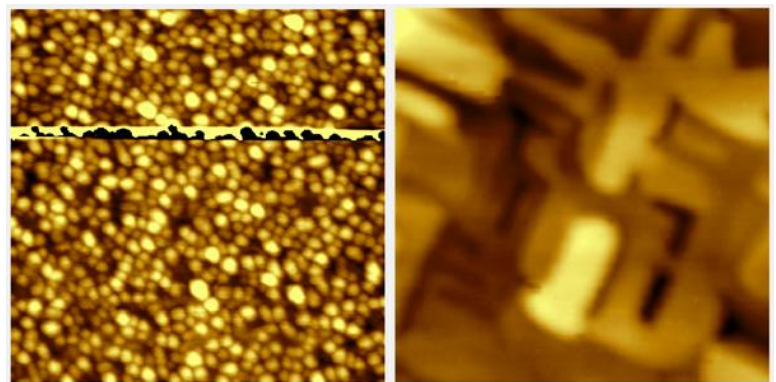
Анализ размера и формы частиц был выполнен при помощи совместного использования микроскопических методов и метода малоуглового рассеяния рентгеновского излучения в геометрии скользящего падения (GISAXS). Установлено, что форма наночастиц Со и Ni определяется огранкой кристаллографическими плоскостями типа {111} и {100} – см. вставки на Рис. 2.

Четвертая глава посвящена изучению процессов формирования эпитаксиальных гетероструктур ферромагнетик / антиферромагнетик на основе антиферромагнитного фторида марганца и ферромагнитных металлов Со и Ni, а также исследованию кристаллической структуры и морфологии слоев и границ раздела. При эпитаксии фторида марганца на подложках кремния во избежание химической реакции использовались буферные слои СаF₂.

В первой части главы были изучены процессы формирования антиферромагнитных (АФМ) слоев с ориентацией поверхности: (100), (110) и (111) при соответствующей ориентации буферного слоя CaF_2 (111), (110) и (001). Моделирование картин ДБЭ и результаты рентгеноструктурного анализа показали, что при гетероэпитаксиальной стабилизации метастабильной фазы MnF_2 типа $\alpha\text{-PbO}_2$ на поверхности CaF_2 , слой АФМ образован набором ориентационных доменов. Оказалось, что число доменов определяется не только симметричными отношениями, но и структурой гетерограницы между орторомбической и кубической решеткой MnF_2 и CaF_2 . Так в слое MnF_2 на $\text{CaF}_2(111)$ помимо 6 доменов, разрешенных из симметричных соображений, было найдено еще 6 доменов, являющихся их двойниками, образованными за счет разворота вокруг оси [111] на 180° .

Установлено, что эпитаксиальные соотношения в слое MnF_2 (100) на CaF_2 (001) зависят от условий роста буферного слоя. В случае низкотемпературного слоя CaF_2 , решетка MnF_2 выстраивается так, что одна из сторон ее элементарной ячейки в плоскости оказывается параллельной направлению CaF_2 [100]. Вследствие разрешенных симметрией разворотов и отражений реализуется 2 ориентационных домена. В случае же двухстадийного буферного слоя CaF_2 , со стабилизированной за счет десорбции фтора плоскостью (001), решетка MnF_2 ориентируется на интерфейсе так, что одна из диагоналей ее элементарной ячейки в плоскости, оказываются параллельной направлению CaF_2 [110], в результате чего, вследствие разрешенных симметрией разворотов и отражений, наблюдается 4 ориентационных домена.

В силу доменного роста MnF_2 на CaF_2 результирующая морфология поверхности антиферромагнитного фторида состоит из плоских участков, ориентированных в соответствии с симметрией поверхности – см. Рис. 3. Характерный размер доменов может быть задан выбором режимов двухстадийного роста что позволяет получать сплошные слои АФМ с заданным характерным



а)

б)

Рис. 3 АСМ изображение слоев MnF_2 (100)
а) $D=20$ нм $T=100$ °С; перепад высот 5 нм
б) двухстадийная методика: затравочный слой $D=1$ нм при $T=100$ °С, основной слой $D=20$ нм при $T=300$ °С; перепад высот 15 нм. Масштаб (x:y): 510x510 нм.

масштабом поверхностного рельефа – см. Рис. 3 а) и б).

Во второй части главы были изучены процессы формирования эпитаксиальных гетероструктур ферромагнетик / антиферромагнетик (ФМ/АФМ), образованных сверхтонкими слоями (2-15 нм) ферромагнитных металлов Co или Ni, выращенными на поверхности эпитаксиальных слоев MnF_2 с различной ориентацией. Установлено, что зарождение Co и Ni на поверхности MnF_2 происходит в виде отдельных островков (механизм Вольмера-Вебера), однако, в отличие от процессов роста на поверхности CaF_2 , наблюдается более высокая поверхностная плотность и меньший размер островков металла – см. Рис. 4, что объясняется более высокой энергией связи адатомов на интерфейсе ФМ/АФМ. Анализ морфологии поверхности структур, размеров, формы и плотности расположения массивов частиц был выполнен при помощи совместного использования методов атомно-силовой, сканирующей электронной и просвечивающей микроскопии. Интегральная оценка методом рентгеновской рефлектометрии подтвердила планарность слоев и границы раздела ФМ/АФМ.

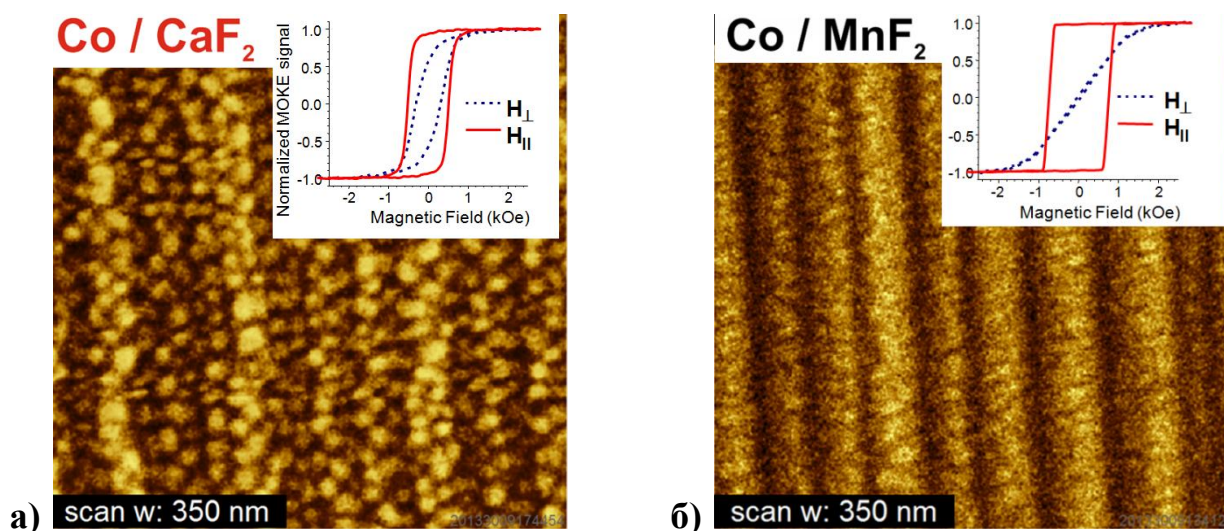


Рис. 4 СЭМ изображения поверхности слоя Co с экспозицией 3 нм при 100 °С на анизотропных гофрированных поверхностях $CaF_2(110)/Si(001)$ и $MnF_2(110)/CaF_2(110)/Si$. На вставках приведены кривые магнитного гистерезиса при ориентации внешнего поля вдоль ($H_{||}$) и поперек (H_{\perp}) гофр.

В силу того, что поверхность эпитаксиальных слоев АФМ фторидов состоит из набора доменов, а также в связи с низкой температурой роста Co и Ni (<200 °С), слой ФМ имеет поликристаллическую структуру. Однако, используя эпитаксиальные слои MnF_2 с ориентацией (100), в настоящей работе впервые были созданы наногетероструктуры ФМ/АФМ, ферромагнитный слой которых образован отдельно стоящими эпитаксиальными наночастицами Co с высоким кристаллическим качеством. При росте Co на поверхности $MnF_2(100)$ наблюдается

стабилизация гексагональной фазы, с направлением плотной упаковки по нормали к слою MnF_2 .

Показано, что использование гофрированной поверхности буферного слоя $\text{CaF}_2(110)$ на $\text{Si}(001)$ может быть использовано при создании гетероструктур ФМ/АФМ, слой ФМ в которых будет иметь выраженную анизотропию формы (см. Рис. 4). При этом ожидаемые направления оси легкого намагничивания ФМ и оси антиферромагнитного упорядочения MnF_2 лежат в плоскости структуры и ортогональны друг другу. Продемонстрировано, что, подбирая соответствующий режим роста АФМ и буферного слоев, можно контролировать величину анизотропии формы ФМ слоя.

Пятая глава посвящена исследованию магнитных свойств гетероструктур. Результаты исследования магнитных свойств магнитооптическими методами сопоставляются с результатами исследования структуры и морфологии гетероструктур, полученными в предыдущих главах. При помощи методов с элементной чувствительностью (XMCD и XRMR) исследуется взаимодействие на границе раздела между слоями с различным магнитным порядком.

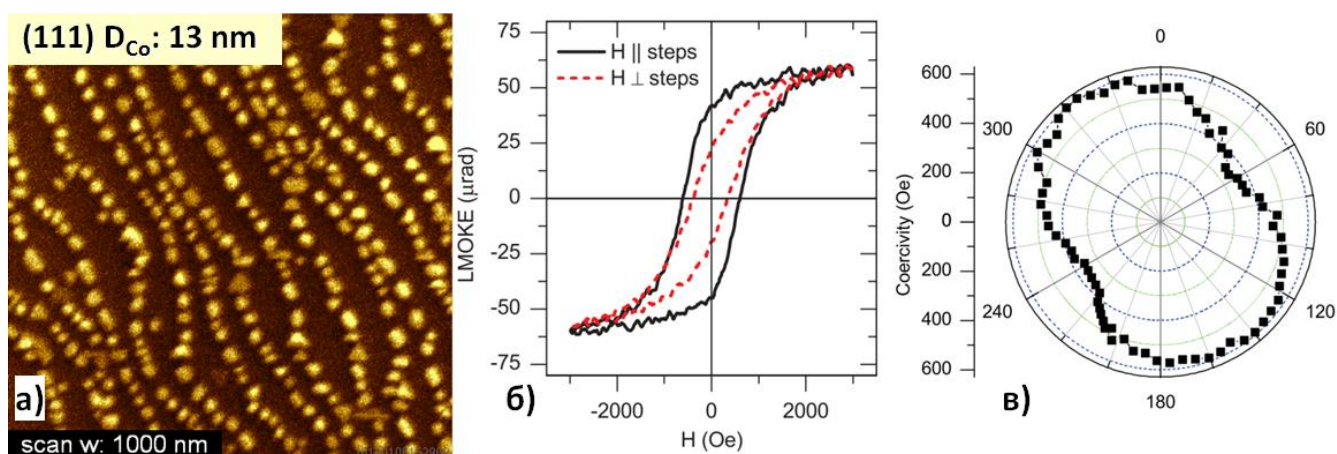


Рис. 5 а) СЭМ изображение поверхности двухстадийного слоя Co на $\text{CaF}_2/\text{Si}(111)$ с экспозицией $D = 13$ нм. б) Петли гистерезиса при ориентации магнитного поля вдоль (сплошная линия) и поперек (пунктир) атомных ступеней поверхности $\text{CaF}_2(111)$; в) азимутальная зависимость коэрцитивного поля (H_C).

В первой части главы проанализированы магнитные свойства самоорганизованных массивов эпитаксиальных наночастиц Co и Ni, на поверхности буферных слоев CaF_2 с ориентацией (111), (110) и (001) на подложках кремния. Установлено, что структуры обладают магнитной анизотропией типа легкая плоскость, обусловленной формой частиц и магнитным дипольным взаимодействием между ними. Показано, что чем выше поверхностная плотность

частиц, тем ближе значение поля насыщения в полярном МОЭК к полю размагничивания сплошного слоя $4\pi M_S$. Обнаружено, что массивы самоупорядоченных вдоль атомных ступеней буферного слоя CaF_2 (111) наночастиц Co обладают одноосной магнитной анизотропией в плоскости слоев. Установлено, что причинами магнитной анизотропии является линейное упорядочение частиц вдоль ступеней и магнитное дипольное взаимодействие между ними. Продемонстрировано, что энергией магнитной анизотропии можно управлять путем изменения плотности расположения и размера составляющих массив частиц, подбирая соответствующие условия роста.

Вторая и третья части главы посвящены исследованию магнитных свойств гетероструктур ФМ/АФМ, образованных массивами частиц Co и Ni , выращенных на поверхности эпитаксиального слоя антиферромагнитного фторида MnF_2 на CaF_2/Si . Показано, что помимо эффектов, связанных с взаимодействием на границе раздела ФМ/АФМ при $T < T_{\text{Нееля}}$, существенное влияние на магнитные свойства структур оказывает изменение структуры ФМ слоя, обусловленное выбором нижележащего слоя (MnF_2 или CaF_2). Установлено, что магнитные свойства и, в частности, значительно меньшие значения полей коэрцитивности слоев ФМ на MnF_2 по сравнению с ФМ на CaF_2 (см. Рис. 6), связаны не с морфологией границы раздела ФМ/фторид, а со структурой ФМ слоя, а именно с размером и расстоянием между частицами, образующими слой ФМ. Это различие состоит в том, что при росте металлов Co и Ni на поверхности MnF_2 переход от массива слабозаимодействующих частиц к сплошному слою происходит при меньших эффективных толщинах ФМ, чем при росте на CaF_2 .

Для гетероструктур со слоями Co и Ni , выращенных на анизотропной поверхности эпитаксиальных слоев $\text{MnF}_2(110)$ на $\text{CaF}_2(110)/\text{Si}(001)$, показано, что структуры демонстрируют ярко выраженную одноосную магнитную анизотропию, с направлением легкой оси вдоль вершин гофр на $\text{CaF}_2(110)$ (соответствующие кривые гистерезиса приведены на вставках к Рис. 4). Проанализированы азимутальные зависимости полей коэрцитивности (H_C) и переключения (H_{sw}) и показано, что перемагничивание слоя ФМ, выращенного на поверхности MnF_2 ,

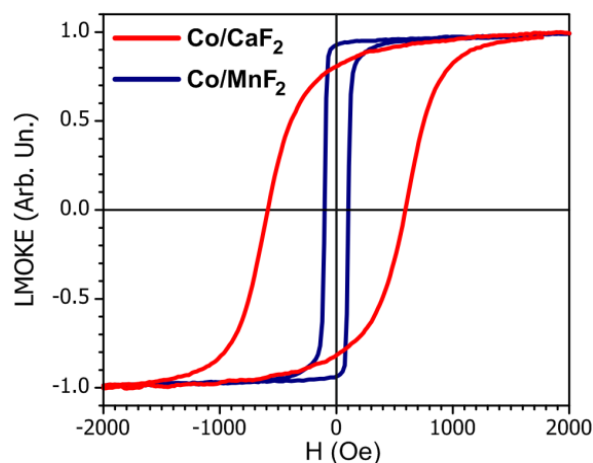


Рис. 6 Петли магнитного гистерезиса структур Co/CaF_2 и Co/MnF_2 при экспозиции Co в 5 нм ($T=300\text{K}$).

при эффективных толщинах ФМ более 3 нм, осуществляется за счет образования доменов с противоположной ориентацией намагниченности и движения доменной стенки. Наблюдаемая одноосная анизотропия в гетероструктурах ФМ/MnF₂/CaF₂(110) объясняется формой слоя ФМ, наследованной от гофрированной поверхности нижележащего слоя MnF₂(110). Ориентация оси легкого намагничивания вдоль направления гофр обусловлена возникновением дополнительных полей рассеяния на вершинах и гранях гофр, увеличивающих энергию системы при намагничивании слоя ФМ в направлении поперек вершин последних. Представлены наблюдения Керровской микроскопии, подтверждающие образование магнитных доменов (зародышей перемагничивания) и их разрастание за счет движения доменной стенки в слоях Со с эффективной толщиной от 3 нм. Показано, что с увеличением эффективной толщины слоя ФМ число зародышей перемагничивания уменьшается. В результате сопоставления данных о форме и расположении частиц Со(Ni) на CaF₂(110), полученных в главах 3 и 4, с измеренными азимутальными зависимостями H_C и H_{SW}, показано, что при эффективных толщинах слоя ФМ от 3 до 10 нм одноосная магнитная анизотропия обусловлена анизотропией формы и ориентацией отдельных частиц. Перемагничивание системы ФМ/CaF₂(110) происходит путем когерентного вращения магнитных моментов отдельных частиц и может быть описано в рамках классической модели Стонера-Волфарта. Для слоев Со и Ni на поверхности CaF₂ обменное взаимодействие между частицами и магнитная доменная структура наблюдаются при эффективных толщинах более 10 нм.

Проведено исследование эффектов близости в гетероструктурах Со(Ni)/MnF₂(111), связанных с обменным взаимодействием на гетерогранице между ФМ и АФМ слоями. Проявление эффектов близости в гетероструктурах ФМ/АФМ состоит в увеличении энергии магнитной анизотропии ФМ слоя, проявляющееся в увеличении коэрцитивного поля ФМ и возникновении отрицательного обменного смещения - сдвига центра петли гистерезиса в противоположную к направлению поля захлаживания (H_{FC}) сторону при T < T_B. Величина T_B приближается к объемному значению T_{Нееля} (~67К) при толщине MnF₂ в 20 нм и снижается с уменьшением толщины слоя MnF₂. При толщинах ниже критических, составляющих 2.5-4 нм для системы Со/MnF₂ и 1-2 нм для системы Ni/MnF₂, эффектов близости не наблюдается. Показано, что при максимальных доступных в наших экспериментах значениях поля захлаживания в 20 кЭ, положительного обменного смещения не наблюдается. Установлено, что в системе Ni/MnF₂ энергия обменной связи ($J_{EB} = H_{EB} M_{StFM}$) меньше чем для Со/MnF₂, что связано с меньшей удельной величиной магнитного момента Ni, в сравнении с Со (m_{Ni}=0.58 μ_B; m_{Со}=1.71 μ_B). Из

анализа температурных зависимостей поля смещения, впервые для структур Co (Ni)/MnF₂(111) получено значение энергии магнитной анизотропии АФМ, равное $\sim 4 \times 10^{-4}$ эрг/см³. Выдвинуто предположение, что основной причиной столь малого значения по сравнению с объемным MnF₂ [8] является скомпенсированная магнитная структура плоскости интерфейса MnF₂(111), а также размерные эффекты, связанные с толщиной слоя и латеральным размером ориентационных доменов, образующих слой MnF₂.

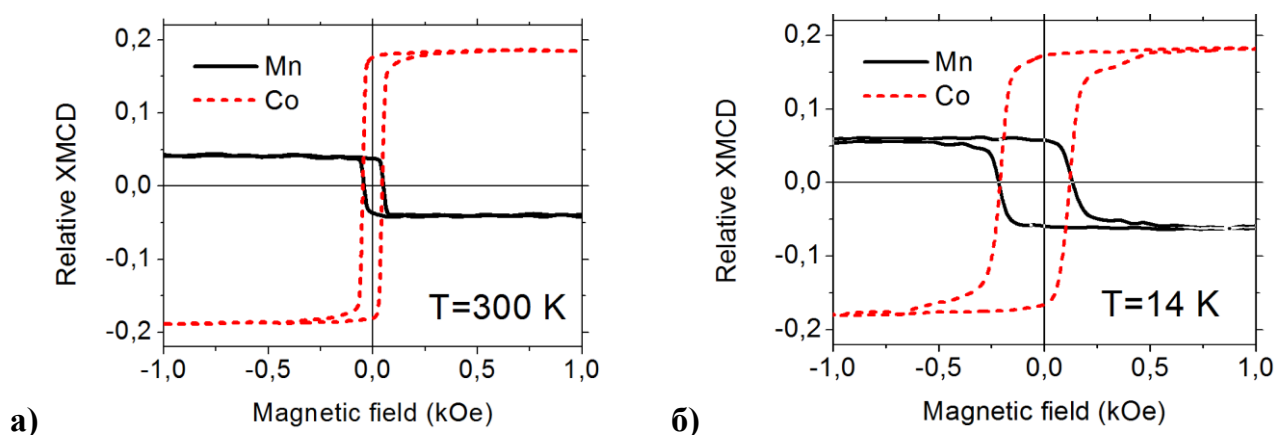


Рис. 7 Элементно-селективные кривые намагниченности, обусловленные магнитными моментами Co (пунктир) и Mn (сплошная линия) при температурах а) 300К и б) 14К.

Методами рентгеновского магнитного циркулярного дихроизма (XMCD) и рентгеновской резонансной магнитной рефлектометрии (XMCD) было установлено, что на гетерограницах Co/MnF₂ и Ni/MnF₂ в приграничной области слоя MnF₂ существует нескомпенсированный магнитный момент ионов Mn²⁺, направленный противоположно внешнему магнитному полю и пропорциональный толщине слоя ФМ. На Рис. 7 приведены соответствующие элементно-селективные кривые намагниченности. Нескомпенсированный магнитный момент наблюдается как при 20К, так и при 300К, что значительно превышает $T_{\text{Нееля}}$ MnF₂ (67К). Сигнал наведенной намагниченности на порядок превосходит парамагнитный и наблюдается лишь при непосредственном контакте ФМ и АФМ слоев. Эффективная толщина ферромагнитно - упорядоченного слоя Mn составляет 0.5 монослоя при 300К и возрастает в 2-3 раза при охлаждении гетероструктуры до 20К, причем в случае слоев, толщиной менее 5 нм, эффективная толщина ферромагнитно упорядоченного слоя Mn в два раза больше, чем для 20 нм. Структура спектров поглощения и дихроизма позволяет исключить на границе раздела химические реакции или какие-либо посторонние химические соединения, например наличие металлического Mn, или фторидов Co или Ni. Информация о величине магнитного момента Mn была получена путем моделирования экспериментально полученных

спектров XMCD в программном пакете STM4XAS [9]. Установлено, что ион Mn^{2+} находится в высокоспиновом состоянии в октаэдрическом кристаллическом поле, причем мера силы кристаллического поля ($10Dq = 0.4$ эВ) ниже значения, использовавшегося для подгонки спектра поглощения ($10Dq = 0.75$ эВ). Низкое значение меры силы кристаллического поля говорит о том, что магнитные моменты Mn расположены в приповерхностной области слоя MnF_2 , где, в связи с нарушением трансляционной симметрии решетки, влияние кристаллического поля менее выражено.

Предполагается, что причиной наблюдаемого нескомпенсированного магнитного момента в слое MnF_2 является косвенное обменное взаимодействие антиферромагнитного типа между расположенными на границе раздела атомами ФМ и ионами Mn^{2+} , осуществляемое через ионы F^- . Продемонстрировано, что, вплоть до максимально достижимых в эксперименте полей в 19 кЭ, энергия обменной связи на интерфейсе ФМ/АФМ в системах $Co/MnF_2(111)$ и $Ni/MnF_2(111)$ превышает зеемановскую энергию магнитных моментов Mn^{2+} . Антиферромагнитная обменная связь между ФМ и АФМ слоями сохраняется не зависимо от ориентации поверхности слоя MnF_2 (111), (110) и (001). Наибольшая величина наведенной намагниченности наблюдается, когда слой АФМ образован кристаллитами MnF_2 меньшего размера. Показано, что в слое АФМ отсутствуют нескомпенсированные магнитные моменты, направление которых зафиксировано и не изменяется в диапазоне прикладываемых магнитных полей, или же их число лежит ниже разрешающей способности проведенного XMCD эксперимента, то есть <5% от всех магнитных моментов на интерфейсе АФМ.

В заключении сформулированы основные результаты и выводы работы:

1. Показано, что на поверхности буферных слоев CaF_2 с различной ориентацией (111), (110) и (001), выращенных на подложках Si, осуществляется эпитаксиальный рост металлов Co и Ni в виде отдельных наноразмерных островков. Идентифицировано два основных режима роста: за счет прямого попадания атомов Co на уже зародившиеся островки Co при температурах выше 300°C и за счет диффузии адатомов по поверхности CaF_2 при более низких температурах. Продемонстрирована применимость теоретической модели, описывающей зависимость плотности расположения и размеров островков от условий роста.

2. Ориентация кристаллической решетки островков Co и Ni определяется ориентацией буферного слоя CaF_2 , при этом кристаллографические направления решеток металлов и буферного слоя совпадают. Эпитаксиальный рост реализуется за счет соответствия трех постоянных решетки металла двум постоянным решетки

фторидов. Показано, что в островках Co, выращенных на CaF₂, наблюдается эпитаксиальная стабилизация кубической фазы, метастабильной в объемных кристаллах. В работе впервые были получены упорядоченные двумерные массивы эпитаксиальных наночастиц кобальта и никеля с ориентацией плоскости слоя (111), (110) и (001). Форма островков определяется огранкой кристаллографическими плоскостями типа {111} и {100}.

3. Установлено, что в объеме островков Co и Ni присутствуют дефекты упаковки, связанные с двойникованием или коалесценцией некогерентно зародившихся островков, выполнена оценка концентрации дефектов и объема бездефектной области. В островках Co также наблюдаются дефекты, связанные со спонтанным чередованием кубической и гексагональной упаковок. Разработанная двухстадийная технология с использованием низкотемпературного затравочного слоя позволяет поднять температуру роста до 600°C, что существенно повышает кристаллическое качество эпитаксиальных наночастиц Co и Ni на порядок снижая число дефектов упаковки. Кроме того, становится возможным независимо контролировать поверхностную плотность (1~5000 мкм⁻²) и размер частиц (5-200 нм), а также получать самоупорядоченные одномерные массивы островков металла, расположенные вдоль атомных ступеней вицинальной поверхности CaF₂/Si(111).

4. Разработана методика получения эпитаксиальных слоев фторида марганца с контролируемым характерным масштабом рельефа поверхности и ориентациями MnF₂ (100), (110) и (111) на поверхности буферных слоев CaF₂ на подложках Si. Методами ДБЭ и рентгеноструктурного анализа показано, что при согласовании орторомбической решетки ($a \neq b \neq c$) MnF₂ с кубической решеткой ($a = b = c$) CaF₂ в слое MnF₂ реализуется ограниченный набор ориентационных доменов, определяемый симметричными отношениями и структурой гетерограницы. Так в слое MnF₂ (111) образуется двенадцать, а в слое MnF₂ (100) два или четыре ориентационных домена в зависимости от морфологии поверхности буферного слоя CaF₂ (001).

5. Впервые получены гетероструктуры ферромагнетик / антиферромагнетик (ФМ/АФМ), образованные сверхтонкими слоями (2-15 нм) ферромагнитных металлов Co или Ni, выращенными на поверхности эпитаксиальных слоев MnF₂ с различной ориентацией. Установлено, что зарождение Co и Ni на поверхности MnF₂ происходит в виде отдельных островков (механизм Вольмера-Вебера), однако в отличие от процессов роста на поверхности CaF₂, наблюдается более высокая поверхностная плотность и меньший размер островков металла, что объясняется более высокой энергией связи адатомов на интерфейсе

ФМ/АФМ. Используя эпитаксиальные слои MnF_2 с ориентацией (100) в настоящей работе впервые были созданы наногетероструктуры ФМ/АФМ, ферромагнитный слой которых образован отдельно стоящими эпитаксиальными наночастицами Со с высоким кристаллическим качеством. При росте Со на поверхности MnF_2 наблюдается стабилизация гексагональной фазы, с направлением плотной упаковки по нормали к слою MnF_2 (100).

6. Массивы эпитаксиальных наночастиц Со и Ni, выращенных на поверхности буферных слоев CaF_2 с ориентацией (111), (110) и (001) на подложках Si, обладают магнитной анизотропией типа легкая плоскость, обусловленной формой частиц и магнитным дипольным взаимодействием между ними. В линейных массивах островков металла, расположенных вдоль атомных ступеней вицинальной поверхности $\text{CaF}_2/\text{Si}(111)$, наблюдается одноосная магнитная анизотропия, вызванная магнитным дипольным взаимодействием между частицами. Энергией магнитной анизотропии можно управлять, изменяя плотность расположения и размер, составляющих массив частиц.

7. Показано, что одноосная анизотропия, наблюдаемая для гетероструктур со слоями ФМ металлов Со и Ni выращенных на $\text{CaF}_2(110)$, связана с анизотропией формы и ориентации отдельных частиц. Таким образом, магнитные свойства системы ФМ/ CaF_2 определяются свойствами отдельных частиц и могут быть описаны в рамках классической модели Стонера-Волфарта.

8. При эффективной толщине ФМ слоя более 3 нм, выращенного на поверхности MnF_2 при температуре менее 100 °С, частицы металлов Со и Ni расположены достаточно плотно для осуществления обменного взаимодействия между ними, в результате которого перемагничивание слоя ФМ осуществляется за счет образования доменов с противоположной ориентацией намагниченности и движения доменной стенки. Наблюдаемая одноосная анизотропия в гетероструктурах ФМ/ $\text{MnF}_2/\text{CaF}_2(110)$ объясняется формой ФМ слоя, повторяющего гофрированную поверхность нижележащего слоя $\text{MnF}_2(110)$.

9. В системах $\text{Co}(\text{Ni})/\text{MnF}_2(111)$ впервые обнаружены эффекты близости, связанные с обменным взаимодействием между ФМ и АФМ слоями на гетерогранице ФМ/АФМ. При охлаждении ниже температуры блокировки (T_B) в приложенном магнитном поле наблюдается отрицательное обменное смещение петли гистерезиса и увеличение энергии магнитной анизотропии ФМ слоя. При толщине слоя АФМ от 20 нм величина T_B соответствует значению $T_{\text{Нееля}}$ (~67К) объемных кристаллов MnF_2 и снижается с уменьшением толщины. При толщинах

ниже критических, составляющих 2.5-4 нм для системы Co/MnF₂ и 1-2 нм для системы Ni/MnF₂, эффектов близости не наблюдается.

10. Установлено, что при температурах от 300К и ниже ($T_{\text{Нееля MnF}_2} \sim 67\text{К}$) на гетерограницах Co/MnF₂ и Ni/MnF₂ наблюдается антиферромагнитное обменное взаимодействие между Co (Ni) и ионами Mn²⁺. При этом в слое MnF₂ возникает нескомпенсированный магнитный момент ионов Mn²⁺, пропорциональный намагниченности слоя ФМ. Эффективная толщина упорядоченного слоя Mn при T=300 К составляет 0.5 и возрастает до 1.5 монослоя при охлаждении гетероструктур до 20К. Антиферромагнитная обменная связь наблюдается независимо от шероховатости или ориентации поверхности слоя MnF₂ и её энергия превышает зеемановскую энергию магнитных моментов Mn при магнитных полях в 19 кЭ. Наибольшая величина наведенной намагниченности наблюдается в гладких слоях MnF₂, выращенных при 100 °С и образованных кристаллитами малого размера.

Основные результаты настоящей диссертационной работы опубликованы автором в виде следующих журнальных статей в изданиях, из списка ВАК (в скобках указан определяющий личный вклад по каждой из публикации):

[1] S.M. Sutorin, V.V. Fedorov, A.G. Banshchikov, D.A. Baranov, K.V. Koshmak, T. Nakamura, M. Tabuchi, L. Pasquali, N.S. Sokolov, и др. "Proximity effects and exchange bias in Co/MnF₂ (111) heterostructures studied by x-ray magnetic circular dichroism" // J. Phys.: Condens. Matter, 2013 Vol. 25, 046002 (исследование процессов формирования гетероструктур ФМ / АФМ, подготовка и проведение эксперимента по исследованию межслоевого взаимодействия в гетероструктурах методом XMCD, анализ и обсуждение результатов, написание статьи).

[2] N.S. Sokolov, S.M. Sutorin, B.B. Krichevstov, V.G. Dubrovskii, S.V. Gastev, N.V. Sibirev, D.A. Baranov, V.V. Fedorov, A.A. Sitnikova, A.V. Nashchekin, V.I. Sakharov, I.T. Serenkov, T. Shimada, T. Yanase, M. Tabuchi, "Cobalt epitaxial nanoparticles on CaF₂/Si(111): Growth process, morphology, crystal structure, and magnetic properties" // Phys. Rev. B, 2013 Vol. 87, 125407 (эксперимент по изучению ростовых процессов и кристаллической структуры массивов эпитаксиальных островков Co методами АСМ и ДБЭ, обсуждение результатов МОЭК экспериментов).

[3] S.M. Sutorin, V.V. Fedorov, A.M. Korovin, G.A. Valkovskiy, S.G. Konnikov, M. Tabuchi, N.S. Sokolov, "A look inside epitaxial cobalt-on-fluorite nanoparticles with three-dimensional reciprocal space mapping using GIXD, RHEED and GISAXS" // Journal of Applied crystallography, 2013 Vol. 46 pp 874-881 (эксперимент по изучению процессов формирования самоупорядоченных массивов наночастиц Co, исследование огранки частиц методом АСМ, подготовка и проведение эксперимента по исследованию структурных свойств с помощью метода GIXD, анализ

полученных данных, обсуждение результатов).

[4] D.A. Baranov, B.B. Krichevtsov, S.V. Gastev, A.G. Banshchikov, V.V. Fedorov, K.V. Koshmak, S.M. Suturin, N.S. Sokolov. "Magnetic anisotropy of cobalt nanoparticle 2D arrays grown on corrugated MnF_2 (110) and CaF_2 (110) surfaces." // *Applied Surface Science*, 2013 Vol. 267, pp 196–199 (исследование процессов формирования гетероструктур ФМ / MnF_2 , исследование морфологии поверхности методом АСМ, анализ полученных данных, сопоставление с результатами МОЭК экспериментов, анализ и обсуждение результатов).

Список цитируемой литературы:

1. Meiklejohn W.H., Bean C.P. New Magnetic Anisotropy // *Physical Review*. 1956. Vol. 102. P. 1413–1414. <http://dx.doi.org/10.1103/PhysRev.102.1413>
2. Radu F., Zabel H. Exchange Bias Effect of Ferro-/Antiferromagnetic Heterostructures // *Magnetic Heterostructures* / ed. Zabel H., Bader S.D. Springer, 2008. Vol. 227. P. 97–184. <http://dx.doi.org/10.1007/978-3-540-73462-8>
3. Manna P.K., Yusuf S.M. Two interface effects: Exchange bias and magnetic proximity // *Phys. Rep.* Elsevier B.V., 2014. Vol. 535, № 2. P. 61–99. <http://dx.doi.org/10.1016/j.physrep.2013.10.002>
4. Kaveev A.K., Anisimov O. V, Banshchikov A.G., et al. Epitaxial growth on silicon and characterization of MnF_2 and ZnF_2 layers with metastable orthorhombic structure // *J. Appl. Phys.* 2005. Vol. 98, № 2005. P. 13519. <http://dx.doi.org/10.1063/1.1944909>
5. Golosovsky I. V., Sokolov N.S., Kaveev A.K., et al. Magnetic order in an MnF_2 epitaxial layer with the orthorhombic structure // *Journal of Experimental and Theoretical Physics Letters*. 2006. Vol. 83. P. 152–155. <http://dx.doi.org/10.1134/S0021364006040059>
6. Macke S., Goering E. Magnetic reflectometry of heterostructures. // *J. Phys. Condens. Matter*. 2014. Vol. 26. P. 363201. <http://dx.doi.org/10.1088/0953-8984/26/36/363201>
7. Dubrovskii V.G., Cirilin G.E., Musikhin Y.G., et al. Effect of growth kinetics on the structural and optical properties of quantum dot ensembles // *J. Cryst. Growth*. 2004. Vol. 267, № 1-2. P. 47–59. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jcrysgro.2004.03.055>
8. Carriço A.S., Camley R.E., Stamps R.L. Phase diagram of thin antiferromagnetic films in strong magnetic fields // *Phys. Rev. B*. 1994. Vol. 50, № 18. P. 13453–13460. <http://dx.doi.org/10.1103/PhysRevB.50.13453>
9. Stavitski E., de Groot F.M.F. The CTM4XAS program for EELS and XAS spectral shape analysis of transition metal L edges // *Micron*. 2010. Vol. 41. P. 687–694. <http://dx.doi.org/10.1016/j.micron.2010.06.005>