

На правах рукописи

Черниченко Ангелина Виталиевна

**МАГНИТНЫЕ И МАГНИТООПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
СЛОИСТЫХ ПЛЕНОК Ni/Ge**

Специальность 01.04.11 – Физика магнитных явлений

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание ученой степени
кандидата физико-математических наук

Красноярск 2013

Работа выполнена в Федеральном государственном бюджетном учреждении науки
Институте физики им. Л. В. Киренского
Сибирского отделения Российской академии наук (ИФ СО РАН)

Научный руководитель:

Ирина Самсоновна Эдельман

доктор физико-математических наук,
профессор

Официальные оппоненты:

Юрий Петрович Сухоруков

доктор физико-математических наук,
зав. лабораторией
Федерального государственного
бюджетного учреждения науки
Ордена Трудового Красного Знамени
Института физики металлов
Уральского отделения Российской академии наук

Рауф Садыкович Исхаков

доктор физико-математических наук,
профессор, зав. лабораторией
Федерального государственного
бюджетного учреждения науки
Института физики им. Л. В. Киренского СО РАН

Ведущая организация:

Федеральное государственное
автономное образовательное учреждение
высшего профессионального образования
«Уральский Федеральный Университет
им. первого Президента России Б. Н. Ельцина»,
г. Екатеринбург

Защита состоится «13» декабря 2013 г. в 14-30 часов на заседании диссертационного совета Д 003.055.02 в ФГБУН Институте физики им. Л. В. Киренского Сибирского отделения РАН по адресу: 660036, г. Красноярск, Академгородок, д.50, строение №38.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке Института Физики им Л. В. Киренского СО РАН.

Автореферат разослан «25» октября 2013 г.

Ученый секретарь

диссертационного совета Д 003.055.02,
доктор физико-математических наук

Александр Николаевич Втюрин

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность работы. Пленочные гетероструктуры, состоящие из слоев ферромагнитного металла (ФМ) и полупроводника (ПП), включая ПП IV группы (Si, Ge), вызывают особый интерес, как исследователей, так и разработчиков новых технологий и устройств. В последние годы усилия многих исследовательских групп сосредоточены на интегрировании ПП и ФМ в единых структурах для создания революционных информационных устройств на основе спинтроники [1], использующей в качестве операционных элементов направление спина. Основное внимание уделяется структурам, включающим слои Si, в которых удается сформировать очень узкие граничные слои (интерфейсы) между ФМ и ПП слоями. Высокая скорость взаимной диффузии большинства ФМ металлов и Ge [2], ограничивает прикладное применение структур на основе Ge в тех случаях, когда принципиально важен узкий интерфейс. С другой стороны, она же открывает новые возможности создания структур с использованием свойств интерфейса, в частности, например, в комплиментарных структурах металл – оксид – полупроводник (complementary metal-oxide semiconductor) [3]. С этой точки зрения большой интерес представляет исследование процессов формирования и свойств интерфейса в двухслойных и многослойных пленках ФМ/Ge.

Одной из наиболее изучаемых является структура Mn/Ge, в интерфейсе которой обнаружено множество фаз с различными магнитными свойствами. Не меньшее количество публикаций посвящено структурам Fe/Ge и Co/Ge. Причем, наряду с составом и структурой пленок и интерфейса, изучались их магнитные свойства. Несколько иначе обстоит дело с изучением структур Ni/Ge. Для них проведены детальные исследования формирования в интерфейсе различных германидов никеля (например, [4, 5]) и, более того, основываясь на образовании интерфейса между слоями, Ni/Ge пленки используются в качестве барьера Шоттки в тонкопленочных транзисторах и диодах [6]. Однако, магнитные свойства структур Ni/Ge к началу настоящей работы, вообще, не были исследованы. В то же время в них могут возникать межфазные взаимодействия и связанные с ними новые магнитные свойства. Действительно, наши предварительные исследования выявили появления особенностей в магнитных свойствах гибридных пленок Ni/Ge и Ge/Ni/Ge/Ni/Ge, что явилось предпосылкой постановки основной задачи диссертации. Отметим, что наряду с исследованиями намагнитченности синтезированных образцов в широком интервале температур и магнитных полей, большое внимание было уделено нами магнитооптическим эффектам, в основном, эффекту Фарадея (ЭФ), как неразрушающему экспресс методу контроля магнитного состояния образцов. К тому же зависимость ЭФ от энергии световой волны обеспечивает дополнительный канал информации о составе магнитоупорядоченных фаз образца. Данные магнитных и магнитооптических измерений сопоставлялись с результатами исследования морфологии поверхности синтезированных пленок, составе и структуре слоев, включая интерфейс, полученными с помощью комплекса методов – атомной силовой микроскопии, электронной микроскопии высокого разрешения, рентгеновской флуоресценции, протяженной тонкой структуры и пред-краевой структуры

рентгеновских спектров поглощения (EXAFS и XANES, соответственно) и рентгеновской рефлектометрии.

Цель работы – Определение влияния толщины и морфологии составляющих слоёв и режимов термообработок на структуру, магнитные и магнитооптические свойства плёнок Ni/Ge.

Для достижения поставленных целей необходимо решить следующие задачи.

- Определить морфологию поверхностей слоев, структуру слоев и интерфейса между слоями и влияние на эти параметры исходных толщин составляющих слоев.
- Исследовать полевые и спектральные зависимости магнитооптического эффекта Фарадея (ЭФ) двухслойных и пятислойных структур Ni/Ge с различными толщинами составляющих слоев и их изменения под влиянием термообработок.
- Исследовать полевые и температурные зависимости намагниченности двухслойных и пятислойных структур Ni/Ge с различными толщинами составляющих слоев.
- Установить связь особенностей магнитных и магнитооптических свойств изученных структур с морфологией поверхности и характером интерфейса.
- Предложить объяснение обнаруженных особенностей магнитных и магнитооптических свойств изученных структур.

Научная новизна

Впервые исследованы магнитные и магнитооптические свойства пленочных структур Ni/Ge и Ge/Ni/Ge/Ni/Ge и показано, что формирующийся в результате взаимной диффузии Ni и Ge промежуточный слой (интерфейс) обладает магнитными свойствами.

Обнаружен ряд эффектов, обусловленных этим промежуточным слоем:

- резкое изменение полевой зависимости ЭФ при намагничивании образцов перпендикулярно плоскости пленок по сравнению с однородными пленками Ni
- уменьшение поля магнитного насыщения в несколько раз в зависимости от толщины слоев Ni и изменение характера кривой, усиливающиеся в результате термической обработки;
- различие температурных зависимостей намагниченности для режимов охлаждения FC и ZFC с температурой необратимости, ниже температуры жидкого азота;
- обменное смещение петли гистерезиса при низких температурах при перемагничивании образцов в плоскости, а также возрастание коэрцитивной силы и изменение формы петли гистерезиса по мере понижения температуры.

Практическая ценность: полученные результаты являются важным шагом на пути поиска новых структур ферромагнитный металл – полупроводник. Они показывают, что магнитные свойства структур на основе никеля и германия существенным образом зависят от интерфейса между слоями и ими можно управлять, регулируя характер интерфейса. Обнаружение магнитного упорядочения в интерфейсном слое между Ni и Ge может расширить возможности диодов Шоттки, создаваемых на основе диффузии этих элементов.

Методология и методы исследований

Принципиальной особенностью диссертации является использование комплекса взаимно дополняющих структурных и магнитных методов, позволившее решить сформулированные задачи и достичь поставленной цели. Для решения задач использованы рентгеновский флуоресцентный анализ, атомная силовая микроскопия, рентгеновская абсорбционная спектроскопия EXAFS/XANES и рентгеновская рефлектометрия, электронная микроскопия, магнитометрия, магнитооптические методики.

Содержание диссертации соответствует формуле Паспорта специальности 01.04.11 Физика магнитных явлений.

Достоверность полученных результатов обеспечена использованием современных высоко точных методов изучения морфологии, состава и структуры, магнитных и магнитооптических свойств пленочных структур, детальным анализом результатов измерений, а также воспроизводимостью результатов, полученных на различных образцах. В значительной степени достоверность результатов подтверждается соответствием литературным источникам данных для однородных пленок Ni, синтезированных и исследованных теми же методами, как и слоистые образцы.

Научные положения, выносимые на защиту

1. Обнаружение и объяснение влияния толщины слоя Ni в двухслойных пленках Ni/Ge и толщины промежуточного слоя Ge в слоистых структурах Ge/Ni/Ge/Ni/Ge на величину и полевые зависимости магнитооптического эффекта Фарадея (ЭФ).
2. Обнаруженное аномальное поведение полевых и температурных зависимостей намагниченности двухслойных и пятислойных пленок Ni/Ge и Ge/Ni/Ge/Ni/Ge по сравнению с однородными пленками Ni, проявляющееся в обменном смещении петель гистерезиса при низких температурах и различии температурных зависимостей намагниченности для режимов охлаждения FC и ZFC.
3. Результаты исследования поверхности пленок, распределения компонент по толщине образцов, структуры слоев Ni, Ge и интерфейса, полученные с помощью рентгеновского флуоресцентного анализа, атомно-силовой микроскопии, EXAFS/XANES спектроскопии, рентгеновской рефлектометрии и электронной микроскопии высокого разрешения.
4. Объяснение обнаруженных особенностей, базирующееся на предположении о сложном характере магнитного упорядочения промежуточного слоя между Ni и Ge с учетом шероховатости границ между слоями.

Личный вклад заключается в участии, совместно с руководителем, в постановке задачи исследования, в самостоятельном проведении измерений магнитооптических эффектов образцов, в обработке, анализе и интерпретации результатов, включая данные, полученные и другими экспериментальными методами, подготовке материалов для публикаций.

Апробация работы. Полученные результаты были представлены на Международной конференции «Функциональные материалы 2007» (ICFM) Симферополь 2007; Евро-Азиатских симпозиумах по магнетизму «Trends in Magnetism»

(EASTMAG-2007), Казань 2007, (ESTMAG-2010), Екатеринбург 2010, и (ESTMAG-2013) Владивосток 2013; Международных симпозиумах по магнетизму (MISM), Москва 2008 и 2011; Всероссийской научной конференции студентов-физиков и молодых ученых (ВНКСФ-15), Кемерово 2009, Международном симпозиуме по физике низкоразмерных систем (LDS2), Ростов-на-Дону, п. Лоо 2010, XXI-XXII Международных конференциях «Новое в магнетизме и магнитных материалах» (НМММ), Москва 2009 и Астрахань 2012.

Работа поддержана грантами РФФИ № 08-02-00397, 11-02-00972, программой «Поддержка научного потенциала высшей школы», номер проекта 2.1.1/3498, интеграционным грантом Сибирского Отделения Российской Академии Наук № 134.

Публикации. По теме диссертации опубликовано 16 научных работ: 5 статей в периодических изданиях по списку ВАК, 1 статья в рецензируемом зарубежном журнале, 10 работ в сборниках тезисов международных и всероссийских научных конференций и симпозиумов.

Структура диссертации. Диссертация состоит из введения, четырёх глав, заключения и списка литературы, изложенных на 96 страницах. Список цитируемой литературы содержит 147 наименования. В тексте диссертации имеется 4 таблицы и 44 рисунка.

КРАТКОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении обоснована актуальность изучения рассматриваемых в диссертации проблем, сформулирована цель работы. Обозначена научная новизна и практическая ценность работы. Представлена степень апробации, количество публикаций и структура диссертации.

В первой главе представлен обзор литературы по магнитным свойствам пленочных структур 3d-металл – полупроводник и соединений Ni-Ge. Рассмотрены эффекты, обусловленные шероховатостью поверхности и границ слоев между слоями в пленках, а так же обменным взаимодействием на границах магнито-мягкий – магнито-жесткий ферромагнетик и ферромагнетик – антиферромагнетик. Подчеркнуто, отсутствие в литературе данных по магнитным свойствам для пленочных структур Ni/Ge.

Во второй главе кратко описана технология изготовления образцов и методики экспериментальных измерений тонких пленок Ni/Ge. Пленки изготовлены в СО РАН ИФ им. Л.В. Киренского на триодной установке ионного распыления в разряде, поддерживаемом термоэлектронной эмиссией. Серии двухслойных пленок Ni/Ge и многослойных пленок Ge/Ni/Ge/Ni/Ge были получены при базовом давлении 10^{-6} мм рт. ст. в атмосфере аргона. Температура стеклянной подложки при напылении была 373 К. В качестве подложек были использованы стекла фирмы Asahi Glass для тонкопленочных транзисторов и обычные покровные стекла. При изготовлении мультислойных образцов на стеклянную подложку наносился толстый слой Ge, а затем осаждались последовательно Ni и Ge, последним слоем всегда был Ge. Толщина каждого слоя регулировалась временем подачи тока на распыляемую мишень и была определена рентгеновским флуоресцентным анализом с помощью спектрометра S4 PIONEER фирмы

Bruker. Толщины исследуемых пленок представлены в табл. 1, 2. В аналогичных условиях были получены опорные пленки Ni с толщинами от 7 до 80 нм. После осаждения образцы подвергались многократным отжигам в печи сопротивления при $T = 150^\circ$ и 300°C в атмосфере, каждый длительностью 6 или 10 минут, а также 60 минут.

Таблица 1. Толщины составляющих слоев в пленках Ni-Ge.

№ образца	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14
d_{Ni} , нм	8,5	8	8,9	9,7	10,6	11	11,5	14	15	18	17	20	26,5	33
d_{Ge} , нм	12	46,5	13,7	9,6	12,8	14,5	16	13,5	47	13,2	46	12,7	48,5	46,7

Таблица 2. Толщины составляющих слоев в пятислойных образцах.

№ образца	15	16	17	18	19	20	21	22	23	24	25	26
d_{Ge} , нм	17,7	17,6	22,8	22,7	20	47,7	20	20	46,9	20	15,9	46
d_{Ni} , нм	9,5	9,7	11,5	11,5	15,5	15,5	16	16,3	17,75	18	20,7	26
d_{Ge} , нм	0,85	1,7	4,3	-	3,5	26	7,6	2	19,2	10	9,2	6,3
d_{Ni} , нм	9,5	9,7	11,5	11,5	15,5	15,5	16	16,3	17,75	18	20,7	26
d_{Ge} , нм	17,7	17,6	22,8	22,7	20	47,7	20	20	46,9	20	15,9	46

Морфология поверхности подложек и осажденных пленок исследована с помощью атомного силового микроскопа Veeco Multi Mode. Локальная атомная структура пленок Ni/Ge изучена с помощью рентгеновской абсорбционной спектроскопии EXAFS/XANES и рентгеновской рефлектометрии с использованием синхротронного излучения на станциях «Структурное материаловедение» и «Прецизионная рентгеновская оптика» Курчатовского источника синхротронного излучения, а также на электронном микроскопе JEM-4000 EX при ускоряющем напряжении 400 кэВ в конфигурации поперечного среза.

Намагниченность измерена на установке MPMS XL при температурах 4.2–273 К в магнитном поле H до 10 кЭ, в основном, параллельном плоскости образцов. Измерения температурных зависимостей намагниченности проводились для двух режимов охлаждения: (1) – образец охлаждался в магнитном поле (FC) и (2) – образец охлаждался в отсутствие магнитного поля (ZFC). Измерение намагниченности производилось в процессе нагревания при той же величине поля, что и в режиме FC.

Полевые и спектральные зависимости ЭФ исследованы при комнатной температуре компенсационным методом с использованием модуляции поляризации световой волны в спектральном диапазоне от 600 до 1100 нм. Внешнее магнитное поле (H) было направлено нормально поверхности образцов вдоль направления распространения световой волны. При измерении полевых зависимостей ЭФ H изменялась от -5 до 5 кЭ. Для некоторых образцов в такой же геометрии был измерен магнитный круговой дихроизм (МКД), а также мериди-

ональный эффект Керра (ЭК) при наложении поля в плоскости образца и падении световой волны под углом 45° к поверхности образца.

В третьей главе представлены результаты исследования морфологии и структуры пленок. С помощью атомного силового микроскопа выявлено, что поверхности обоих типов подложек характеризуются рельефом типа гранул. Поверхность пленки при любом использованном количестве слоев повторяет структуру поверхности подложки. На рис. 1 показан вид сверху на поверхность образца № 7 и распределение неоднородностей вдоль линии, отмеченной треугольниками.

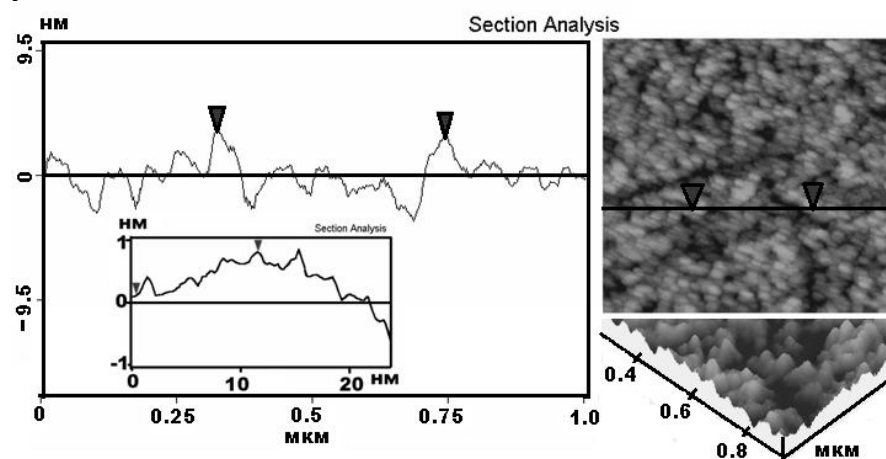


Рис. 1. Распределение размеров неоднородностей в плоскости образца № 7 (на вставке: отрезок кривой в увеличенном масштабе) и вид сверху и сбоку на поверхность образца.

Порядок нанесения слоев не отражается заметно на структуре пленок. Термическое нагревание сглаживает поверхность образца, за счет увеличения «зерен» и уменьшения «впадин».

Спектры EXAFS/XANES были записаны для серии двухслойных пленок (№ 2, 9 и 13) на K -краях поглощения Ni (рис. 2) и Ge. Для Ni на крае поглощения выявлены некоторые отличия спектров пленок от спектра никелевого стандарта (область вблизи 8350 эВ на рис. 2а), причем степень отличия коррелирует с толщиной слоя Ni. Эти отличия проявляются в виде перестройки тонкой структуры без значимого смещения положения края полосы поглощения, что

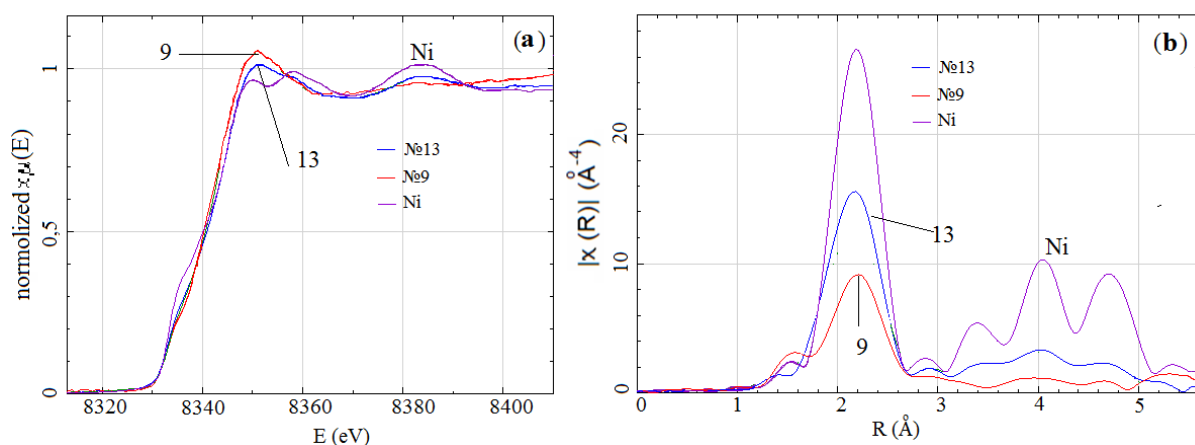


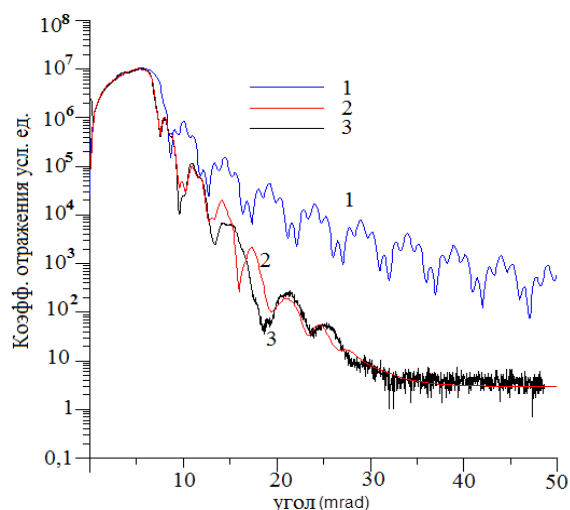
Рис. 2. Спектры XANES на K -крае никеля (а) и Фурье-трансформанты спектров EXAFS (b) для двухслойных пленок Ni/Ge № 9 и 13 в сравнении с реперным образцом Ni. Номера кривых соответствуют номерам образцов.

указывает на перераспределение электронной плотности на атомах никеля, например, вследствие образования соединения Ni_xGe_y , без существенного изменения степени окисления. В Фурье-трансформантах спектров EXAFS (рис. 2b) прослеживается зависимость высоты пика первой координационной сферы от толщины пленки. Соотношение площадей пиков приблизительно соответствует толщине пленок, заданной при их изготовлении. Для пленки № 13 (кривая 13 на рис. 2b) четко проявляются максимумы в интервале 3–5 Å, соответствующие дальним координационным сферам в структуре ГЦК-никеля. Для образца № 9 картина максимумов более размытая, что может свидетельствовать о частичной аморфизации слоя Ni. По слабой интенсивности характерных пиков слева от главного пика следует сделать вывод, что оксид Ni в данных пленочных структурах присутствует в незначительном количестве.

Спектры Ge исследованных двухслойных пленок оказались близки между собой и подобны спектру реперного образца — порошка германия. Для всех исследованных двухслойных пленок толщина слоя Ge была значительно больше, чем слоя Ni, поэтому эффекты образования интерфейсного слоя практически не проявились в спектрах XANES/EXAFS на К-крае германия.

Исследование угловых зависимостей рентгеновского отражения двухслойных образцов с различными толщинами Ni и одинаковой толщиной слоя Ge показало, что количество интерференционных пиков приблизительно пропорционально толщине слоя Ni, то есть, наблюдаемая интерференция (кривая 3 на рис. 3) связана, в основном, с отражением излучения от границы между слоями Ni и Ge. Непостоянство периода осцилляций указывает на присутствие нескольких явных границ, что может свидетельствовать о формировании промежуточного слоя между Ni и Ge – интерфейса. Формирование широкого интерфейса в структурах Ni–Ge, состоящего из одного или двух последовательно расположенных по глубине соединений, наблюдалось ранее в ряде работ [3, 4].

Рис. 3. Расчетные кривые угловых зависимостей рентгеновского отражения для двухслойной структуры с атомной границей между слоями Ni и Ge (1) и структуры, содержащей промежуточный слой Ni_xGe_y (2); экспериментальная зависимость для двухслойной пленки № 9 (3).



Расчет угловой зависимости рентгеновского отражения для резкой границы между слоями Ni и Ge (рис. 3, кривая 1) и для широкого интерфейса с шероховатыми границами (рис. 3, кривая 2) с использованием в качестве подгоночных параметров толщин двух слоев (Ge и Ni) или трех слоев (Ge, Ni_xGe_y , Ni) с учетом шероховатости поверхностей показал, что расчетная кривая удовлетво-

рительно совпадает с экспериментальной кривой (рис.3, кривая 3) для глубины интерфейса ~ 9 нм. Следует заметить, что в зависимости от условий изготовления в разных образцах глубина интерфейса может изменяться. Тем не менее, при достаточной толщине слоев Ni и Ge глубина интерфейса во всех исследованных образцах должна быть близка к этой величине, так как контролируемые параметры осаждения пленок поддерживались постоянными. На основании полученных данных можно представить реальное распределение компонентов в образцах Ni/Ge. На рис. 4 в качестве примера представлена такая схема для случая пятислойных образцов, в которых толщина промежуточного слоя Ge варьируется, а толщины остальных слоев остаются неизменными.

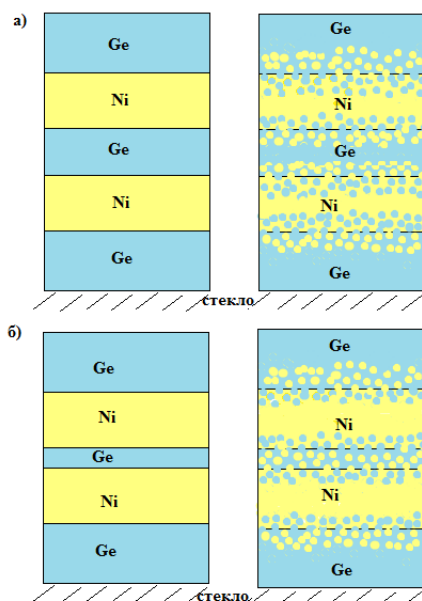


Рис. 4. Схема распределения компонентов в поперечном срезе пятислойной пленки в зависимости от толщины промежуточного слоя.

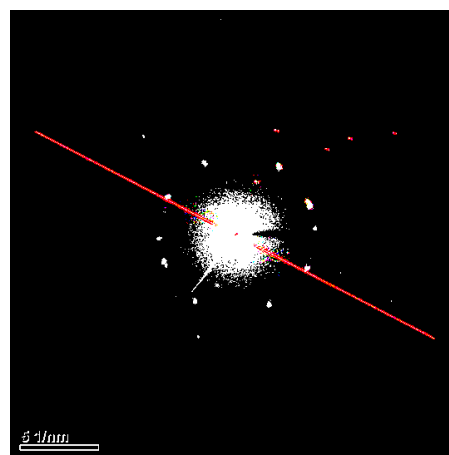


Рис. 5. Электронограмма поперечного среза образца № 3

При достаточно большой толщине промежуточного слоя Ge все интерфейсы на границах Ni и Ge имеют приблизительно одинаковую ширину (рис. 4а), которая определяется глубиной взаимной диффузии этих веществ, и эффективная толщина слоев Ni уменьшается на эту ширину. По мере уменьшения промежуточного слоя Ge интерфейсы на его границах становятся уже (рис. 3б), и эффективная толщина слоев Ni остается большей по сравнению с первым случаем.

На рис. 5 представлена электронограмма поперечного среза образца № 3 Ni/Ge с отчетливо видимым интерфейсом. Кроме рефлексов характерных для Ni, заметны рефлексы, которые нельзя отнести ни к Ni, ни к Ge. Результаты проведенного сопоставления наблюдаемых рефлексов с межплоскостными расстояниями (d) для Ni и некоторых соединений Ni и Ge, представленных в Международных базах данных, приведены в табл. 3. Магнитный порядок наблюдался в двух из этих соединений: Ni_3Ge [7] и Ni_5Ge_3 [8]. Оба соединения являются ферромагнитными с резко различными температурными зависимостями намагниченности.

Табл. 3. Межплоскостные расстояния по данным микро-дифракции в пленке Ni/Ge (9 нм/14 нм) и в ряде соединений Ni с Ge, занесенных в Международные базы дифракционных данных (Powder Diffraction Files – PDF).

d , Å эксперимент	Ni ($Fm\bar{3}m$) 00-004-0850	Ni ₃ Ge ($Pm\bar{3}m$) 00-035-1359	Ni ₅ Ge ₂ ($P63cm$) 04-007-4194	Ni ₅ Ge ₃ ($C2$) 04-007-1419	Ni _{1.86} Ge ($P63/mmc$) 04-004-8765
2.797, 2.814					
2.027, 2.018	2.034	2.062	2.005	2.013, 2.016	2.027
1.952, 1.954			1.970	1.945	1.973
1.784	1.762	1.786			
1.413, 1.408					1.414
1.262	1.246	1.262			
1.136					
1.056	1.062	1.077			
0.836	0.881	0.819			

Как видно из табл. 3, значения d для Ni₃Ge, практически идентичны значениям d для Ni. Рефлекс, соответствующий межплоскостному расстоянию $d \sim 1.952\text{--}1.954$, не характерному для Ni, можно соотнести и с Ni₅Ge₃, и с Ni₅Ge₂. Он так же может быть сопоставлен с набором фаз соединений с химической формулой от Ni_{1.67}Ge до Ni_{1.88}Ge (в табл. 3 приведено соединение Ni_{1.86}Ge), которые были обнаружены рядом авторов. Только с табличным значением d для подобной фазы можно сопоставить $d \sim 1.413\text{--}1.408$. Прототипом этой фазы является фаза Co_{1.75}Ge, которая упорядочивается антиферромагнитно. Рефлексы, связанные с Ge, не обнаружены, что соответствует данным EXAFS об аморфном состоянии слоев Ge.

Таким образом, исследования морфологии и структурных свойств синтезированных пленочных образцов показали, что:

- Поверхность пленки повторяет шероховатую поверхность подложки с неоднородностями по высоте 2–3 нм, в плоскости ~ 250 нм. Термообработки приводят к незначительному сглаживанию шероховатостей;
- Слои Ni – поликристаллические ГЦК фазы, слои Ge аморфные; оксид Ni присутствует в незначительном количестве, содержание оксида Ge может изменяться в зависимости от неконтролируемых технологических факторов;
- Между слоями Ni и Ge формируется промежуточный слой глубиной ~ 9 нм. В соответствии с данными микродифракции в интерфейсе может формироваться ряд соединений никеля с германием: Ni₃Ge, Ni₅Ge₂, Ni₅Ge₃, Ni_{1.86}Ge.

Четвертая глава посвящена результатам исследования магнитооптических и магнитных свойств двух и пятислойных образцов в сравнении с образцами пленок Ni, изготовленных при аналогичных условиях.

В параграфе 4.1 описаны спектральные и полевые зависимости ЭФ двухслойных и пятислойных образцов при комнатной температуре. Спектральные зависимости ЭФ всех образцов подобны друг другу, а также аналогичной зависимости для однослойной пленки Ni (рис. 6а); они характеризуются плавным возрастанием величины ЭФ при увеличении длины световой волны с широким максимумом вблизи 1000 нм, что согласуется с классическими литературными данными [9]. Спектры МКД слоистых пленок также совпадают со спектром пленки Ni (рис. 6б).

При этом максимуму ЭФ вблизи 1000 нм соответствует прохождение кривой МКД через ноль в полном согласии с теорией этих эффектов.

Характер полевых зависимостей ЭФ слоистых пленок при наложении магнитного поля вдоль нормали к плоскости образца зависит от толщины слоя Ni. Для однородной пленки Ni наблюдается плавное возрастание ЭФ вплоть до максимального использованного магнитного поля 5 кЭ, при котором еще не достигается магнитное насыщение (рис. 7а).

В тоже время в двухслойных пленках наблюдается насыщение в поле 1–3 кЭ: чем тоньше слой Ni, тем меньше поле насыщения (H_s). Обращает на себя внимание зависимость удельного ЭФ в поле насыщения (отношение величины ЭФ к толщине слоя Ni, заданной при синтезе образцов) двухслойных образцов от толщины слоя Ni, приведенная на рис. 8а. Видно, что, несмотря на некоторый разброс, эта зависимость линейна, ее экстраполяция к нулевому значению ЭФ соответствует толщине слоя Ni, не дающего вклада в ЭФ, она равна ~5 нм. Таким образом «мертвый» слой Ni в исследованных двухслойных образцах составляет ~5 нм. Не прослеживается зависимость ЭФ от порядка нанесения слоев.

Неожиданная на первый взгляд зависимость ЭФ от толщины промежуточного слоя Ge (рис. 7б) для двух серий пятислойных образцов хорошо объясняется с помощью схемы, приведенной на рис. 3. При малой толщине промежуточного слоя Ge концентрация примеси Ge в Ni невелика, и поэтому немагнитный слой на границе между Ge и Ni тонкий. Большая часть Ni находится в ферромагнитном состоянии. По мере возрастания толщины слоя Ge увеличивается его концентрация в слое Ni и большая часть слоя Ni теряет магнитный порядок.

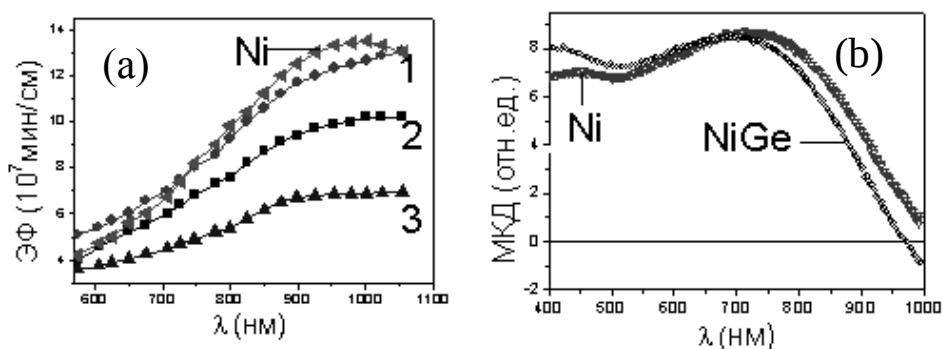


Рис. 6. (а) – спектры ЭФ в поле 1,3 кЭ для образцов Ni (17 нм) и № 22, 21, 24 (кривые 1–3 соответственно) и (б) – спектры МКД пленки Ni (20.4 нм) и образца № 14.

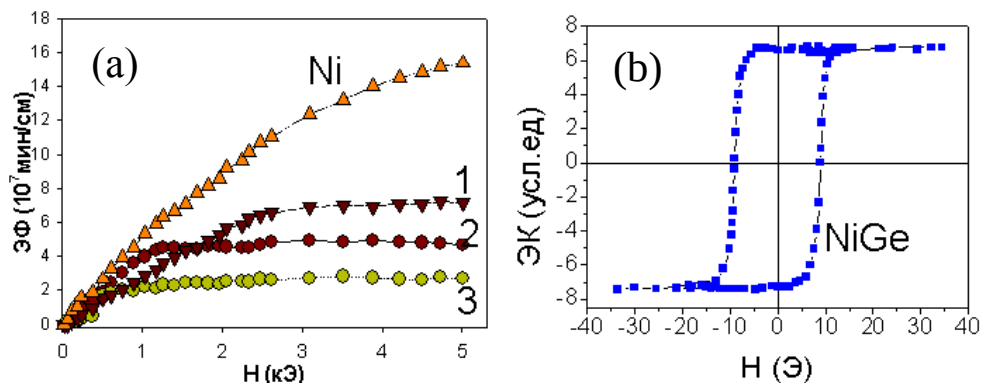


Рис. 7. (а) – полевые зависимости ЭФ для образцов Ni (20.4 нм) и № 12, 8, 5 (кривые 1–3 соответственно), $\lambda = 900$ нм, и (б) – эффект Керра для образца № 12, $\lambda = 632.8$ нм.

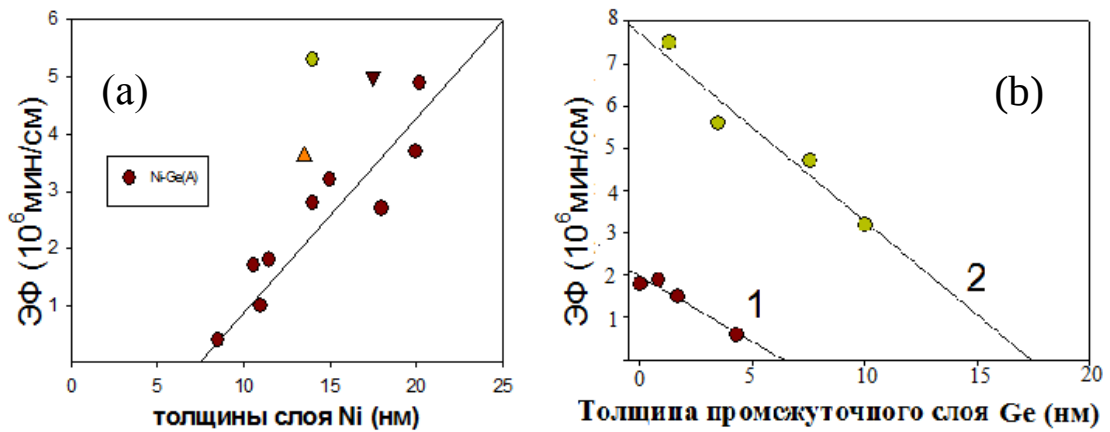


Рис. 8. (а) Удельный ЭФ для двухслойных пленок в поле насыщения образцов, приведенных в табл.1, и (b) – удельный ЭФ для двух серий пятислойных пленок, табл. 2, с суммарной толщиной Ni ~ 22 нм (1) и ~ 32 нм (2) в поле насыщения.

Более сложна для объяснения ситуация с величиной поля насыщения. Обычно, подобное уменьшение поля насыщения в направлении, перпендикулярном плоскости пленки, связывают с вкладом наведенной перпендикулярной анизотропии ($K_{\perp}$), которая может быть обусловлена упругими напряжениями на границах слоев, направленным упорядочением атомов или направленным ростом зёрен, анизотропным распределением магнитных и немагнитных примесей и т. д. Когда поле перпендикулярной анизотропии $H_{\perp} = 2K_{\perp}/M$ имеет конечную величину, поле насыщения H_s определяется разностью $H_{\perp}$ и размагничивающего поля, равного $4\pi M_s$. Уменьшение поля насыщения особенно велико для пятислойных пленок, в которых каждый слой Ni с обеих сторон граничит со слоями Ge. Это обстоятельство позволяет предположить, что основной причиной возникновения перпендикулярной анизотропии являются взаимодействия слоев Ni с интерфейсными слоями, которые играют тем большую роль, чем меньше толщина слоев Ni. Возникновение перпендикулярной анизотропии может быть связано с шероховатостью границ между слоями. Однако, если бы дело было только в шероховатости, аналогичное уменьшение поля насыщения наблюдалось бы и в пленке Ni, поверхность которой характеризуется такой же шероховатостью, как и пленки Ni/Ge. Поскольку этого не происходит, остается допустить, что взаимодействие слоя Ni на шероховатой границе со слоем интерфейса создает условия формирования перпендикулярной анизотропии.

В параграфе 4.2 рассматривается влияние термической обработки на свойства пленок. Отжиг контрольных пленок Ni не привел к изменению поля насыщения, но величина ЭФ после первого отжига возросла и при последующих циклах нагревание-охлаждение не изменялась. После первого отжига двухслойных и пятислойных образцов ЭФ возрастает. Но последующие отжики приводят к уменьшению ЭФ. Наряду с уменьшением величины ЭФ уменьшается и поле насыщения.

Таким образом, в результате магнитооптических исследований выявлено, что соседство слоя Ni с интерфейсным слоем, представляющим собой соединение Ge с Ni, не влияет на спектральные зависимости магнитооптических эф-

фектов при комнатной температуре, которые соответствуют таковым зависимостям однородных пленок Ni. В то же время это соседство существенно уменьшает величину ЭФ и поле магнитного насыщения при намагничивании пленок в направлении, перпендикулярном их плоскости. Термическая обработка слоистых пленок приводит к уменьшению поля насыщения и величины ЭФ до полного его исчезновения при достаточной длительности и температуре отжига.

В параграфе 4.3 представлены результаты исследования полевых и температурных зависимостей намагниченности исследованных образцов. Как упоминалось выше, температурные зависимости намагниченности измерялись для FC и ZFC режимов охлаждения образцов. При этом результаты для слоистых структур сравнивались с результатами для однородной пленки Ni. Из рис. 9а видно, что в случае однородной пленки Ni температурные зависимости намагниченности, записанные при нагревании во внешнем поле 600 Э, для обоих режимов совпадают. Для однослойных и пятислойных пленок Ni/Ge кривые FC и ZFC совпадают при температурах, превышающих некоторое значение $T_{ir} \approx 50$ K (рис. 9b). Различие FC и ZFC кривых наблюдалось многими авторами для неоднородных структур, в частности, для ансамблей суперпарамагнитных частиц, где температура T_{ir} называется температурой необратимости. Температура T_{ir} приблизительно одинакова для образцов с различными толщинами составляющих слоев, однако она зависит от величины магнитного поля и его направления относительно поверхности пленки (рис. 9d). При уменьшении магнитного поля T_{ir} возрастает (рис. 9c). Такая картина наблюдается для всех исследованных образцов. На рис. 9е приведены разности кривых температурных зависимостей намагниченности для режимов охлаждения FC и ZFC для трех пятислойных образцов. В точке необратимости эта разность становится равной нулю. Видно, что, действительно, температуры необратимости разных образцов близки друг к другу.

При наложении магнитного поля в плоскости образцов при комнатной температуре наблюдаются петли гистерезиса различной степени прямоугольности. При охлаждении образцов коэрцитивная сила H_c возрастает, а при охлаждении в магнитном поле (FC режим) петли гистерезиса при низких температурах смещаются по оси полей и приобретают асимметрию различной степени для разных образцов. На рис. 10 показаны низкотемпературные полевые зависимости намагниченности для двухслойных пленок Ni/Ge (а-с) и пятислойной пленки (d). Резкое возрастание H_c и смещение петли гистерезиса по оси полей является общим для всех исследованных слоистых образцов. Характер петель гистерезиса двухслойных и пятислойных пленок зависит от толщины слоя Ni: при толщине Ni 20 нм и более петли близки к прямоугольным, а при меньшей толщине прямоугольность исчезает, при этом полное перемагничивание наблюдается только при направлении магнитного поля, совпадающем с направлением поля при охлаждении. Особенно сильно это проявляется для пятислойных образцов. Трудно отследить закономерную зависимость формы и сдвига петли от толщины слоев, заданных при изготовлении образцов. По-видимому, здесь оказывают влияние неконтролируемые технологические параметры, определяющие морфологию образцов и детали строения интерфейса.

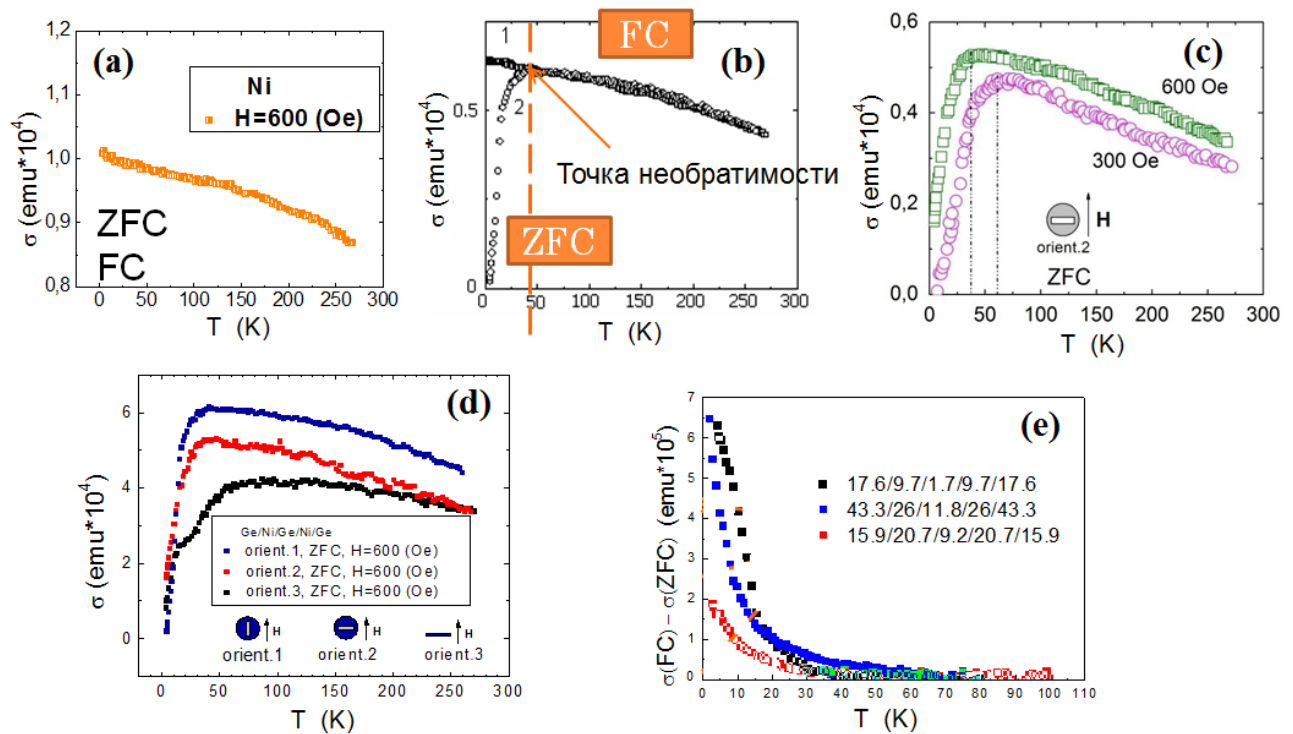


Рис. 9. Температурные зависимости намагниченности для режимов охлаждения FC и ZFC пленки Ni (a) и двухслойной пленки, $H = 600$ Э (b); ZFC кривые двухслойной пленки для полей 300 и 600 Э (c) и трех различных ориентаций образца в поле 600 Э (d); разности FC и ZFC кривых для трех пятислойных образцов.

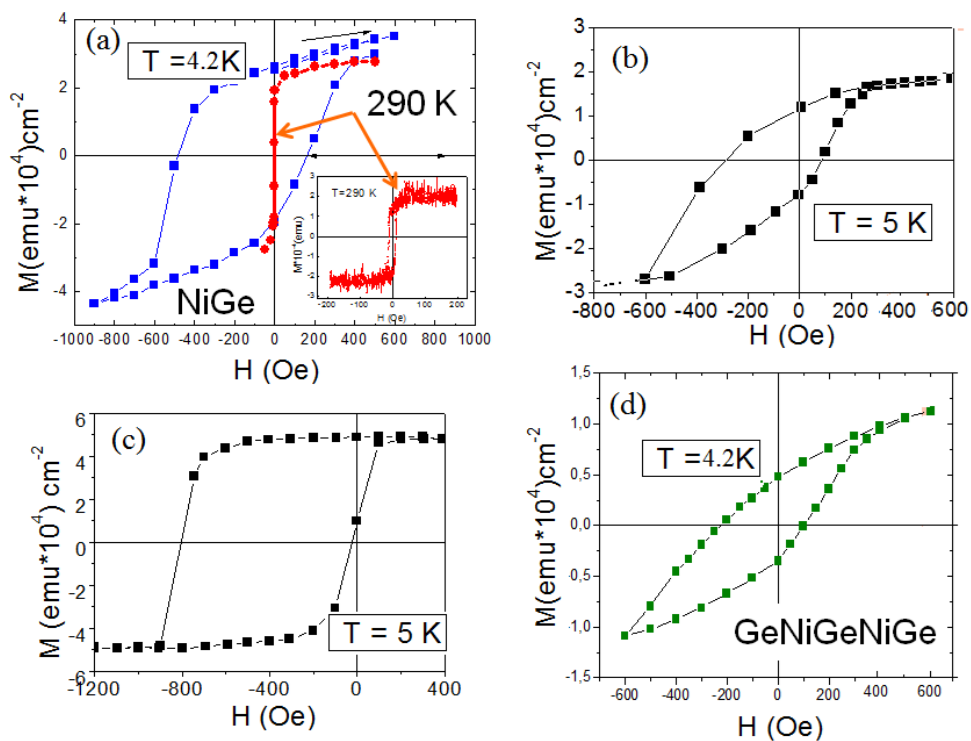


Рис. 10. Низкотемпературные полевые зависимости намагниченности для двухслойных пленок Ni/Ge (a–c) и пятислойной пленки (d). Магнитное поле параллельно плоскости пленок. Вставка (a): петля гистерезиса при 290 K.

Подводя итоги экспериментальным результатам по температурным и полевым зависимостям намагниченности слоистых структур Ni/Ge, а также результатам, вытекающим из полевых измерений ЭФ, можно назвать четыре основных эффекта, наблюдаемых как в двухслойных, так и в пятислойных пленках.

1. Различие температурных зависимостей намагниченности для режимов охлаждения FC и ZFC с температурой необратимости, T_{ir} , ниже температуры жидкого азота, и максимумом на кривой ZFC при $T < T_{ir}$. Этот эффект наблюдается при всех направлениях внешнего поля относительно характерных направлений в образце. Температура T_{ir} зависит как от направления поля, так и от его величины, но, в общем, она колеблется вблизи 50 К.

2. Уширение и изменение формы петли гистерезиса (потеря прямоугольности) по мере понижения температуры при перемагничивании образцов в плоскости, наблюдаемые для обоих режимов охлаждения.

3. Возникновение при низких температурах смещения петли гистерезиса по оси полей для режима охлаждения FC, сопровождаемое появлением асимметрии различной степени.

4. Резкое уменьшение поля магнитного насыщения в слоистых пленках по сравнению с пленками Ni при наложении магнитного поля нормально поверхности образцов. В результате термической обработки образцов уменьшение поля насыщения становится еще заметнее. Это эффект наблюдается уже при комнатной температуре.

Обменное смещение петли гистерезиса и различие температурных зависимостей намагниченности для режимов охлаждения FC и ZFC наблюдались многими авторами в самых различных наноразмерных структурах. Ряд таких работ представлен в первой главе. Как правило, в определенном типе структур наблюдаются один из этих эффектов. Например, обнаруженные различия температурных зависимостей намагниченности для режимов FC и ZFC характерны для неоднородных систем: нанокристаллических, наногранулированных и т. п., характеризующихся различной ориентацией осей локальной анизотропии в различных участках, например в магнитных наночастицах, диспергированных в немагнитных матрицах. Ярким примером таких систем являются ансамбли суперпарамагнитных частиц.

Асимметрия и сдвиг петель гистерезиса наблюдаются обычно в пленочных структурах, состоящих из ферромагнитного (ФМ) и антиферромагнитного (АФМ) слоев, или частиц с ФМ ядром и АФМ оболочкой, а также структур, включающих магнито-мягкие и магнито-жесткие компоненты. Эти эффекты обусловлены обменным взаимодействием между слоями, вследствие чего в системе возникает обменная анизотропия. Обменное смещение петель гистерезиса являлось и является предметом исследования очень большого количества авторов, начиная с первооткрывателей эффекта [10] и кончая самыми современными теоретическими исследованиями и обзорами новых систем, демонстрирующих обменное смещение, и многочисленных его приложений. Известны также работы, в которых обсуждается возрастание коэрцитивной силы при понижении температуры в ФМ/АФМ структурах.

В литературе также широко представлены работы, посвященные пленочным структурам, включающим магнито-мягкие и магнито-жесткие слои с перпендикулярной анизотропией в магнито-жестком слое, например, [11]. Однако нам не удалось найти работы, в которых наблюдалось бы возникновение перпендикулярной анизотропии в пленках, состоящих из ФМ различной магнитной жесткости или ФМ/АФМ слоев с осями анизотропии, ориентированными в плоскости обоих слоев.

Возвращаясь к эффектам, обнаруженным в настоящей работе, можно, прежде всего, подумать об образовании антиферромагнитного слоя NiO на поверхности Ni. Действительно, в пленке Ni, изготовленной в тех же условиях, что и пленки Ni/Ge, наблюдается сдвиг и уширение низкотемпературной петли гистерезиса после охлаждения в магнитном поле, а также различие кривых FC и ZFC, записанных в поле 200 Э. Однако, точка необратимости T_{ir} соответствует значительно более низкой температуре по сравнению с T_{ir} , наблюдаемой в пленках Ni/Ge, а наложение поля 600 Э в процессе нагревания образца уже приводит к полному совпадению кривых FC и ZFC. Эти факты могут свидетельствовать о значительно более слабом влиянии окисного слоя по сравнению с влиянием тех факторов, которое определяет свойства пленок Ni/Ge. Кроме того, в пленках Ni не наблюдается уменьшение эффекта Фарадея по сравнению с литературными данными, что свидетельствует о малой толщине окисного слоя. Это хорошо коррелирует со структурными данными (см. рис. 2). Но, самое главное, в пленках Ni поле магнитного насыщения, как в исходном состоянии, так и после отжига соответствует данным для массивных образцов Ni, то есть в них не возникает перпендикулярная анизотропия. Таким образом, есть все основания заключить, что другие факторы оказывают более существенное влияние на магнитные свойства исследованных пленочных структур. Такими факторами могут быть магнитное упорядочение соединения Ni и Ge в интерфейсах между слоями и шероховатости межслоевых границ.

В третьей главе диссертации показано, что в пленках в процессе осаждения, действительно, формируется интерфейс между слоями Ni и Ge шириной ~9 нм, имеющий nano кристаллическую структуру, о чем свидетельствуют рефлексы на электронограмме поперечного среза пленки, которые нельзя соотнести ни с Ni, ни с Ge, ни с NiO. Это как бы промежуточный слой между Ni и Ge. По сути говоря, слои Ni граничат не со слоями Ge, а со слоями, представляющими собой соединения Ni и Ge. Имеющиеся данные не позволяют однозначно определить структуру этого соединения. С помощью части рефлексов, наблюдаемых на электронограмме (табл. 3), мы связали соединение в интерфейсе с кристаллической фазой с дробным соотношением компонент. Близкие по составу фазы $Ni_{1.86}Ge$, $Ni_{1.88}Ge$, $Ni_{1.7}Ge$ и $Ni_{1.67}Ge$, прототипом которых является фаза германата кобальта $Co_{1.75}Ge$, представлены в литературе. Магнитные свойства этих фаз никем не изучались. Можно предположить, что образующаяся в интерфейсе фаза упорядочивается антиферромагнитно с вектором антиферромагнетизма, ориентированным в плоскости слоя, аналогично соединениям Fe с Ge и Mn с Ge с дробным соотношением компонент [12]. С другой стороны,

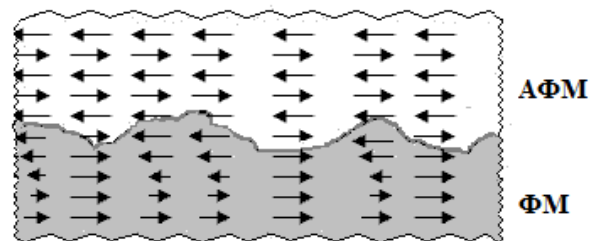
часть рефлексов, приведенных в табл. 3, можно сопоставить с рефлексами соединений Ni_3Ge , Ni_5Ge_2 , Ni_5Ge_3 , что не противоречит результатам других авторов, изучавших поперечные срезы пленок Ni/Ge и отмечавших формирование на границе пленок Ni и Ge последовательных слоев, обогащенных сначала Ni , например, Ni_3Ge_2 [6], Ni_5Ge_3 [4, или Ni_3Ge [7], а на границе с германием – обогащенных Ge . Два последних соединения являются ферромагнитными с резким возрастанием намагниченности при понижении температуры. В отсутствии четкого представления о составе и структуре интерфейса представляется разумным рассмотреть несколько вариантов интерфейсов с учетом шероховатостей межслоевых границ.

Можно предположить возникновение в интерфейсе на границе с ФМ слоем антиферромагнитного слоя, либо магнито-жесткого ФМ слоя с магнитными моментами, ориентированными в плоскости пленки, тогда наблюдаемые особенности могут быть обусловлены обменным взаимодействием между ФМ слоем Ni и АФМ или магнито-жестким ФМ слоями в интерфейсе. Как было показано в многочисленных экспериментальных и теоретических работах, процессы перемагничивания ФМ слоя в таких ситуациях зависят от направления внешнего поля по отношению к направлению магнитного момента слоя в интерфейсе, граничащем с ФМ слоем. На идеальной атомно гладкой границе во внешнем поле, направленном вдоль этого момента, намагниченность ФМ слоя также ориентирована в этом направлении и однородна по всей глубине. При изменении направления внешнего поля на противоположное в магнито-мягком ФМ слое формируется спиральная структура (половина шага спирали) типа границы Блоха, и при возрастании противоположно направленного магнитного поля происходит постепенное выстраивание намагниченности магнито-мягкого слоя в этом направлении. Шаг такой полу-спирали зависит от величины обменного взаимодействия между слоями, но не от толщины магнито-мягкого слоя. Поэтому увеличение толщины этого слоя уменьшает степень воздействия на его состояние магнито-жесткого слоя.

Таким образом, формируется несимметричная петля гистерезиса, смещенная по оси полей. Аналогичная картина имеет место и для идеальной границы ФМ и АФМ слоев. Следовательно, оба предположения о формировании и магнитного и антиферромагнитного порядка одинаково объясняют форму низкотемпературных петель гистерезиса. Тот факт, что смещенные петли гистерезиса наблюдаются только при охлаждении образцов от комнатной температуры во внешнем магнитном поле, свидетельствует о достаточно низкой температуре формирования магнитно упорядоченного слоя, ответственного за такое смещение, а именно, направление намагниченности в нем при фазовом переходе устанавливается под влиянием однородной намагниченности магнито-мягкого ФМ слоя Ni . Если бы границы между слоями были, действительно атомно гладкими, обменное взаимодействие приводило бы к смещению петли гистерезиса, но режим охлаждения образцов не сказывался бы на температурных зависимостях намагниченности. Для объяснения этой особенности был привлечен механизм, связанный с шероховатостью границы между ФМ и АФМ слоями,

предложенный в работе [13], авторы которой рассмотрели ситуацию ступенчатой границы между ФМ и АФМ слоями в пленке и показали, что в ФМ слое может возникать новый тип доменов с различными ориентациями намагниченности, когда спины ФМ слоя на всех участках границы со-направлены со спинами АФМ слоя (см. рис. 11).

Рис. 11. Схематическое изображение распределения магнитных моментов в ФМ слое при $T < T_N$ для режима охлаждения ZFC.



В нашем случае поверхность пленки характеризуется шероховатостью высотой 2–3 нм. При $T > T_N$ слой в интерфейсе является парамагнитным, направления магнитных моментов атомов в этом слое распределены беспорядочно и не оказывают влияния на намагниченность ФМ слоя, которая увеличивается с уменьшением температуры, аналогично массивному металлу Ni. При $T < T_N$ в интерфейсе возникает антиферромагнитный порядок. Из-за шероховатости границы между слоями атомы АФМ слоя на разных участках границы находятся в различных подрешетках, и ближайшими соседями атомов ФМ слоя могут оказаться атомы АФМ слоя с противоположно направленными магнитными моментами, как это показано схематически на рис. 11. Вследствие этого слой Ni (или его часть) разбивается на своеобразные домены: участки ФМ, граничащие с участками АФМ с тем же направлением спина, представляют собой однородно намагниченный домен, а в участках ФМ, граничащих с противоположно намагниченной областью АФМ, возникает упомянутая выше спиральная структура. По мере удаления от границы с АФМ слоем спины в ФМ слое начинают упорядочиваться ферромагнитно, благодаря уже обмену внутри этого слоя. Таким образом, при охлаждении образца в отсутствие внешнего магнитного поля, он теряет полностью или частично суммарный магнитный момент и кривая $M(T)$ при понижении температуры стремится к нулю. Чем тоньше пленка Ni, тем сильнее должно быть влияние этого эффекта, что подтверждается уменьшением намагниченности при минимальной использованной температуре при уменьшении толщины пленок. По мере нагревания уже в магнитном поле магнитные моменты атомов слоя Ni выстраиваются по полю. Чем больше поле, тем ниже температура, при которой наступает упорядочение и ZFC кривая сливается с FC кривой.

При охлаждении во внешнем магнитном поле ФМ слой намагничен в плоскости до насыщения и в этом случае уже спины АФМ при фазовом переходе должны подстраиваться к направлению спинов ФМ в любой точке границы. Поэтому при низких температурах и наблюдается обменное смещение петли гистерезиса. Таким образом, предположение об АФМ упорядочении смешанного Ni-Ge слоя в интерфейсе или его части при низких температурах удовлетворительно объясняет температурное и полевое поведение намагниченности исследованных пленок в магнитном поле, приложенном параллельно их плоскости. Однако, это предположение не согласуется с резким уменьшением

поля магнитного насыщения и изменением формы кривой намагничивания в магнитном поле, перпендикулярном к плоскости исследуемых пленок Ni/Ge, наблюдаемым уже при комнатной температуре (см. рис. 7а). В первой главе были представлены литературные данные о влиянии шероховатостей подложки на петли гистерезиса пленок. Но в нашем случае одной шероховатости не достаточно, так как в пленках Ni, характеризующихся такой же шероховатостью, кривая намагничивания имеет классическую форму, соответствующую однородному вращению магнитного момента от направления, параллельного плоскости пленки, к перпендикулярному направлению. Логично приписать наблюдаемые особенности влиянию соседнего ферромагнитно упорядоченного слоя. Неоднородности на границе слоев, обусловленные ее шероховатостью, создают условия зародышеобразования и намагничивания пленки в перпендикулярном ее плоскости направлении путем смещения доменных границ.

Представление о ферромагнитном упорядочении соседнего с Ni слоя достаточно хорошо объясняет возрастание коэрцитивной силы исследованных пленок Ni/Ge при понижении температуры, а именно, температурная зависимость коэрцитивной силы следует температурной зависимости намагниченности соединения Ni_3Ge в соответствии с расчётом коэрцитивной силы магнито-мягкого слоя, граничащего с магнито-жестким слоем [14]. Как можно видеть в табл. 3, пять рефлексов, наблюдаемых на картине электронной дифракции поперечного среза пленки Ni/Ge, почти полностью совпадают с рефлексами кристалла Ni_3Ge .

Таким образом, концепция антиферромагнитного порядка в интерфейсе, возникающего при понижении температуры, хорошо объясняет часть экспериментальных фактов, концепция ферромагнитного порядка, возникающего при комнатной и/или более высокой температуре, хорошо объясняет другие факты. Такая ситуация в совокупности с результатами электронной дифракции позволяет предложить следующее объяснение. В пленках Ni/Ge формируется интерфейс переменного химического состава. Со стороны слоя Ni имеется обогащение Ni и образуется соединение сходное с Ni_3Ge , имеющее ферромагнитный порядок уже при комнатной температуре. Таким образом, пару слой Ni и слой Ni_3Ge в интерфейсе можно рассматривать, как структуру, состоящую из магнито-мягкого (Ni) и магнито-жесткого (Ni_3Ge) слоев.

По мере удаления от слоя Ni соединение в интерфейсе обогащается Ge и образуются антиферромагнитные соединения с дробным содержанием компонент Ni и Ge с достаточно низкой температурой Нееля (T_N) по аналогии с соединениями Ge с Fe и Ge с Mn. Оба последовательно расположенных слоя обладают близкими оптическими характеристиками для рентгеновского излучения, поэтому в угловых зависимостях рентгеновского отражения фиксируются только границы между слоем в интерфейсе и слоями Ni и Ge. Такое предположение объясняет смещение кривых намагничивания вблизи 4.2 К. Поскольку при 77 К кривые намагничивания не демонстрируют обменного смещения, можно сделать вывод, что $T_N < 77$ К. Оба ФМ слоя при $T \sim 4.2$ К ведут себя как одно целое в обменном поле антиферромагнитного слоя. При температурах,

больших величины T_N АФМ слоя, последний не влияет на поведение намагниченности пленки. При уменьшении толщины слоя Ni усиливается влияние ФМ и АФМ частей интерфейса на перемангничивание пленки, и, в ряде случаев, образцы при низких температурах даже не перемангничиваются в использованных магнитных полях.

Представленное объяснение обнаруженных особенностей магнитных свойств пленок Ni/Ge, конечно, не является окончательным. Однако, бесспорным представляется вывод о магнитном упорядочении в интерфейсе между слоями Ni и Ge, формирующемся благодаря взаимной диффузии этих элементов. Поскольку этот процесс широко используется для создания диодов Шоттки, полученный результат может оказаться полезным для расширения функциональных возможностей таких диодов.

В заключении сформулированы основные результаты и выводы.

Впервые исследованы магнитные и магнитооптические свойства двухслойных Ni/Ge и пятислойных пленок Ge/Ni/Ge/Ni/Ge.

Показано, что поверхность пленок и межслоевые границы обладают шероховатой гранулированной структурой, повторяя структуру поверхности подложки. Между слоями Ni и Ge формируется промежуточный слой толщиной ~9 нм. Картины электронной микродифракции поперечного среза пленок содержат рефлексы, соответствующие нескольким соединениям Ni и Ge.

Установлено, что спектры магнитооптических эффектов пленок Ni/Ge и Ge/Ni/Ge/Ni/Ge соответствуют литературным данным для Ni. Обнаружено существенное изменение полевой зависимости ЭФ при намагничивании образцов перпендикулярно плоскости слоистых пленок по сравнению с пленками Ni: уменьшение поля насыщения в несколько раз и изменение формы кривой, усиливающиеся в результате термической обработки.

Обнаружено различие температурных зависимостей намагниченности для режимов охлаждения FC и ZFC с температурой необратимости, T_{ir} , вблизи 50 К. Температура T_{ir} зависит от величины магнитного поля и его направления относительно плоскости пленок.

Обнаружено смещение петли гистерезиса при низких температурах для режима охлаждения FC при перемангничивании образцов в плоскости, а также уширение и изменение формы петли гистерезиса по мере понижения температуры.

Предложен механизм, объясняющий обнаруженные особенности магнитных свойств исследованных пленок влиянием обменного взаимодействия между слоем Ni и интерфейсом, в котором формируются соединения Ni и Ge. Магнито-жесткий ферромагнитный слой с температурой Кюри, превышающей 300 К, граничит непосредственно со слоем Ni и обуславливает уменьшение поля магнитного насыщения. Глубже расположен антиферромагнитный слой, упорядочивающийся при низких температурах, который ответственен за различие FC и ZFC температурных зависимостей намагниченности. Обменное смещение петли гистерезиса может быть связано как с тем, так и с другим слоями.

Основные результаты диссертации опубликованы в работах:

1. Эдельман И.С., Патрин Г.С., Великанов Д.А., Черниченко А.В., Турпанов И.А., Бондаренко Г.В. Влияние границы раздела на магнитные свойства двухслойных Ni-Ge пленок // Письма в ЖЭТФ. – 2008. – Т. 87, № 5. – С. 310–313.
2. Черниченко А.В. Исследование пленочных слоистых структур магнитный металл-полупроводник магнитооптическими методами // Приборы. М.: – 2009. – №7. – С. 34–36.
3. Черниченко А.В., Марущенко Д.А., Турпанов И.А., Гребенькова Ю.Э., Мельников П.Н. Магнитооптический эффект Фарадея в пленках Ni-Ge: зависимость от толщины слоев Ge и режима отжига // Journal of Siberian Federal University. Mathematics & Physics. – 2009. – V. 2, №3. – P. 376–383.
4. Edelman I.S., Velikanov D.A., Chernichenko A.V., Marushchenko D.A., Eremin E.V., Turpanov I.A., Bondarenko G.V., Greben'kova Yu. E., Patrin G.S. Magnetic and magneto-optical properties of Ni-Ge layered films // Physica E. – 2010. – V. 42. – P. 2301–2306.
5. Chernichenko A.V., Edelman I.S., Velikanov D.A., Marushchenko D.A., Greben'kova Yu. E., Turpanov I.A., and Patrin G.S., Peculiarities of Magnetic Properties of Ni-Ge Layered Films // Solid State Phenomena – 2011. – V. 168–169. – P. 261–264.
6. Гребенькова Ю.Э., Черниченко А.В., Великанов Д.А., Турпанов И.А., Мухамеджанов Э.Х., Зубавичус Я.В., Черков А.К., Патрин Г.С. Наноструктуры Ni-Ge: роль интерфейса и магнитные свойства // ФТТ. – 2012. – Т. 54, № 7. – С. 1405–1411.

Цитируемая литература

- [1] Захарченя Б.П., Коренев В.Л. Интегрируя магнетизм в полупроводниковую электронику // УФН – 2005. – Т. 175, № 6. – С. 629–635.
- [2] Clauws P., Simoen E. Metals in germanium // Materials science in semiconductor processing. – 2006. – V. 9, № 4–5. – P. 546–553.
- [3] Gaudet S., Detavernier C., Lavoie C., Desjardins P. Reaction of thin Ni films with Ge: Phase formation and texture // Journal of Applied Physics. – 2006. – V. 100, № 3. – P. 034306 (1–10).
- [4] Nemouchi F., Mangelinck D., Bergman C., Clugnet G., and Gas P. Simultaneous growth of Ni₅Ge₃ and NiGe by reaction of Ni film with Ge // Applied Physics Letters. – 2006. – V. 89. – P. 131920 (1–3).
- [5] Jin L.J., Pey K.L., Choi W.K., Fitzgerald E.A., Antoniadis D.A., Pitera A.J., Lee M.L., Chi D.Z., Tung C.H. The interfacial reaction of Ni with (111) Ge, (100) Si_{0.75}Ge_{0.25} and (100) Si at 400 degrees C // Thin Solid Films. – 2004. – V.462. – P. 151–155.
- [6] Husain M.K., Li X.V., De Groot C.H. High-quality Schottky contacts for limiting leakage currents in Ge-based Schottky barrier MOSFETs // IEEE Transactions on Electron Devices. – 2009. – V. 56. – P. 499–504.
- [7] Izumiy T., M.Taniguchiz, S.Kumai and A. Sato. Ferromagnetic properties of cyclically deformed Fe₃Ge and Ni₃Ge. // Philosophical Magazine. – 2004. – V. 84, № 36. – P. 3883–3895.
- [8] Antolak A., Oleszak D., Pekala M., Kulik T. Structure and magnetic properties of mechanically alloyed Ni-Ge and Co-Ge alloys // Materials Science and Engineering A. – 2007. – V. 449–451. – P. 440–443.
- [9] Clemens K.H., Jaumann J. Magnetooptische und optische Eigenschaften von ferromagnetischen Schichten im Ultraroten // Zeitschrift für Physik a Hadrons and Nuclei. – 1963. – V. 173, № 1. – P. 135–148.
- [10] Meiklejohn W. H., Bean C.P. New Magnetic Anisotropy // Phys. Rev. – 1957. – V. 105, № 3. – P. 904–913.
- [11]. R. Pellicelli, M. Solzi, C. Pernechele, M Ghidini, Continuum micromagnetic modeling of antiferromagnetically exchange-coupled multilayers. Phys.Rev. B. – 2011. – V 83, № 5. – P. 054434.
- [12] Nikolaev V.I., Yakimov S.S, Dubovtsev I.A, Gavrilova Z.G. Magnetic structure of the compound FeGe // JETP Letters. – 1965. – V.2. – P. 235–237.
- [13] Морозов А.И., Сигов А.С. Фрустрированные многослойные структуры ферромагнетик – антиферромагнетик: выход за рамки обменного приближения // Физика Твёрдого Тела. – 2012. – Т. 54. – С. 209–229.
- [14] Yan Shi-shen, Barnard J. A., Xu Feng-ting, Weston J. L., Zangari G. Critical dimension of the transition from single switching to an exchange spring process in hard/soft exchange-coupled bilayers// Phys.Rev. B. – 2001– V.64, № 18. – P. 184403 (1–6).

Черниченко Ангелина Виталиевна

МАГНИТНЫЕ И МАГНИТООПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

СЛОИСТЫХ ПЛЕНОК Ni/Ge

автореферат диссертации на соискание учёной степени
кандидата физ.-мат. наук

Подписано в печать 18.10.2013г. Заказ № 64
Формат 60×90/16. Усл. печ. л. 1. Тираж 70 экз.
Типография ФГБУН Института физики им.Л.В. Киренского СО РАН