

**МОСКОВСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ УНИВЕРСИТЕТ
имени М.В.ЛОМОНОСОВА**

ФИЗИЧЕСКИЙ ФАКУЛЬТЕТ

На правах рукописи

Хоменко Евгений Владимирович

**ВЗАИМОСВЯЗЬ СОСТАВА, СТРУКТУРЫ И МАГНИТНЫХ СВОЙСТВ В
ПЛЁНКАХ Co-Ni-Fe И В СИСТЕМЕ Co/IrMn**

01.04.11. - Физика магнитных явлений

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание учёной степени
кандидата физико-математических наук

Москва – 2009

Работа выполнена на кафедре общей физики и молекулярной электроники физического факультета МГУ им. М.В. Ломоносова.

Научный руководитель: доктор физико-математических наук,
Чеченин Николай Гаврилович

Официальные оппоненты: доктор физико-математических наук,
профессор Неволин Владимир Николаевич

доктор физико-математических наук,
профессор Грановский Александр Борисович

Ведущая организация: Российский Научный Центр «Курчатовский Институт»

Защита состоится «___» мая 2009 года в ___ часов на заседании Диссертационного Совета Д-501.001.70 при Московском государственном университете имени М.В. Ломоносова по адресу: 119992, ГСП-2, Москва, Ленинские горы, д.1, стр.35, конференц-зал Центра коллективного пользования физического факультета МГУ им. М.В. Ломоносова.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке физического факультета МГУ им. М.В. Ломоносова.

Автореферат разослан «___» апреля 2009 г.

Учёный секретарь
Диссертационного Совета Д-501.001.70
доктор физико-математических наук,
профессор

Г.С. Плотников

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность проблемы

Непрерывный рост вычислительных мощностей цифровой полупроводниковой техники, применяемой в различных областях человеческой деятельности, сопровождается ростом потребности сохранения больших объёмов переработанной информации и увеличения скорости процессов чтения/записи. Увеличение плотности записи ведёт к уменьшению размера информационного бита. При этом, надёжное хранение информации в магнитных носителях, например, жёстких магнитных дисках (ЖМД), при больших плотностях записи может достигаться только в магнитожёсткой среде, обладающей высокой коэрцитивностью H_c порядка нескольких кЭ и выше. Соответственно, для осуществления базовой операции запись/перезапись в таких средах необходимо прикладывать хорошо локализованные, легко и экономично управляемые магнитные поля высокой напряжённости, возбуждаемые в зазоре между полюсами записывающей головки и поверхностью носителя. Поэтому наносимые на полюса записывающих головок тонкие магнитные плёнки должны обладать большой намагниченностью насыщения I_c и низкой коэрцитивной силой $H_c \leq 10$ Э, т.е. быть магнитомягкими. Требование увеличения магнитной индукции, наводимой головкой записи в элементах информационного носителя, усугубляется необходимостью уменьшения размеров головок записи (пропорционально размеру информационного бита).

Столь же жёсткие требования предъявляются к повышению чувствительности головок считывания в сочетании с уменьшением их размеров. Прорывным фактором в технологии головок считывания явилось открытие эффекта гигантского магнитного сопротивления (ГМС) в конце 80-х [1, 2]. Эффект ГМС привёл к появлению нового класса высокочувствительных датчиков магнитного поля – спиновых вентилей (спиновых диодов), состоящих из двух ферромагнитных слоёв, разделённых слоем немагнитного проводящего или диэлектрического материала. Возникло новое направление развития электроники, получившее название спинтроники, базирующееся на использовании транспорта не только заряда, но и спина, т.е. поляризованного по спину тока электронов (см. например [3]).

Существенную роль в развитии современных устройствах магнитной памяти занимает создание и исследование ферромагнитных плёнок с требуемыми свойствами.

Современные считывающие головки, также как и записывающие, содержат магнитомягкие плёнки в качестве чувствительного и фиксированного слоёв в многослойной структуре, использующей эффект ГМС. Требования, предъявляемые к параметрам плёнок, непрерывно возрастают с уменьшением размеров магнитного бита в соответствии с известным законом Мура. Пермаллой (сплав никеля с железом) является в настоящее время одним из основных магнитомягких материалов в элементах спинтроники. Однако этот материал помимо достоинств имеет и существенные недостатки. Наиболее критичный из них – невысокая намагниченность насыщения, что обуславливает интенсивные научные поиски новых материалов для тонкоплёночных технологий. Как известно, наиболее высокий атомный магнитный

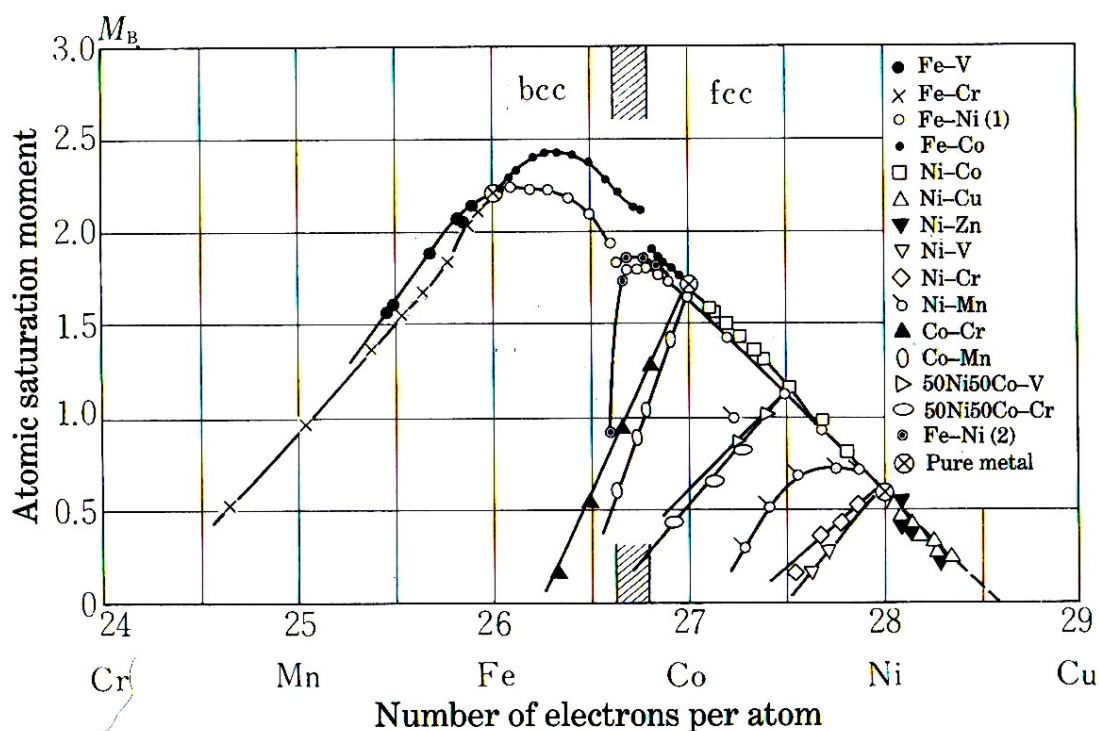


Рис. 1 Диаграмма Слэтера-Полинга [4].

момент из чистых металлов переходной группы имеет железо, которое, однако, не устойчиво по отношению к химически агрессивным средам, в частности, подвержено коррозии. Сплав Fe-Co может иметь даже более высокие значения магнитного момента, чем Fe, как видно из диаграммы Слэтера-Полинга (рис. 1). Объемцентрированный (оцк) сплав Co_xFe_{1-x} , при $0.3 < x < 0.5$ имеет высокую намагниченность $4\pi I_s$ до 24 кГс, но, к сожалению, также высокую константу магнитострикции $\lambda_S \sim 45-65 \cdot 10^{-6}$, приводящей к достаточно высокой коэрцитивности ($H_c > 100$ Э для $Co_{50}Fe_{50}$). В считывающих ГМС-головках это, например, снижает их

чувствительность и препятствует фиксации ферромагнитного слоя за счёт обменного взаимодействия с антиферромагнитным слоем, для чего требуется $H_{EB} > H_c$, где H_{EB} – поле обменного смещения. Бинарный сплав с большим содержанием Со (>80%) используется в разработках структур спинтроники, подслоёв сред с перпендикулярной намагниченностью с фиксацией магнитного момента за счёт обменного взаимодействия. Однако, проблемы этой бинарной системы – сравнительно высокая коэрцитивность и магнитострикция – остаются, что ограничивает её промышленное распространение в качестве магнитомягкого материала.

Из сказанного возникает вопрос: нельзя ли получить высокую намагниченность насыщения при низкой коэрцитивности и высокой коррозионной стойкости в тройных сплавах, например Co-Ni-Fe? Примеры таких разработок внушают оптимизм. Обращают на себя внимание также спады зависимости среднего магнитного момента μ/μ_B от среднего числа электронов на один атом n_e в сплаве, разрыв и явная нехватка данных в области структурного перехода оцк-гцк (рис. 1). Вопрос о взаимосвязи структурно-фазового перехода с конкуренцией гцк и оцк фаз и намагниченностью насыщения требует более богатой экспериментальной информации в области гцк-оцк конкуренции. Следует также отметить, что основная масса данных, представленных на диаграмме Слэтера-Полинга (рис. 1) была получена на массивных поликристаллических образцах. Отсюда вытекает вопрос о роли нанокристалличности в проявлении магнитных свойств тонких мультикомпонентных плёнок.

В данной диссертации сделана попытка ответить на поставленные вопросы путём синтеза плёнок тройного сплава Co-Ni-Fe с вариацией состава в определённых пределах, детального исследования взаимосвязи композиционных, структурных и магнитных свойств данного сплава.

Далее, одной из актуальнейших тем современного этапа развития магнетизма является исследование процессов в многослойных ультратонких структурах, перспективных для спинтроники. Этому направлению уделяется большая часть времени на международных конференциях, с ним связывают надежды в прорывном развитии магнитной сенсорики и универсальной магнитной памяти на базе эффектов гигантского и туннельного магнитного сопротивления. Несмотря на огромные успехи в спинтронике, многие наблюдаемые эффекты поняты еще не до конца. Наряду с другими, к таковым вопросам относятся эффекты возникновения однонаправленной магнитной анизотропии, обусловленной взаимодействием между слоями

ферромагнетика (ФМ) и антиферромагнетика (АФМ) на границе раздела (интерфейсе) ФМ/АФМ, проявляющейся в сдвиге петли гистерезиса на величину т.н. обменного смещения H_{EB} . В диссертации приведены результаты наших исследований и разработок по генерации обменного смещения в системе ФМ/АФМ путём отжига. Установлено, что обменное смещение может возникать в результате отжига при температуре T , заметно меньшей температуры Нееля (T_N), что находится в качественном согласии с эффектом низкоразмерной масштабируемости. Более того, возможность получения обменного смещения зависит от порядка нанесения ФМ и АФМ слоёв. Это интерпретируется как зависимость микроструктуры АФМ слоя от параметра несоответствия решёток АФМ (IrMn) и материала, на который наносится АФМ-слой (Со в одном случае и Мо в другом).

Цель работы.

Целью данной диссертационной работы является исследование взаимосвязи состава, структурных и магнитных свойств тонкоплёночных ферромагнитных и ферромагнит-антиферромагнитных структур. В качестве конкретных объектов исследования в данной диссертации были выбраны ферромагнитные плёнки тройного сплава Со-Ni-Fe и ферромагнит-антиферромагнитная система Со/IrMn, как весьма перспективные для использования в различных магнитных устройствах спинтроники, записывающих и считывающих головках, и в качестве компонентов сред хранения информации.

Для достижения поставленной цели были определены следующие **задачи**:

1. Развить технологию электрохимического осаждения тонких нанокристаллических плёнок тройного сплава Со-Ni-Fe без органических добавок, обладающих высокими показателями магнитного момента и одноосной анизотропии, малой коэрцитивностью, хорошей адгезией и коррозионной стойкостью. Исследовать структуру и магнитные свойства Со-Ni-Fe плёнок с различным химическим составом.
2. Экспериментально исследовать взаимосвязь между структурными и магнитными параметрами плёнок и химическим составом сплава. Определить роль нанокристалличности структуры и конкуренции структурных фаз в проявлении магнитных свойств и наблюдающихся эффектов.
3. Методом ферромагнитного резонанса (ФМР) и другими методами магнитометрии исследовать магнитные свойства ФМ/АФМ-системы Со/IrMn.

4. Определить условия возникновения обменного смещения в ФМ/АФМ-системе Co/IrMn в результате отжига в магнитном поле.

При решении перечисленных задач использовались методы электрохимического и импульсного лазерного осаждения, был применён комплекс различных **методов исследования** получаемых образцов, включающий резерфордовское обратное рассеяние, электронную сканирующую микроскопию с энергодисперсионной приставкой, регистрирующей рентгеновское характеристическое излучение; атомно-силовую микроскопию, рентгеноструктурный анализ, экваториальный эффект Керра, спектрометрию ферромагнитного резонансного поглощения, вибрационную магнитометрию.

Научная новизна результатов, полученных в диссертации:

1. Впервые обнаружены нелинейности в зависимости соотношения фракций гцк и оцк структурных фаз в сплаве Co-Ni-Fe, параметров гцк и оцк решёток этих фаз и намагниченности насыщения от химического состава сплава. Установлено, что эти нелинейности связаны с конкуренцией нанокристаллических гцк и оцк фаз, приводящей к усилению намагниченности по сравнению с поликристаллическими материалами того же состава.
2. Установлено, что обменное смещение в системе ферромагнетик/антиферромагнетик с IrMn слоем, нанесённым на Co-слой, может быть инициировано путём отжига в магнитном поле при температуре существенно ниже, чем температура Нееля для массивных ферромагнетиков.
3. Показано, что последовательность нанесения слоёв Co и IrMn в системе ферромагнетик/антиферромагнетик Mo/Co/IrMn/Mo принципиально меняет её способность к наведению обменного смещения методом термического отжига в присутствии магнитного поля.

Практическая значимость.

Разработанная в диссертации методика электрохимического осаждения плёнок может быть использована в тонкоплёночных технологиях магнитных считывающих и записывающих головок, магнитомягких подслоёв в средах хранения информации с перпендикулярной намагниченностью, при разработке технологии фиксированных и магниточувствительных слоёв в устройствах спинтроники. Обнаруженные в

диссертации нелинейности в зависимости структурных и магнитных параметров от химического состава тройного сплава Co-Ni-Fe развивают существующие представления о взаимосвязи композиционных, структурных и магнитных свойств в плёнках тройных ферромагнитных сплавов. Обнаруженный в диссертации эффект влияния очередности осаждения ФМ и АФМ слоёв на магнитные свойства ФМ/АФМ систем должен учитываться при создании спин-диодов и других устройств спинтроники.

Автор защищает:

1. Разработанную методику электрохимического осаждения тонких нанокристаллических двухфазных Co-Ni-Fe плёнок без органических добавок в электролите на совместимую с кремниевой технологией подложку.
2. Впервые обнаруженную нелинейную зависимость соотношения гцк и оцк фракций, параметров решёток гцк и оцк зёрен и намагниченности насыщения от химического состава.
3. Впервые обнаруженный эффект превышения намагниченности насыщения Co-Ni-Fe плёнок по сравнению с двухкомпонентными поликристаллическими сплавами переходных элементов.
4. Эффект возникновения обменного смещения в системе IrMn/Co при температуре, существенно меньшей температуры Нееля.
5. Вывод о влиянии очередности нанесения слоёв Co и IrMn в многослойной структуре Mo/Co/IrMn/Mo на способность к наведению обменного смещения путём термического отжига.

Достоверность полученных результатов обеспечена использованием большого набора современных экспериментальных методов и, на этой базе, детальным рассмотрением физических явлений и процессов, определяющих магнитные свойства структуры.

Личный вклад диссертанта состоит в разработке методики электрохимического осаждения для получения образцов с требуемыми свойствами, в проведении исследований магнитных свойств полученных образцов методом ферромагнитного

резонансного поглощения, в проведении анализа экспериментальных результатов композиционных, структурных и магнитных исследований.

Апробация результатов работы.

Материалы, вошедшие в диссертацию, опубликованы в работах [A1–A16] и докладывались на следующих конференциях: XXXV международная конференции по физике взаимодействия заряженных частиц с кристаллами, Москва, 2005; Moscow International Symposium of Magnetism (MISM), 25-30 June, Moscow; III Joint European Magnetic Conference, San Sebastian, 26-30 June, 2006 ; конференциях «Ломоносовские чтения» 2007 и 2008 гг, конференции «Ломоносов» 2007 г; 52nd Annual Conference on Magnetism and Magnetic Materials, Nov. 5-9, 2007, Tampa, Florida, USA; Moscow International Symposium on Magnetism, MISM 2008, June 20-25, Moscow.

Структура и объём работы. Диссертация состоит из введения, четырёх глав, заключения и списка цитируемой литературы из 86 наименований. Объём работы составляет 87 страниц текста, включая 50 рисунков и 2 таблицы.

КРАТКОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении обоснована актуальность выбранной темы, поставлены задачи исследования, дан анализ научной новизны полученных результатов и их практической ценности, а также приведены положения, выносимые на защиту.

В первой главе представлен обзор работ, посвящённых исследованию основных функциональных свойств Co-Ni-Fe плёнок и ФМ/АФМ структур.

В разделе 1.1 приводятся сведения об электрохимическом осаждении и свойствах магнитомягких нанокристаллических тонких плёнок Co-Ni-Fe. Обсуждается влияние условий осаждения на магнитные свойства сплава. Рассматривается связь кристаллической структуры и химического состава с магнитными свойствами сплава. Приведены зависимости намагниченности насыщения и коэрцитивной силы в зависимости от толщины плёнки. Рассматриваются коррозионная стойкость, термическая стабильность и высокочастотные свойства плёнок Co-Ni-Fe с точки зрения возможности их применения в различных устройствах

Раздел 1.2 посвящён описанию проявления обменного взаимодействия между слоями в ФМ/АФМ структурах. Рассматривается роль толщины слоёв, влияние шероховатости и размера зерна на обменное смещение. Обсуждаются

экспериментальные методы исследования обменного смещения, а также причины выбора системы Co/IrMn в качестве объекта исследования.

В заключении первой главы в **разделе 1.3** приводятся выводы из обзора литературы и ставится задача исследования.

Во второй главе даётся описание способов получения исследованных в работе образцов, описаны использованные методики, а также условия, при которых проводились эксперименты.

Раздел 2.1 посвящён методике электрохимического осаждения (ЭХО) плёнок Co-Ni-Fe сплава. Вертикальные плоские электроды опускались в прямоугольную кювету, содержащую 50 мл электролита комнатной температуры, состав которого был оптимизирован. Кислотность электролита варьировалась в пределах от 1.5 pH до 3 pH за счёт добавления разбавленной серной кислоты. В процессе осаждения плёнок прикладывалось постоянное магнитное поле напряжённостью приблизительно 800 Э и направленное вдоль плоскости плёнки для получения одноосной магнитной анизотропии. Осаждение проводилось на многослойную Cu(250nm)/Cr(25nm)/SiO₂(300nm)/Si-подложку для улучшения адгезии. Величина тока осаждения поддерживалась автоматически с помощью потенциостата Wenking LT87K, плотность которого варьировалась в пределах 3-40 мА/см². Для получения плёнок различной толщины менялось время осаждения. Плёнки имели однородную поверхность и характерный металлический блеск.

Методика импульсного лазерного осаждения (ИЛО) структур Co/IrMn описана в **разделе 2.2**. Образцы изготовлялись при комнатной температуре в ультравысоком вакууме (базовое давление $P \sim 10^{-8}$ Торр) в отсутствие внешнего магнитного поля. В качестве подложки использовались пластины окисленного кремния, на поверхность которых наносился тонкий (10 нм) слой Mo, улучшающий адгезию и служащий затравочным слоем для формирования нанокристаллической микроструктуры последующего слоя. Такой же слой Mo наносился на поверхность в качестве защитного слоя от коррозии. Между этими двумя слоями Mo осаждалась двухслойная структура Co/IrMn в двух альтернативных последовательностях осаждения слоёв: в одном случае на слой Co (5нм) осаждалась плёнка IrMn (10 нм) (Co/IrMn или TS-структура), в другом же на IrMn (10 нм) наносился слой Co (5 нм) (IrMn/Co или BS-структура). Толщины слоёв проверялись с помощью метода обратного резерфордовского рассеяния.

После осаждения образцы отжигались в течение 30 мин в атмосфере аргона при нормальном давлении и температуре T_{anneal} от 100⁰С до 250⁰С с последующим медленным охлаждением в присутствии магнитного поля напряжённостью 1200 Э, направленным в плоскости плёнки вдоль одной из сторон прямоугольного образца. Установка термохимического отжига позволяла откачивать рабочий объем до давления 1 мбар, производить напуск требуемого газа с контролем давления с точностью до 1 мбар, поддерживать температуру с точностью 1 ⁰С .

В разделе 2.3 подробно описана методика резерфордского обратного рассеяния (РОР) для определения толщин слоёв, изображена схема экспериментальной установки, приведены спектры РОР. Дается сравнение толщин, определённых РОР и с помощью сканирующей электронной микроскопии (СЭМ).

Приводятся расчёты величины аккумулированного в процессе осаждения заряда, дается оценка «эффективного заряда квазимолекулы» сплава, учитывающего перенос заряда всеми ионами. Сравнивая величину аккумулированного заряда и толщину образовавшейся Co-Ni-Fe плёнки построена зависимость эффективности работы тока от плотности тока осаждения.

В разделах 2.4 и 2.5 описаны методики определения химического и структурно-фазового состава Co-Ni-Fe плёнок. Состав плёнок оценивался с помощью энергодисперсионного анализа характеристического рентгеновского излучения (XEDS) в сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) LEO-Karl-Zeiss-1430vp, оснащённом XEDS приставкой. Приведены некоторые спектры XEDS. Измерения проводились при энергиях электронного пучка 10 кэВ и 20 кэВ. Датчиком излучения служил полупроводниковый детектор с органическим (формвар) окном, обеспечивающим порог регистрации около 0.6 кэВ.

В разделе 2.6 дается описание экспериментальных методик исследования магнитных свойств тонкоплёночных структур: ферромагнитный резонанс (ФМР), магнито-оптический эффект Керра, вибрационная магнитометрия. ФМР спектры получены на установке BRUKER Elexsys E580 с частотой СВЧ накачки 9,65 ГГц. Использовался резонатор прямоугольного типа E₁₀₂. На катушки Гельмгольца подавался модулирующий ВЧ сигнал частотой 100 кГц.

Намагниченность насыщения I_s и поле анизотропии H_K определялись методом ФМР в полях внешнего магнитного поля до 5 кЭ, прикладываемого вдоль осей лёгкого (ОЛН) и трудного (ОТН) намагничивания, используя соотношения Киттеля:

$$\omega^2 = \gamma^2 (H_R^{EA} + H_k)(H_R^{EA} + H_k + 4\pi d_s) \quad (1a)$$

$$\omega^2 = \gamma^2 (H_R^{HA} - H_k)(H_R^{HA} - H_k + 4\pi d_s) \quad (16)$$

где $\omega = 2\pi f$ - частота приложенного СВЧ-поля, $\gamma = ge/(2mc) \approx g \cdot 8.79 \cdot 10^6$ (Гс·сек)⁻¹ гиромагнитное отношение, H_R^{EA} и H_R^{HA} значения полей, при которых достигается резонанс вдоль ОЛН и ОТН направлений.

Третья глава посвящена исследованию структурных и магнитных свойств Co-Ni-Fe плёнок. В **разделе 3.1** обсуждается структурно-фазовый состав плёнок, приведены моделированные угловые рентгено-дифракционные распределения для оцк (α -Fe), гцк (Ni) и гпу (Co) решёток. Размер зёрен и возможность формирования нанокристаллической структуры магнитной плёнки рассматривается в **разделе 3.2**.

В **разделе 3.3** приводится зависимость соотношения гцк/оцк фракций от состава тройного сплава. Для изучения эффектов, связанных с составом тройного сплава предложено заменить комбинацию двух независимых параметров состава тройного сплава на один – среднее число электронов на один атом сплава:

$$n_e = 27x + 28y + 26z, \quad (2)$$

где x, y и z - концентрации Co, Ni и Fe в сплаве соответственно, и $x + y + z = 1$.

На рис. 2а показан натуральный логарифм от отношения интенсивностей гцк- и оцк- фракций (A_{fcc}/A_{bcc}) как функция числа электронов, приходящихся на один атом n_e Co-Ni-Fe сплава. Пунктирная линия проведена на уровне равного присутствия гцк и оцк фаз. Резко выраженный пик $\ln(A_{fcc}/A_{bcc})$ в области приблизительно $n_e = 27.0$ говорит о явном доминировании гцк-фазы. Дальнейшее увеличение n_e , т.е. уменьшение содержания Fe ведёт к уменьшению гцк фракции и, далее, к равенству двух фаз. Уменьшение n_e ниже 27.0, т.е. увеличение содержания Fe в плёнке приводит к содержанию только одной оцк фазы, которая является естественной для α -Fe.

Нелинейная зависимость параметров решёток гцк и оцк фаз от состава проанализирована в **разделе 3.4**. По положению (111) гцк и (200) оцк пиков на рентгенографическом спектре можно определить также и постоянные решёток a_{exp}^{fcc} и a_{exp}^{bcc} , которые тоже меняются с изменением химического состава. В идеальном твёрдом растворе в произвольном двойном сплаве постоянная решётки подчиняется линейному закону Vegarda, если компоненты сплава в чистом виде имеют сходные типы решёток. Для тройного сплава с различными типами структур чистых

компонентов (чистые Co и Ni имеют гцк структуру, а Fe - оцк структуру) параметр решётки может быть оценён с помощью закона Зена, основанному на равенстве атомных объёмов, приходящихся на каждый атом одинакового химического элемента в разных фазах. Полагая, что и в гцк и оцк фазах объёмы, занимаемые атомами равны и принимая во внимание, что в элементарной ячейке оцк решётки 2 атома и 4 атома в гцк ячейке, для ожидаемого параметра решётки сплава можно записать:

$$a_{ideal}^{fcc} = a_{Co}^{fcc} x + a_{Ni}^{fcc} y + \sqrt[3]{2} a_{Fe}^{bcc} z \quad (3a)$$

$$a_{ideal}^{bcc} = \frac{1}{\sqrt[3]{2}} (a_{Co}^{fcc} x + a_{Ni}^{fcc} y) + a_{Fe}^{bcc} z \quad (3б)$$

Отношения экспериментально полученных параметров решётки к идеальным $a_{exp}^{fcc} / a_{ideal}^{fcc}$ и $a_{exp}^{bcc} / a_{ideal}^{bcc}$ как функция состава в терминах числа электронов на атом n_e изображены на рис.2б и 2в соответственно.

Постоянные решёток гцк-Co, гцк-Ni и оцк-Fe соответственно равны 3.544Å, 3.515Å и 2.867Å. Объём, требуемый на один атом Fe на 5.9% больше, чем на атом Co и на 8.5% больше чем у атома Ni. Максимальные значения, принимаемые

a_{ideal}^{fcc} и a_{ideal}^{bcc} соответственно равны 3,61Å и 2,867Å. Т.е. наибольшее изменение a_{ideal}^{fcc} связано с изменением концентрации атомов Fe в сплаве.

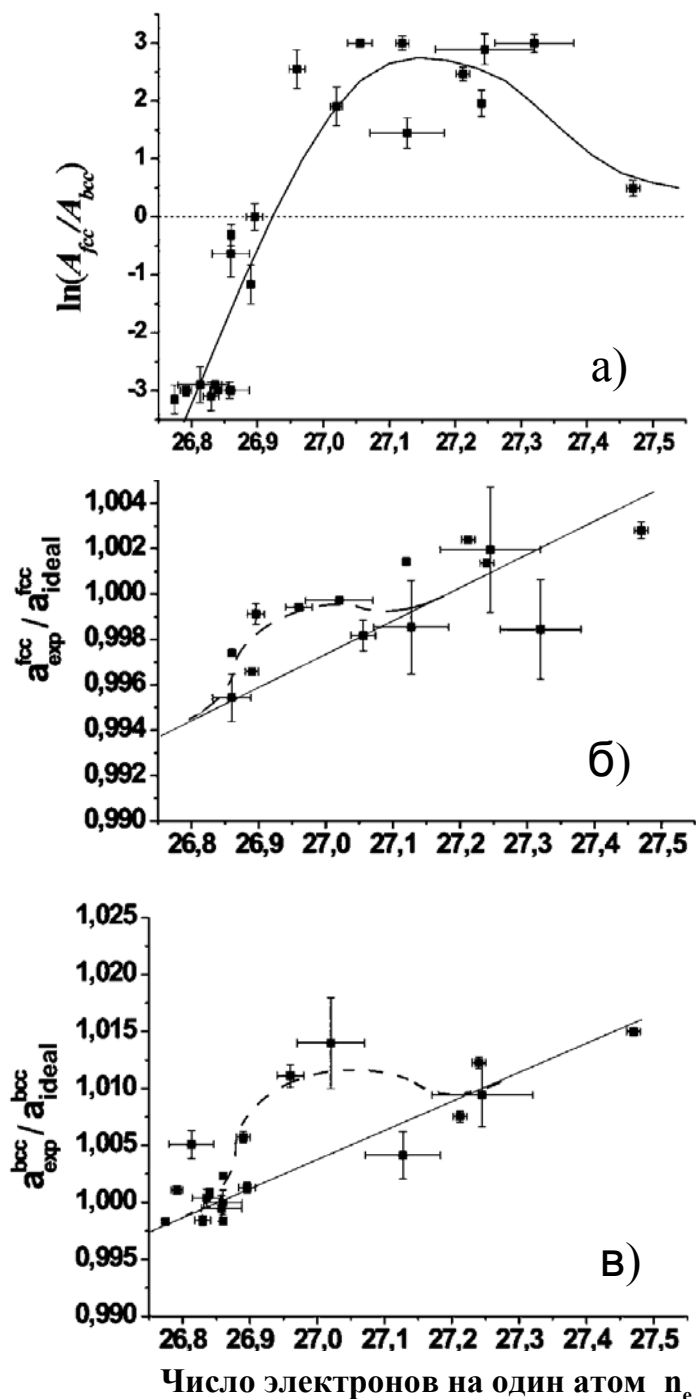


Рис. 2 Натуральный логарифм от отношения интенсивности гцк и оцк фаз A_{fcc}/A_{bcc} (а) отношения экспериментально полученных параметров гцк (б) и оцк (в) решёток к ожидаемым в зависимости от состава в терминах числа электронов на атом n_e .

Отклонение этих кривых от горизонтальной прямой может быть интерпретировано как нелинейная деформация кристаллической решётки. При уменьшении концентрации Fe, т.е. при увеличении n_e , постоянные решёток a_{exp}^{bcc} и a_{exp}^{fcc} падают медленнее, чем это предсказывается соотношениями (3), что приводит к увеличению отношений $a_{exp}^{bcc} / a_{ideal}^{bcc}$ и $a_{exp}^{fcc} / a_{ideal}^{fcc}$ (рис. 2б и 2в). Можно отметить выраженный выступ отношений $a_{exp}^{bcc} / a_{ideal}^{bcc}$ и $a_{exp}^{fcc} / a_{ideal}^{fcc}$ в области $n_e=27.0$, т.е. в области пика $\ln(A_{fcc}/A_{bcc})$ (рис. 2а). Этот эффект нелинейности деформации кристаллической решётки второго порядка качественно может быть интерпретирован как результат некоего вида фрустрации в переходной области между оцк и гцк фазами, в которой значительно усиливается взаимодействие между нанокристаллитами.

Раздел 3.5 посвящён обсуждению магнитных свойств Co-Ni-Fe плёнок и их корреляции со структурными параметрами.

ФМР измерения показывают, что согласованность табличных и измеренных значений намагниченности насыщения плёнок чистых Co, Ni и Fe, осаждённых при тех же условиях что и Co-Ni-Fe плёнка и сходной толщины достигается, принимая значение g-фактора за 2,0. Это значение соответствует статическому $g=2$ для электрона с замороженным орбитальным моментом в многоатомных плёнках и нет причин полагать, что g-фактор имеет большее значение в наших Co-Ni-Fe плёнках. При $g=2$ намагниченность насыщения, зависящая от состава варьируется между $4\pi I_s=16.7$ и 21 кГс, что значительно выше, чем у пермаллоев.

Подобно предыдущему рассмотрению зависимости параметров оцк и гцк решёток от химического состава, в линейном приближении можно оценить ожидаемую намагниченность насыщения I_s^a Co-Ni-Fe сплава, используя линейную комбинацию парциальных намагниченностей:

$$I_s^a = I_s^{Co} x + I_s^{Ni} y + I_s^{Fe} z, \quad (4)$$

где парциальная намагниченность I_s^X чистых гцк-Co, гцк-Ni и оцк-Fe составляют соответственно 1400, 480 и 1700 Гс. В таком представлении можно ожидать изменение $4\pi I_s^a$ в диапазоне от 11 до 17 кГс для изучаемых в данной работе плёнок. Экспериментально наблюдаемое же значение $4\pi I_s^{obs}$ систематически отклоняется от ожидаемого. На рис. 3 можно заметить, что отношение I_s^{obs} / I_s^a больше единицы во всём диапазоне вариации состава сплава, которое имеет тенденцию к увеличению с

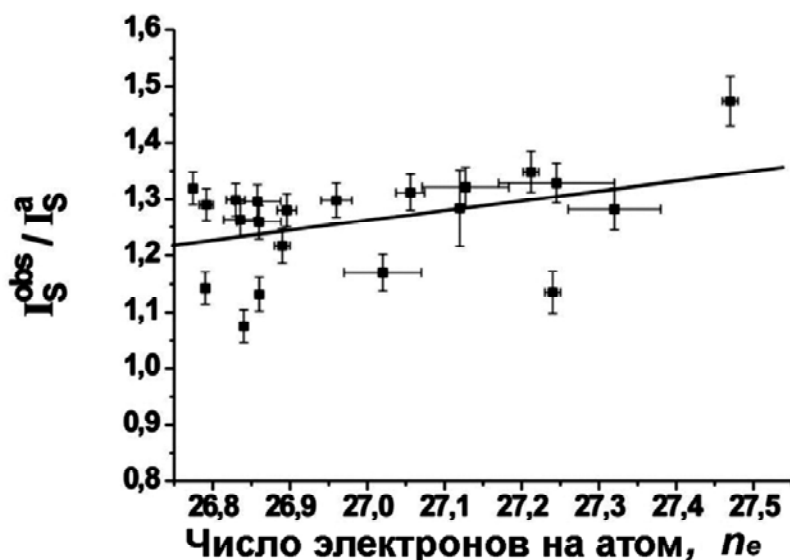


Рис. 3 Отношения экспериментально полученных значений намагниченности в насыщении к ожидаемым в зависимости от состава в терминах числа электронов на атом n_e .

увеличением числа электронов n_e . Таким образом, наблюдается эффект усиления измеренного значения намагниченности насыщения по сравнению с ожидаемой величиной для идеального твёрдого раствора даже при небольших концентрациях железа (высокого значения числа электронов, приходящихся на один атом).

Результаты по определению намагниченности насыщения показаны на рис. 4,

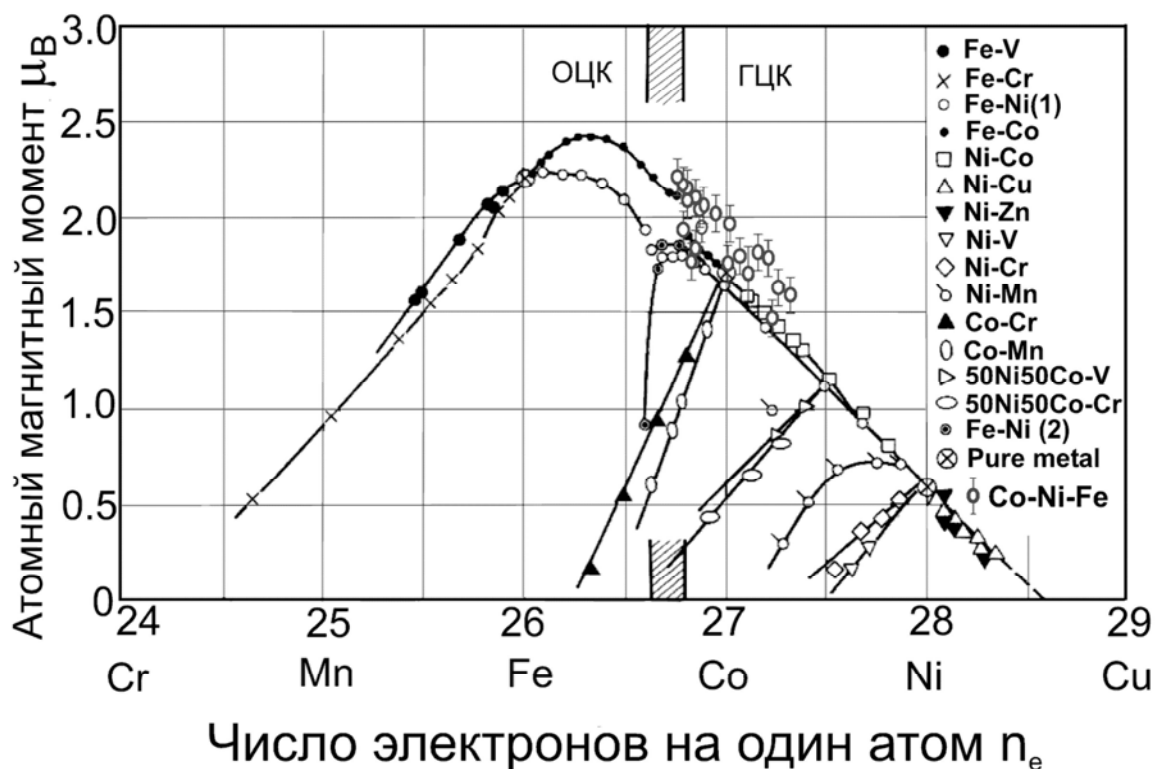


Рис. 4 Диаграмма Слэтера-Полинга. Магнитный момент сплава Co-Ni-Fe и погрешность измерения (наши данные) отмечены кружками.

где наши данные нанесены на диаграмму Слэтера-Полинга с предыдущими данными. На диаграмме Слэтера-Полинга эффект переходных элементов может быть представлен как линейное падение магнитного момента от $1.73\mu_B$ для Co до $0.61\mu_B$ для Ni. Однако, в области перехода гцк-фазы в оцк наблюдается большее отклонение экспериментальных данных от линейного падения, как для предыдущих, так и для наших данных.

Корреляция магнитных и структурных свойств Co-Ni-Fe плёнок обсуждается в **подразделе 3.5.2**. Отклонение от закона Вегарда или Зена для бинарных систем является частым явлением и не существует причин уменьшения этого отклонения в тройных сплавах. Очевидно, обнаруженная нелинейная деформация кристаллической решётки связана с перестройкой конфигураций внешних электронных оболочек в разупорядоченном сплаве, связанной с изменением состава.

В случае соперничающих двух нанокристаллических структурных фаз добавляется эффект ослабления связей в оцк фазе, связанный с уменьшением содержания Fe и увеличением n_e в сплаве в области $n_e=27$. Зёрна гцк-фазы также начинают образовывать зародыши с ослабленными и более протяжёнными связями, чем это можно ожидать, исходя из линейного закона Зена (3а). Поэтому между конкурирующими оцк и гцк фазами появляется межфазный эффект несоответствия решёток. Напряжения, вызванные несоответствием на межзёренной границе нанокристаллов, также могут давать вклад в наблюдаемую нелинейную деформацию. Изменение химического состава реального (неидеального) твёрдого раствора, как и структурно-фазовая конкуренция сопровождается реконfigurацией внешних атомных оболочек. Проявлением этой реконfigurации является изменение магнитных свойств, в частности намагниченности насыщения. Можно отметить, что систематическая нелинейность, т.е. общая тенденция к увеличению $a_{exp}^{bcc}/a_{ideal}^{bcc}$ и $a_{exp}^{fcc}/a_{ideal}^{fcc}$ с увеличением n_e (рис. 2) коррелирует с тенденцией увеличения I_S^{obs}/I_S^a (рис. 3). Усиление магнитного момента над кривой Слэтера-Полинга в нашем случае мы связываем с эффектом перестройки конфигураций внешних атомных оболочек в разупорядоченном сплаве, связанным с изменением состава в присутствии нанокристаллических гцк и оцк фаз.

В четвёртой главе обсуждаются условия возникновения обменного смещения в структурах типа Co/IrMn с альтернативным чередованием антиферромагнитного и ферромагнитного слоёв.

В разделе 4.1 приводятся угловые зависимости ФМР-резонансного поля в системе АФМ-ФМ с обменным смещением. В дополнение к одноосной магнитной анизотропии, действующей в ферромагнитных нанокристаллических плёнках, описанных в Главе 3, в системе АФМ-ФМ может действовать однонаправленная магнитная анизотропия, вызванная обменным взаимодействием на границе раздела между ферромагнетиком и антиферромагнетиком, т.н. обменное смещение. Природа и особенности проявления обменного смещения обсуждались в Главе 1. Имея это в виду, соотношения Киттеля (1) могут быть обобщены на случай произвольной ориентации внешнего поля относительно вектора поля однонаправленной анизотропии. Такое рассмотрение было проведено в ряде работ. Полагая, что внешнее магнитное поле направлено под некоторым углом θ к направлению вектора обменного смещения, параллельного в свою очередь оси лёгкого намагничивания, в хорошем приближении, справедливом при достаточно больших значениях намагниченности насыщения $4\pi M_s \gg H_r$, положение резонансного пика H_r определяется собственным резонансным полем $H_{r0} = (\omega/\gamma)/(4\pi M_s)$ Со-слоя, полем бинаправленной кристаллографической анизотропии H_K и полем однонаправленной анизотропии H_{EB} , вызванной взаимодействием АФМ и ФМ слоёв:

$$H_r = \frac{\omega^2/\gamma^2}{4\pi M_s} - H_{EB} \cos \theta - H_K \cos 2\theta \quad (5)$$

В нашем эксперименте, θ – угол между направлением постоянного магнитного поля ФМР и направлением поля, приложенного при отжиге вдоль одной из сторон прямоугольного образца, т.е. характеризует ориентацию образца относительно постоянного поля ФМР-установки.

Наглядно продемонстрировано смещение резонансного поля в зависимости от ориентации образца относительно внешнего поля (рис. 5). Результаты, полученные из анализа угловой зависимости резонансного поля ФМР, находятся в качественном согласии с данными вибрационной магнитометрии (ВММ). На вставке к рис. 5 приведены гистерезисные кривые, подтверждающие появление обменного смещения в результате отжига при $T_{\text{anneal}} = 200^\circ\text{C}$ в магнитном поле. Кривые отличаются

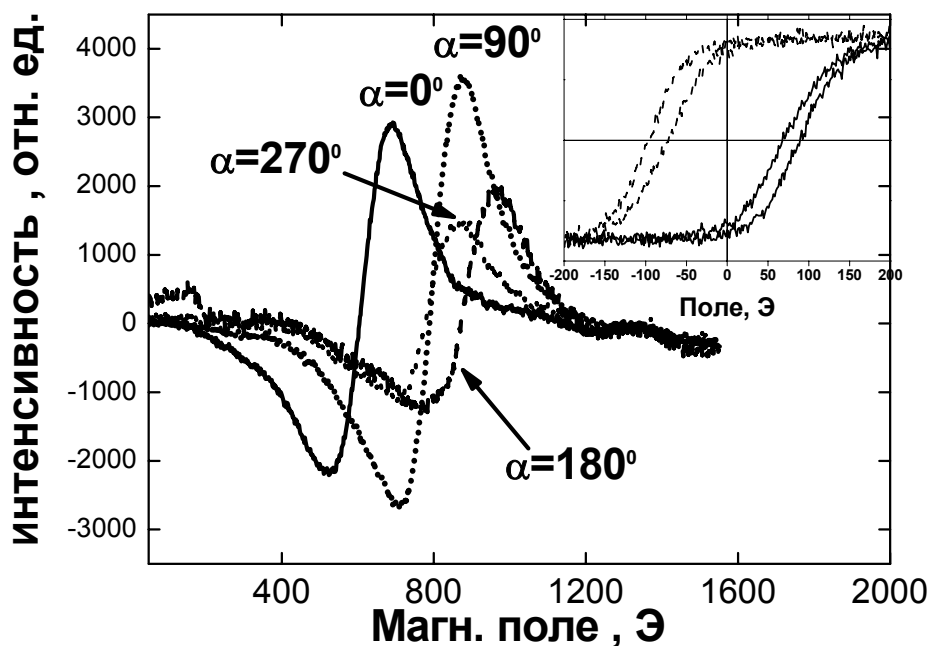


Рис. 5 ФМР-резонансные кривые поглощения для различных углов между направлениями магнитного поля ФМР-спектрометра и магнитного поля при отжиге образца. На вставке: гистерезисные кривые, полученные методом вибрационной магнитометрии для двух взаимно противоположных направлений магнитного поля.

антипараллельной ориентацией образца: 0 и 180° оси лёгкого намагничивания относительно направления магнитного поля ВММ. Как видно из этого рисунка, за счёт однонаправленного обменного взаимодействия на интерфейсе Co/IrMn петля смещается в противоположные стороны для этих двух ориентаций.

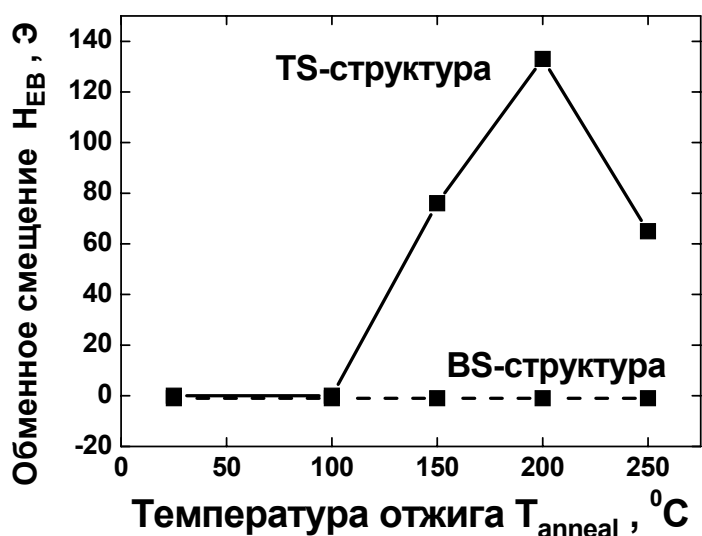


Рис. 6 Зависимость поля обменного смещения H_{EB} для TS- и BS-структур от температуры отжига.

В разделе 4.2 обсуждается зависимость обменного смещения от температуры отжига (рис. 6). Видно, что обменное взаимодействие в TS-структурах типа Co/IrMn

появляется при $T_{\text{anneal}}=150^{\circ}\text{C}$. Т.е. при этой температуре IrMn-слой начинает магнитоупорядочиваться, что выражается в появлении обменного взаимодействия на АФМ/ФМ границе. При $T_{\text{anneal}}=200^{\circ}\text{C}$ обменное взаимодействие достигает максимального значения ($H_{EB}=133$ Гс). Дальнейшее увеличение температуры отжига приводит к уменьшению взаимодействия АФМ и ФМ слоёв. Как уже отмечалось, эволюция магнитных свойств с отжигом BS-образцов с обратным чередованием слоёв (IrMn/Co) кардинально отличается от наблюдаемой для TS-слоёв. В частности, угловая зависимость резонансного поля соответствует (5) с нулевым значением H_{EB} во всём диапазоне исследованных температур отжига (рис. 6).

В разделе 4.3 приведены данные зависимости поля одноосной анизотропии H_K и резонансного поля для TS- и BS-структур в зависимости от температуры отжига. Поле одноосной анизотропии H_K до $T_{\text{anneal}}=200^{\circ}\text{C}$ изменяется незначительно в TS- и BS-структурах, но при $T_{\text{anneal}}=250^{\circ}\text{C}$ начинает возрастать. С увеличением температуры отжига происходит достаточно резкий рост резонансного поля $H_{r0}=(\omega/\gamma)^2/(4\pi M_s)$, характеризующего только ФМ слой.

Раздел 4.4 посвящён обсуждению температуры блокировки и температуры Нееля. Стандартная методика установления обменного смещения состоит в нагревании структуры до температуры, превышающей температуру Нееля (T_N) для антиферромагнитного слоя и ниже температуры Кюри для ферромагнитного (T_C), и последующего охлаждения в присутствии магнитного поля, направленного вдоль плоскости либо при осаждении плёнки, либо при её отжиге. В нашем случае обменное смещение появляется в TS-структурах при $T_{\text{anneal}}=150^{\circ}\text{C}$, что существенно меньше температуры Нееля для данного антиферромагнетика. Природа магнитного упорядочивания в тонких плёнках при $T < T_N$ не ясна в полной мере. Установлено, что температура блокировки T_B , при которой или выше которой исчезает эффект обменного смещения в данной ФМ/АФМ- структуре может быть заметно ниже, чем температура Нееля, при которой исчезает антиферромагнитное упорядочивание в массивном антиферромагнетике. В работе [5] показано, что зависимость T_B от толщины АФМ слоя, t_{AF} , может быть выражена функцией, полученной в рамках модели низкоразмерного масштабирования, описывающей ограничение корреляционной длины при уменьшении размеров системы:

$$\frac{T_B(\infty) - T_B(t_{AF})}{T_B(\infty)} = \left(\frac{\xi_0}{t_{AF}}\right)^\lambda, \quad (6)$$

где ξ_0 - корреляционная длина при $T=0$ К. Для IrMn в [5] получены следующие значения параметров: $\xi_0=3.04$ нм, $\lambda=1.5$ и $T_B(\infty)=523$ К (250°C).

Предполагается, что значение $T_B(\infty)$ равно значению T_N для массивного антиферромагнетика. Из модели низкоразмерного масштабирования следует, что уменьшение T_B связано с уменьшением T_N при уменьшении толщины плёнки. Однако, это не доказано. Более того, имеются данные, полученные дифракцией нейтронов, правда для другой ($\text{Fe}_3\text{O}_4/\text{CoO}$) системы, свидетельствующие о росте T_N (и уменьшении T_B) с уменьшением толщины плёнки [6]. Эксперимент такого рода пока единственный, поэтому отвергать идею о синхронном снижении T_B и T_N в исследуемой системе преждевременно. Снижение T_N в тонкоплёночном антиферромагнетике может быть причиной появления магнитоупорядоченности и, следовательно, обменного смещения в нашем эксперименте, особенно если учесть наличие шероховатости, характерной для метода ИЛО, и соответственно, локальной вариации толщины плёнки.

Снижение H_{EB} при отжиге, начиная с некоторой температуры, наблюдалось в нескольких работах и может быть следствием взаимной диффузии атомов Mn на границе ФМ/АФМ слоёв и по границам зёрен. Возрастание H_K может быть интерпретировано также как начало достаточно активной атомной перестройки в ФМ-слое и атомного перемешивания на границе ФМ/АФМ, приводящих к выстраиванию атомных пар в ФМ-слое с усилением одноосной анизотропии вдоль магнитного поля при отжиге и ослаблению его намагниченности M_s благодаря перемешиванию слоёв на интерфейсе.

Различие в проявлении магнитных свойств в TS- и BS-структурах отмечалось и ранее. Во всех работах рост плёнок производился в присутствии магнитного поля, направленного вдоль поверхности подложки. Так в [7] были исследованы не отожжённые образцы IrMn/NiFe и найдено, что TS-структуры имеют более высокое H_{EB} . Это коррелировало с большим, чем в BS-структурах, размером зерна в АФМ и тенденцией к эпитаксиальной когерентности на АФМ/ФМ-границе в TS-структурах. Результаты находят свое объяснение в модели [8], согласно которой АФМ-зёрна с объёмом, большим $J_K A/K$, где J_K – энергия обменного взаимодействия на интерфейсе, A - площадь поверхности АФМ-зерна в контакте с ФМ-плёнкой и K – константа магнитной анизотропии в АФМ-плёнке, являются антиферромагнитными и дают вклад в обменное смещение. Зёрна же с объёмом, меньшим kT/K являются суперпарамагнитными и не влияют на величину H_{EB} .

В нашей интерпретации мы исходим из соответствия решёток осаждаемых слоёв. В TS-системе АФМ-слой осаждается на слой Co и параметр несоответствия $(a_{IrMn} - a_{Co}) / a_{Co} = 0.058$, в то время как в BS-системе параметр несоответствия решёток $(a_{IrMn} / \sqrt{2} - a_{Mo}) / a_{Mo} = 0.16$. Это приводит к росту АФМ-слоя с нанометровым размером зёрен в суперпарамагнитной области и с пренебрежимой кристаллической анизотропией в полном согласии с работой [7]. Очевидно, анизотропия не усиливается и при возможном росте зёрен при отжиге.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ И ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ

В работе рассмотрена взаимосвязь состава, структуры и магнитных свойств в ферромагнитных тонких плёнках сплава Co-Ni-Fe и в системе ферромагнетик/антиферромагнетик Co/IrMn. Были получены следующие основные результаты:

1. Развита технология электрохимического осаждения нанокристаллических двухфазных плёнок Co-Ni-Fe из раствора солей данных переходных элементов без дополнительных органических добавок.
2. Предложена удобная форма представления соотношения концентраций Co, Ni, Fe в виде среднего числа электронов на формульную единицу n_e . Используя это представление, впервые обнаружены нелинейные зависимости первого и второго порядка отношения концентраций гцк и оцк фаз в сплаве, параметров решётки гцк- и оцк фракций, а также намагниченности насыщения от соотношения концентраций сплава, т.е. от n_e . Эти нелинейности имеют скоррелированный характер. Нелинейность первого порядка соответствует плавному росту параметров решётки с увеличением n_e , по отношению к «идеальной» зависимости, следующей из закона Зена. Нелинейность второго порядка имеет колоколообразный характер и приходится на область n_e , соответствующую равнодолевому присутствию гцк и оцк фаз сплава Co-Ni-Fe.
3. Впервые обнаружено превышение намагниченности насыщения по сравнению с зависимостью, следующей из диаграммы Слэтера-Полинга. Это превышение может быть связано с отмеченным выше относительным увеличением параметров решётки наноразмерных кристаллов.

4. В исследованиях условий возникновения обменного смещения в системе ФМ/АФМ было впервые установлено, что обменное смещение в системе с IrMn слоем, нанесённым на Co-слой, может быть инициировано путем отжига в магнитном поле при температуре существенно ниже, чем температура Нееля для массивных ферромагнетиков. Возможное объяснение этому – уменьшение T_N для АФМ-плёнок с малой толщиной. Это приводит к локальному магнитному упорядочиванию на участках пониженной толщины рельефной АФМ-плёнки.
5. Установлено, что при одинаковых остальных параметрах осаждаемых слоёв изменение очередности нанесения слоёв Co и IrMn в многослойной структуре Mo/Co/IrMn/Mo принципиально меняет способность системы к наведению обменного смещения путем термического отжига. Предположительно, это связано с различной степенью несоответствия решёток Co/IrMn и Mo/IrMn, приводящей к существенно различной микроструктуре антиферромагнетика IrMn.

ПУБЛИКАЦИИ ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИИ

A1. П.Н Черных, В.С.Куликаускас, Е.В. Хоменко, А.С. Узбяков, Н.Г. Чеченин “Исследование магнитомягких плёнок Co-Fe-Ni методом POP и ERD” // Поверхность, 2006, №2, с.70-73.

A2. Е.В. Хоменко, Е.Е. Шалыгина, С.Н. Поляков, Н.Г. Чеченин “Электрохимическое осаждение и свойства ферромагнитных плёнок Co-Fe-Ni с толщиной до 500 нм.” // Перспективные материалы, 2006, №2, с. 66-72.

A3. N.G. Chechenin, E.V. Khomenko, J.Th.M. de Hosson “FCC/BCC competition and enhancement of saturation magnetization of nanocrystalline Co- Ni -Fe films” // Письма в ЖЭТФ, 2007, т.85, № 4, с. 251-254 [JETP Letters, 2007, Vol. 85, No. 4, pp. 212–215].

A4. E.V. Khomenko, E.E. Shalyguina, N.G. Chechenin “Magnetic properties of thin Co–Fe–Ni films” // Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 2007, v. 316, pp. 451–453.

A5. N. G. Chechenin, E. V. Khomenko, D. I. Vainchtein, and J. Th. M. De Hosson “Nonlinearities in composition dependence of structure parameters and magnetic properties

of nanocrystalline fcc/bcc-mixed Co–Ni–Fe thin films” // J. Appl. Phys., 2008, v. 103, 07E738, 3pp.

A6. Е.В.Хоменко, Н. Г. Чеченин, А. Ю. Гойхман, А. В. Зенкевич “Обменное смещение в структурах IrMn/Co с альтернативным чередованием антиферромагнитного и ферромагнитного слоев” // Письма в ЖЭТФ, 2008, т. 88, №8, с. 693-697.

A7. П.Н Черных, В.С. Куликаускас, Е.В. Хоменко, Е. Сун, Н.Г. Чеченин. “Исследование магнитомягких тонких пленок Co-Ni-Fe методом резерфордовского обратного рассеяния”. Тезисы докладов XXXV международной конференции по физике взаимодействия заряженных частиц с кристаллами, Москва, 2005, с.174.

A8. E.V. Khomenko, E.E. Schalyguina, Yu. A. Koksharov, N. G. Chechenin “Magnetic properties of thin Co-Fe-Ni films with thickness below 500 nm.”, Moscow International Symposium of Magnetism (MISM), 25-30 June, Moscow, 2005, Book of Abstract, p.101.

A9. E. V. Khomenko, E.E. Shalyguina, N.G. Chechenin “Magnetic properties of thin Co-Fe-Ni films with thickness below 500 nm”, III Joint European Magnetic Conference, San Sebastian, 26-30 June, 2006 . Book of Abstracts. P.- R009.

A10. N.G. Chechenin, E. Khomenko, D. Vainshtein and J. De Hosson “Nonlinearities in composition dependence of structure parameters and magnetic properties of nanocrystalline fcc/bcc-mixed Co-Ni-Fe thin films”, 52nd Annual Conference on Magnetism and Magnetic Materials, Nov. 5-9, 2007, Tampa, Florida, USA, Book of Abstracts, p. HF-12.

A11. Е.В. Хоменко, Н.Г. Чеченин, В.П. Петухов, В.А. Андрианов, С.И. Рейман, Н.И. Рохлов. “Влияние химического состава и структуры на ферромагнитные свойства нанокристаллических тонких пленок Co-Ni-Fe”, Научная конференция «Ломоносовские чтения», 2007, Программа, с. 94, Из-во МГУ.

A12. Е.В. Хоменко, Н.Г. Чеченин “Эффект усиления намагниченности в нанокристаллических тонких пленках Co-Ni-Fe”, Научная конференция «Ломоносовские чтения», 2007, Программа, с. 94, Из-во МГУ.

A13. Е.В. Хоменко “Конкуренция оцк/гцк фаз и эффект усиления намагниченности насыщения в нанокристаллических Co-Fe-Ni плёнках”, Научная конференция «Ломоносов», МГУ, 2007 г.

A14. Е.В. Хоменко, Н.Г. Чеченин, П.Н. Черных, А.В. Зенкевич, А.Ю. Гойхман “Исследование магнитных свойств структур спинтроники типа ферромагнетик-

антиферромагнетик”, Научная конференция «Ломоносовские чтения», 2008, Программа, с.94, Из-во МГУ.

A15. E.V.Khomenko, N.G.Chechenin, P.N.Chernykh, A.Goikhman, A.V.Zenkevich “FMR study of F/AF structures for spintronics devices”, Moscow International Symposium on Magnetism, MISM 2008, June 20-25, Moscow, Book of Abstracts, Moscow, 2008, p.500.

A16. V.A. Andrianov, N.G. Chechenin, V.P. Gorkov, E.V. Khomenko, N.I. Rohlov “Conversion electron Moessbauer spectroscopy of soft magnetic films FeCoNi”, Moscow International Symposium on Magnetism, MISM 2008, June 20-25, Moscow, Book of Abstracts, Moscow, 2008, p.771.

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1 M. N. Baibich, J. M. Broto, A. Fert, F. Nguyen van Dau, F. Petroff, P. Etienne, G. Creuzet, A. Friederich, and J. Chazelas “Giant Magnetoresistance of (001)Fe/(001)Cr Magnetic Superlattices” // *Phys. Rev. Lett.*, 1988, v. 61, p. 2472.

2 G. Binasch, P. Grunberg, F. Saurenbach, and W. Zinn.”Enhanced Magnetoresistance in Layered Magnetic Structures with Antiferromagnetic Interlayer Exchange” // *Phys. Rev.*, 1989, B 39, No. 7, p. 4828.

3. А. В. Ведяев “Использование поляризованного по спину тока в спинтронике” // *УФН*, 2002, 172, №12, с. 1458.

4. S. Chikazumi “Physics of Ferromagnetism”, Oxford University Press, Oxford (1997) С. Тикадзуми “Физика ферромагнетизма. Магнитные характеристики и практические применения” Пер. с япон., М., 1987.

5. T. Ambrose, C.L. Chien “Finite-size scaling in thin antiferromagnetic CoO layers” // *J. Appl. Phys.*, 1996, v. 79, p. 5920.

6. A. J. Devasahayam, P. J. Sides, and M. H. Kryder “Magnetic, temperature, and corrosion properties of the NiFe/IrMn exchange couple” // *J. Appl. Phys.*, 1998, v. 83, p. 7216.

7. J.C. Ro, Y.S. Choi, S.J. Suh, H.J. Lee “Effect of Microstructure Anistropy in Mn-Ir/Ni-Fe Exchange-Biased Multialyer with Various Stacking Structure” // *IEEE.Trans. Magn.*, 1999, v. 35, no.5, pp.3925-3927.

8. T. Lin, C. Tsang, R. E. Fontana, J. K. Howard “Exchange-coupled NiFe/FeMn, NiFe/NiMn and NiO/NiFe films for stabilization of magnetoresistive sensors” // *IEEE. Trans. Magn.*, 1995, v. 31, no.6, pp.2585-2587.