

На правах рукописи

Вашук Мария Владимировна

ОПТИЧЕСКАЯ И МАГНИТООПТИЧЕСКАЯ СПЕКТРОСКОПИЯ
МАГНИТНЫХ НАНОКОМПОЗИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Специальность 01.04.11 – физика магнитных явлений

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание учёной степени
кандидата физико-математических наук

Москва – 2008

Работа выполнена на кафедре магнетизма физического факультета Московского государственного университета им. М.В.Ломоносова.

Научный руководитель: доктор физико-математических наук,
профессор Е.А. Ганьшина

Научный консультант: доктор физико-математических наук,
гл.н.с. А.П. Виноградов

Официальные оппоненты: доктор физико-математических наук,
профессор С.А. Никитин

кандидат физико-математических наук,
доцент А.Н. Юрасов

Ведущая организация: Физико-технический институт,
Уральское отделение Российской
Академии наук (ФТИ УрО РАН)

Защита состоится « 6 » марта 2008 года в 18:00 часов на заседании диссертационного совета Д 501.001.70 при Московском государственном университете им. М.В. Ломоносова по адресу: 119992, ГСП-2, Москва, Ленинские горы, МГУ им. М.В.Ломоносова, аудитория 2-05^А криогенного корпуса.

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

Автореферат разослан « » февраля 2008 года.

Ученый секретарь
диссертационного совета Д 501.001.70
доктор физико-математических наук
профессор

Г.С. Плотников

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность темы. Анализируя развитие научных и прикладных приоритетов за последнее время, становится очевидно, что темпы и направление научно-технического прогресса в ближайшем будущем главным образом будут определяться развитием нанотехнологий наряду с био- и компьютерно-информационными технологиями. Использование возможностей нанотехнологий может уже в недалекой перспективе привести к кардинальным изменениям во многих сферах человеческой деятельности - в материаловедении, энергетике, электронике, информатике, машиностроении, медицине, сельском хозяйстве, экологии. Созданные благодаря нанотехнологиям новые наноразмерные магнитные материалы проявляют ряд необычных свойств: гигантское магнитосопротивление (ГМС), гигантский магнитный импеданс, гигантский аномальный эффект Холла, значительный магниторефрактивный эффект, сильный магнитооптический (МО) отклик и аномальные оптические эффекты. Все эти явления открывают огромные перспективы, как для фундаментальных исследований, так и для многообещающих возможностей их применения. Так, например, нанокомпозитные материалы могут использоваться в высокочувствительных датчиках магнитного поля и температуры, в устройствах для записи и считывания, а также хранения информации, в защитных покрытиях от электромагнитного излучения и во многих других приложениях. Природа вышеперечисленных эффектов, наблюдаемых в наноматериалах, остается до конца не изученной, поэтому необходимы как экспериментальные, так и теоретические комплексные исследования микроструктурных, электрических, магнитных, МО и оптических свойств таких материалов.

Известно, что электрические, магнитные, оптические и МО свойства нанокомпозитных материалов сильно зависят от их состава и микроструктуры, в особенности от размеров гранул, от их распределения по объему образца, от концентрации магнитной фазы и от свойств интерфейса [1, 2]. Поэтому МО методы исследования в комплексе с оптическими представляют значительный интерес, так как позволяют получить уникальную информацию о магнитной и электронной структуре, механизмах рассеяния носителей заряда, характере межзонных переходов, а также о

характерных размерах, форме и топологии нанонеоднородностей. Кроме того, оптические и МО исследования крайне чувствительны к микро свойствам $3d$ металлов и сплавов на их основе, поэтому являются эффективными методами исследований фазовых переходов и критических явлений, происходящих в подобных структурах, как в результате изменения концентрации магнитной фазы, так и вследствие термообработки.

Таким образом, изучение оптических и МО свойств магнитных нанокompозитных материалов, как с гранулированной, так и с мультислойной структурой, является актуальным и с точки зрения перспектив практического применения подобных структур, и для фундаментальной физики конденсированного состояния.

Целью работы являлось комплексное исследование оптических и МО свойств и их эволюции при изменении, как внешних условий, так и внутренних параметров различных типов новых магнитных нанокompозитных материалов: гранулированных систем типа «аморфный ферромагнитный (ФМ) металл – диэлектрик», «ФМ металл - диэлектрик», мультислойных систем типа «аморфный ФМ металл – диэлектрик», «аморфный ФМ металл – полупроводник (ПП)» и полупроводниковых пленок диоксида титана, допированного Со.

В работе были поставлены следующие **задачи**:

1. Получить экспериментальные данные по оптическим и МО свойствам нанокompозитов различного типа: гранулированных систем «аморфный ФМ металл – диэлектрик», «ФМ металл - диэлектрик», мультислойных систем «аморфный ФМ металл – диэлектрик» и «аморфный ФМ металл – полупроводник».

2. Получить дисперсионные зависимости диагональных и недиагональных компонент тензора диэлектрической проницаемости (ТДП) в широком спектральном диапазоне для выяснения природы увеличения МО отклика в гранулированных и мультислойных системах.

3. Изучить зависимость оптических и МО свойств различных типов нанокompозитов от их состава и концентрации металлической фазы. Исследовать влияние микроструктурных параметров нанокompозитов на их оптические и МО характеристики.

4. Провести сравнение полученных экспериментальных данных с теоретическими расчетами, выполненными в рамках приближения эффективной среды.

5. Исследовать зависимость спектров экваториального эффекта Керра (ЭЭК) полупроводниковых пленок диоксида титана, допированного кобальтом от уровня допирования и технологических параметров изготовления, с целью изучения взаимосвязи структурных, транспортных, магнитных и МО свойств и получения данных о природе ферромагнетизма в исследованных структурах.

Для решения поставленных задач был применен комплекс спектральных методов исследования, включающий эллипсометрический метод определения оптических констант и МО метод измерения эффекта Керра в экваториальной геометрии.

Достоверность полученных результатов обеспечена обоснованностью используемых в работе экспериментальных методов изучения оптических и МО свойств нанокompозитов, детальным анализом физических явлений и процессов, определяющих эти свойства, а также корреляцией результатов, полученных на различных образцах. В значительной степени достоверность полученных результатов подтверждается хорошим согласованием между экспериментально полученными данными и значениями, рассчитанными в рамках общепринятых физических моделей.

Научная новизна результатов, полученных в диссертации:

1. Впервые проведено комплексное экспериментальное исследование оптических и МО свойств гранулированных нанокompозитов аморфный ФМ металл – диэлектрик, позволившее вычислить диагональные и недиагональные компоненты ТДП для исследуемых составов.
2. Из анализа найденных спектральных зависимостей диагональных и недиагональных компонент ТДП установлено, что усиление МО отклика нанокompозитов $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$, $(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$, $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x} + \text{O}_2$ и $(\text{FePt})_{100-x}(\text{SiO}_2)_x$ вблизи порога перколяции не связано с увеличением их МО активности, а обусловлено изменением оптических и МО параметров при изменении топологии и микроструктуры нанокompозитов.

3. Установлено, что в ряду нанокompозитов $(\text{FePt})_{100-x}(\text{SiO}_2)_x \rightarrow (\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x} \rightarrow (\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{SiO}_2)_{100-x} \rightarrow (\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ с ростом плотности поляризованных электронных состояний на уровне Ферми в ФМ гранулах, одновременно растут значения ГМС и ЭЭК.
4. Установлено, что изменения оптических и МО свойств системы $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x} + \text{O}_2$ после отжига, обусловлены как изменением микроструктуры, так и изменением электронной структуры композитов, вследствие формирования после отжига сложной многофазной системы с присутствием окислов металлов.
5. Впервые проведено исследование оптических и МО свойств наномультислойных структур $\{\text{CoFeZr}(x)\text{-aSi}(y)\}_n$. Показано, что изменение толщины ФМ и полупроводниковых слоев приводит к сильным изменениям вида спектральных и полевых зависимостей ЭЭК, спектров оптической проводимости и функции потерь.
6. Обнаружена корреляция между усилением МО отклика в районе 1,6-2 эВ в мультислойных структурах $\{\text{CoFeZr}(x)\text{-aSi}(y)\}_n$ с толщиной слоев ~ 10 нм и появлением максимума в спектральной зависимости функции потерь, что может быть связано с поверхностными плазменными колебаниями в этой области энергий.
7. Показано, что аномальное поведение спектральных и полевых зависимостей ЭЭК в мультислойных структурах $\{\text{CoFeZr}(x)\text{-aSi}(y)\}_n$ в области малых толщин aSi слоев свидетельствует о сильном взаимодействии между ФМ слоями через полупроводниковую прослойку и на участие кремния в процессах обменного взаимодействия.
8. Впервые исследована эволюция спектров ЭЭК для полупроводниковых пленок диоксида титана, допированного Co, в зависимости от уровня допирования и технологических параметров получения.
9. Показано, что характер спектров ЭЭК для ФМ образцов $\text{Ti}_{1-x}\text{Co}_x\text{O}_2$ с малым уровнем допирования ($x \sim 0.004$), свидетельствует о том, что ферромагнетизм в этих пленках не связан с ФМ кластерами.

Научная и практическая ценность работы состоит в получении и анализе новых результатов, которые являются важными как для понимания

фундаментальных электронных, оптических и МО свойств наноструктур, так и для развития технологий получения наноматериалов с заданными свойствами.

Защищаемые положения:

1. Новые экспериментальные данные по оптическим и МО свойствам нанокompозитов различного типа: гранулированных систем $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$, $(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$, $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x} + \text{O}_2$, $(\text{FePt})_{100-x}(\text{SiO}_2)_x$, $\text{Co}_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$, мультислойных структур $\{\text{CoFeZr}(x)\text{-aSi}(y)\}_n$ и $\{\text{CoFeZr}(x)\text{-SiO}_2(y)\}_n$ в спектральном диапазоне 0.5-4.5 эВ.
2. Найденные спектральные зависимости диагональных и недиагональных компонент ТДП систем $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$, $(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$, $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x} + \text{O}_2$ и $(\text{FePt})_{100-x}(\text{SiO}_2)_x$ и вывод о том, что усиление МО отклика в ближней ИК области спектра в данных системах не вызвано увеличением МО активности, а обусловлено особенностями микроструктуры композитов.
3. Утверждение об изменении микро- и электронной структуры нанокompозитов $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x} + \text{O}_2$ после отжига, вследствие формирования сложной многофазной системы с присутствием окислов металлов.
4. Утверждение о корреляции максимальных значений ГМС и ЭЭК в магнитных нанокompозитах.
5. Вывод о сильном взаимодействии между ФМ слоями через полупроводниковую прослойку в мультислойных структурах $\{\text{CoFeZr}(x)\text{-aSi}(y)\}_n$ в области малых толщин слоев аморфного кремния.
6. Полученные спектральные зависимости ЭЭК для полупроводниковых пленок диоксида титана, допированного кобальтом, в зависимости от уровня допирования и технологических параметров получения, и вывод о том, что при низком уровне допирования ($x \sim 0.004$) примесные кластеры Со в ФМ образцах $\text{Ti}_{1-x}\text{Co}_x\text{O}_2$ со структурой анатаза не образуются.

Апробация результатов работы. Материалы, вошедшие в диссертацию, опубликованы в 26 работах, из которых 9 статей и 17 тезисов в сборниках докладов и трудов конференций (список основных публикаций приводится в конце автореферата). Основные результаты диссертации докладывались и обсуждались на международных и всероссийских

конференциях: Международный симпозиум «Порядок, беспорядок и свойства оксидов» (ODPO), Сочи, (2003, 2005, 2006); «EASTMAG, Euro-Asian Symposium «Trends in Magnetism», Красноярск (2004); «EASTMAG, Euro-Asian Symposium «Magnetism on a Nanoscale», Казань (2007); международная конференции "Функциональные материалы" (ICFM), Крым, Украина (2003); International Symposium on Advanced Magnetic Materials (ISAM2) Yokohama, Japan (2003); International Magnetism Conference (MMM-Intermag) California, USA (2004); международная школа-семинар «Новые магнитные материалы микроэлектроники» (НМММ), Москва (2004, 2006); Moscow International Symposium on Magnetism (MISM), Москва (2005); симпозиум «Нанозифика и наноэлектроника», Нижний Новгород (2006, 2007); VIII International Workshop on Non-crystalline Solids, Spain, (2006).

Личный вклад соискателя. Автором лично получена основная часть экспериментальных результатов: исследованы оптические спектры всех представленных образцов, получены спектральные зависимости ЭЭК для некоторых исследованных систем. Выполнена математическая обработка спектральных зависимостей, позволившая получить компоненты ТДП. Обсуждение и анализ полученных результатов проводились авторами соответствующих работ совместно.

Структура и объем диссертации. Диссертационная работа состоит из введения, пяти глав, основных результатов и выводов, списка цитируемой литературы из 119 наименований. Общий объем работы составляет 148 страниц машинописного текста, включая 57 рисунка и 2 таблицы.

СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении обоснована актуальность выбранной темы диссертации, сформулирована цель работы, поставлены задачи исследований, обозначена научная новизна и практическая ценность работы, а также представлена степень апробации, количество публикаций и структура диссертации.

В **первой главе**, которая имеет обзорный характер, обсуждается актуальность исследований наноразмерных материалов и возможности их практического применения, также дан обзор экспериментальных и теоретических работ, посвященных исследованию основных свойств магнитных наноконпозитов: структурных, магнитных, электрических, оптических и МО свойств, явлениям магнитосопротивления и перколяции.

Обсуждаются основные модели эффективной среды, использующиеся при описании оптических и МО свойств композитной системы.

Вторая глава посвящена описанию экспериментальных методик и установок, использовавшихся в настоящей работе. В **параграфе 2.1** описан эллипсометрический метод Битти, применяемый для измерения оптических постоянных n и k в области энергий падающего света 0,5 – 4,5 эВ. **Параграф 2.2** посвящен описанию экспериментальной установки по измерению оптических констант n и k . В **параграфе 2.3** дается определение ЭЭК и приводится уравнение, связывающее величину эффекта δ с компонентами ТДП [3]:

$$\delta = (a\varepsilon'_1 + b\varepsilon'_2) \frac{2 \sin 2\varphi}{a^2 + b^2},$$

где φ – угол падения света, $a = \varepsilon_2(2\varepsilon_1 \cos^2 \varphi - 1)$; $b = \cos^2 \varphi(\varepsilon_2^2 - \varepsilon_1^2 + 1) + \varepsilon_1 - 1$; ε_1 , ε_2 и ε'_1 , ε'_2 – действительная и мнимая части диагональной и недиагональной компонент ТДП. При этом $\varepsilon_1 = n^2 - k^2$, $\varepsilon_2 = 2nk$, где n и k коэффициенты преломления и поглощения соответственно.

Таким образом, на основе экспериментально определенных значений ЭЭК (величины δ) при двух углах падения света, а также значений n и k , можно разрешить данное уравнение, определив компоненты ТДП, позволяющие достаточно полно описать свойства среды. Кроме того, исследуя частотные зависимости мнимых частей диагональных и недиагональных компонент ТДП можно сделать выводы о зонной структуре исследуемой среды.

В **параграфе 2.4** описан алгоритм проведения эксперимента и экспериментальная установка, позволяющая проводить измерения ЭЭК в области энергий падающего света 0,5 – 4,5 эВ в присутствии переменного магнитного поля, достигающего значений $\sim 3,5$ кЭ.

Третья глава посвящена изучению гранулированных нанокompозитов «аморфный ФМ металл - диэлектрик» и «ФМ металл– диэлектрик».

Во **введении** приводится обзор основных свойств гранулированных нанокompозитов, а также обсуждается актуальность исследования оптических и МО свойств подобных структур.

В **параграфе 3.2** описаны методы синтеза изучаемых образцов и приведены данные по их аттестации. Нанокompозиты $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$

x , $(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$, $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ и $(\text{Co})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ с варьирующейся концентрацией ФМ компоненты были получены в Воронежском государственном техническом университете методом ионно-лучевого напыления в атмосфере аргона, при изготовлении пленок $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ также добавлялся кислород [4]. Гранулированные пленки $(\text{FePt})_{100-x}(\text{SiO}_2)_x$ были изготовлены в лаборатории профессора М. Inoue (Toyohashi University of Technology, Japan) методом последовательного магнетронного распыления.

Параграф 3.3 посвящен экспериментальным результатам исследования оптических и МО свойств гранулированных нанокompозитов $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$, $(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ и $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x} + \text{O}_2$, $(\text{FePt})_{1-x}(\text{SiO}_2)_x$, и $(\text{Co})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$. На рис.1 представлены спектральные зависимости ЭЭК нанокompозитов при различных значениях концентрации ФМ компоненты. Видно, что спектры МО отклика всех систем имеют подобное поведение. Наблюдается существенное изменение вида спектров композитов по сравнению со спектром соответствующей металлической компоненты. Кроме того, в ближней ИК области спектра величина эффекта для образцов, находящихся вблизи порога перколяции $x_{\text{пер}}$, в несколько раз превосходит величину ЭЭК соответствующего чистого ФМ металла.

Четко выраженный максимум эффекта в ближней ИК области вблизи $x_{\text{пер}}$ обнаруживается для всех исследованных систем независимо от элементного состава фаз. С другой стороны, величина этого максимального значения МО отклика зависит от материала ФМ компоненты нанокompозитов. У всех исследованных систем максимум величины ЭЭК в ближней ИК области имеет большее значение для композитов с большим значением ГМС. Такой рост величины ЭЭК в ближней ИК области и ГМС в цепи нанокompозитов $(\text{FePt})_{100-x}(\text{SiO}_2)_x \rightarrow (\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x} \rightarrow (\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{SiO}_2)_{100-x} \rightarrow (\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ обусловлены, по нашему мнению, тем, что величина как МО эффектов, так и магнитосопротивления прямо пропорциональны плотности поляризованных электронных состояний на уровне Ферми, возникающих при ФМ упорядочении в гранулах.

Полученный результат в исследованных системах, отличающихся друг от друга элементным составом, в которых максимальный ЭЭК в ближней ИК диапазоне спектра наблюдается в области перколяционного перехода,

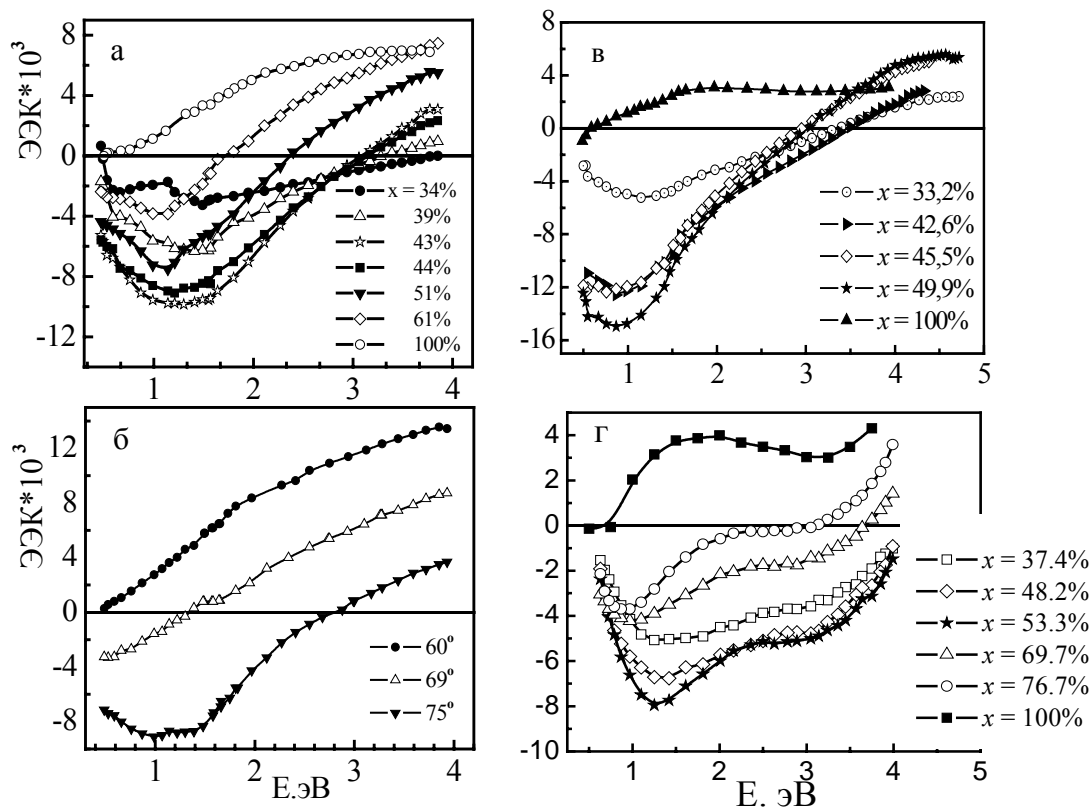


Рис.1. Спектральные зависимости ЭЖ для нанокмозитов

(а) - $(Co_{41}Fe_{39}B_{20})_x(SiO_2)_{100-x}$; (б) - спектры образца $(Co_{45}Fe_{45}Zr_{10})_{47}(SiO_2)_{53}$, полученные при различных углах падения света; (в) - $(Co_{45}Fe_{45}Zr_{10})_x(Al_2O_3)_{100-x} + O_2$; (г) - $Co_x(SiO_2)_{100-x}$

позволяет использовать МО методы для определения $x_{пер}$. Причем значение x , при котором наблюдается появление ФМ фазы, и значение $x_{пер}$, определенное из исследования концентрационной зависимости электросопротивления, хорошо согласуются друг с другом.

Так же как в спектрах ЭЖ, в спектральных зависимостях действительной ϵ_1 и мнимой ϵ_2 части диагональной компоненты ТДП гранулированных систем $(Co_{41}Fe_{39}B_{20})_x(SiO_2)_{100-x}$, $(Co_{45}Fe_{45}Zr_{10})_x(SiO_2)_{100-x}$, $(Co_{45}Fe_{45}Zr_{10})_x(Al_2O_3)_{100-x} + O_2$, $Co_x(SiO_2)_{100-x}$ и $(FePt)_{100-x}(SiO_2)_x$ наблюдалось существенное изменение вида и величины оптических спектров нанокмозитов по сравнению со спектрами соответствующих аморфных сплавов CoFeB, CoFeZr, FePt и Co. ϵ_1 нанокмозитов по сравнению с однородным аморфным сплавом меняет знак на протяжении всей области энергий. Лишь для образца $Co_x(SiO_2)_{100-x}$ с содержанием металлической

компоненты $x = 76,7\%$ наблюдается смена знака ε_1 в районе 2,8 эВ и уже при энергиях $E > 2,8$ эВ поведение ε_1 подобно действительной части диэлектрической проницаемости металла. Исследования оптических спектров показало, что как ε_1 , так и ε_2 зависят от соотношения концентраций составляющих нанокompозит материалов, и при замене, как магнитной фазы, так и диэлектрической поведение спектров ε_1 и ε_2 не претерпевает существенных изменений.

Вычисленные недиагональные компоненты ТДП для гранулированных систем имеют существенно иной вид по сравнению с соответствующими компонентами ТДП однородных сплавов. Дисперсионные зависимости ε'_1 и ε'_2 для систем $(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$, $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ и $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x} + \text{O}_2$ приведены на рис.2. Спектры ε'_1 и ε'_2 нанокompозитов, в которых в качестве материала ФМ гранул выступает аморфный металл $\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20}$ или $\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10}$ обнаруживают особенность: действительная часть ε'_1 проявляет максимум, в то время как мнимая часть ε'_2 пересекает ноль (при $E \sim 1.5$ эВ для $(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ и $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ с $x < x_{\text{nep}}$, для системы $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x} + \text{O}_2$ описанная особенность наблюдается при $E \sim 1.2$ эВ, для нанокompозита $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{57}(\text{SiO}_2)_{43}$ с $x > x_{\text{nep}}$ видим резкий сдвиг энергии описанной выше особенности в область 1 эВ.)

Следует отметить, что в отличие от спектров ЭЭЖ, в спектрах недиагональной компоненты ТДП всех нанокompозитов, ответственной за МО активность материала, мы не наблюдаем усиления по сравнению с однородным аморфным сплавом. Более того, в “красной” области спектра величина ε'_2 в случае $\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10}$ более чем на порядок превосходит значение ε'_2 для композита $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ с $x = 43\%$, который демонстрировал максимальный эффект именно в этом интервале энергий.

Таким образом показано, что усиление МО отклика в ИК диапазоне спектра нанокompозитов $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$, $(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$, $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x} + \text{O}_2$ и $(\text{FePt})_{100-x}(\text{SiO}_2)_x$ вблизи порога перколяции не связано с увеличением их МО активности, а обусловлено изменением

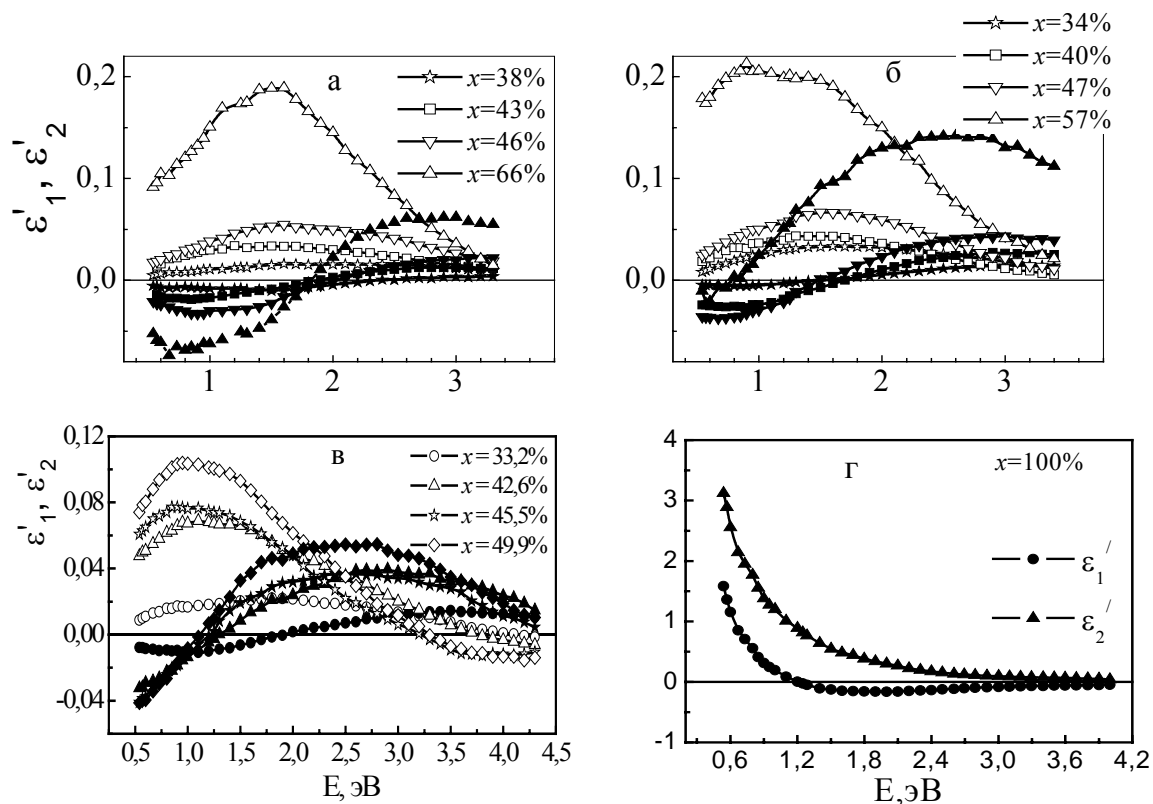


Рис.2. Спектры действительной ε_1' (пустые значки) и мнимой ε_2' (сплошные значки) части недиагональной компоненты ТДП систем при различных x : (а) - $(Co_{41}Fe_{39}B_{20})_x(SiO_2)_{100-x}$; (б) - $(Co_{45}Fe_{45}Zr_{10})_x(SiO_2)_{100-x}$; (в) - $(Co_{45}Fe_{45}Zr_{10})_x(Al_2O_3)_{100-x} + O_2$; (г) – однородный сплав $Co_{45}Fe_{45}Zr_{10}$

совокупности диагональной и недиагональной компоненты ТДП при изменении микроструктуры композита вблизи перколяционного перехода.

Известно, что термическое воздействие сильно влияет на морфологию композитных сплавов. С целью исследования изменения магнитных, МО и оптических свойств гранулированного сплава при изменении микроструктуры композита вследствие термообработки, системы $(Co_{45}Fe_{45}Zr_{10})_x(Al_2O_3)_{100-x} + O_2$ и $(FePt)_{1-x}(SiO_2)_x$ были исследованы до и после отжига.

Сильное влияние отжига можно проследить по спектрам коэффициента отражения, вычисленного из оптических констант n и k , которые представлены на рис. 3. Для нанокompозита с $x=25,7\%$ отжиг не оказал влияние на отражательную способность, т.е. при малом содержании металлической компоненты образцы до и после отжига структурно

эквивалентны. По мере увеличения x наблюдается уменьшение коэффициента отражения пленок после термической обработки, а при $x \geq 46,5\%$ появляется максимум в районе 3,5 эВ.

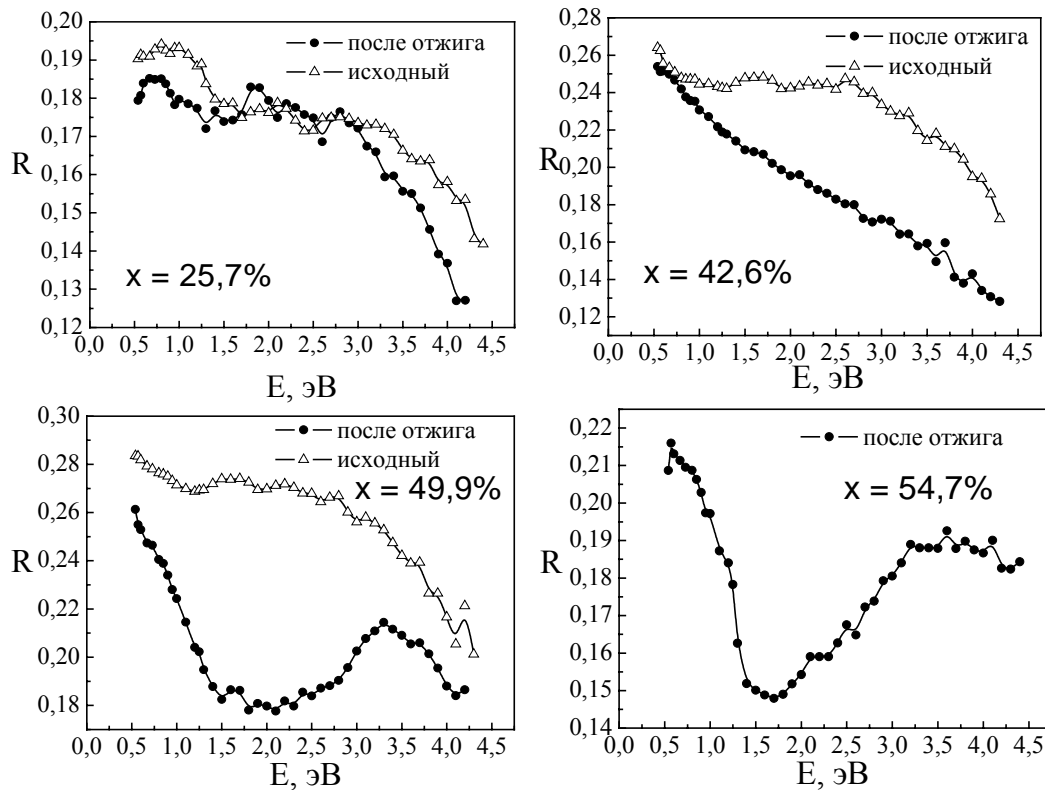


Рис.3. Спектральные зависимости коэффициента отражения нанокompозитов $(Co_{45}Fe_{45}Zr_{10})_x(Al_2O_3)_{100-x}$ до (светлые значки) и после отжига (темные значки)

Интерпретация оптических спектральных зависимостей нанокompозитов с многокомпонентным составом представляется крайне сложной, но, учитывая процессы формирования таких систем и зная оптические свойства элементов входящих в состав композита, можно сделать некоторые предположения. При термической обработки металлические гранулы системы $(Co_{45}Fe_{45}Zr_{10})_x(Al_2O_3)_{100-x}$ начинают объединяться и увеличиваться в размере, при этом увеличивается диэлектрическая прослойка между ними, сама же структура становится более однородной. Ранее было показано, что такие геометрические изменения микроструктуры оказывают влияние как на оптические так и на МО свойства системы [5-7]. Но появление новой особенности в ближнем УФ диапазоне в МО и оптических спектрах отожженных образцов при $x \geq 46,5\%$, по нашему мнению,

обусловлено появлением новой фазы в результате отжига, которая может образоваться из сложных оксидов, при достаточно большом содержании металлической компоненты. В работе [8] методом рентгено-спектрального анализа вблизи края поглощения было обнаружено присутствие межатомного взаимодействия между элементами металлических и диэлектрических компонентов нанокompозита $(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{1-x}$ и присутствие оксидов Fe_2O_3 , FeO , CoO . В этой работе было установлено, что уже в процессе осаждения происходит поверхностное окисление металлических гранул независимо от добавления кислорода в распылительную камеру. В тоже время, последнее обстоятельство оказывает влияние на содержание и стехиометрию диэлектрической фазы в поверхностном слое нанокompозитов, что влечёт за собой изменение транспортных свойств. Аналогично, в нашем случае, при напылении системы $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ в присутствии кислорода в распылительной камере образуются окислы Fe_2O_3 , FeO и CoO и в образцах может присутствовать растворенный кислород. При термической обработке композитов растворенный кислород вступает в химическую реакцию с элементами металлических и диэлектрических компонентов, таким образом, увеличивая содержание оксидов металлов, образующихся на поверхности металлических гранул. Увеличение содержания оксидов после отжига приводит к уменьшению величины коэффициента отражения и МО отклика. Спектры R и ЭЭК демонстрируют, что влияние окисной оболочки сказывается сильнее при увеличении концентрации металлической компоненты, что свидетельствует о возрастании содержания оксидов металлов при увеличении x .

Спектры действительной ε_1' и мнимой ε_2' части недиагональной компоненты ТДП системы $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ также демонстрировали появление дополнительной особенности в спектрах отожженных образцов с большим содержанием металлической компоненты ($x \geq 45,5\%$) в области энергий около 3,5 эВ. Особенности в районе 1-1,5 эВ в спектрах ε_1' и ε_2' $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$, $(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ и $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x} + \text{O}_2$ (рис.2) и в районе 3,5 для отожженных нанокompозитов $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x} + \text{O}_2$ с $x \geq 45,5\%$ по всей видимости имеют разную природу, так как частота первого перехода не существенно зависит как от x

до порога протекания, так и от структурных изменений в нанокompозитах вследствие термической обработки. В то время как второй переход существенно зависит от обоих этих параметров. Такое поведение спектральных зависимостей ε_1' и ε_2' композитов с $x \geq 45,5\%$, свидетельствует об изменении электронной структуры этих материалов после отжига. Это подтверждает наше предположение о появлении новой фазы, которая может образоваться в результате отжига из окислов металлов, при достаточно большом содержании металлической компоненты.

В случае системы $(\text{FePt})_{100-x}(\text{SiO}_2)_x$ известно, что при высокотемпературном отжиге неупорядоченная кубическая гранецентрированной структура FePt переходит в упорядоченную тетрагональную структуру. Анализ кривых намагничивания в сильных полях (~ 20 кЭ) и зависимостей ЭЭК от магнитного поля позволил предположить, что наблюдаемые изменения МО и оптических свойств, а также увеличение магнитной жесткости (при $x \sim 57\%$) нанокompозитов $(\text{FePt})_{100-x}(\text{SiO}_2)_x$ после термообработки при 700°C вызваны тем, что характер структурного перехода в пленках зависит от концентрации магнитной составляющей. Установлено, что структурный переход в высококоэрцитивную упорядоченную структуру происходит только в тех композитах, ФМ гранулы которых обладают достаточно большими размерами.

Для интерпретации полученных результатов мы провели моделирование экспериментальных кривых в рамках приближения Бруггемана (ЕМА) [9] и симметризованного приближения Максвелла-Гарнетта (СМГ) [10].

Полученные экспериментальные зависимости эффекта Керра для неупорядоченных нанокompозитов $(\text{FePt})_{100-x}(\text{SiO}_2)_x$ удалось объяснить в рамках приближения Бруггемана. В то время как попытка описать экспериментальные спектры для систем $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$, $(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{V}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ и $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x} + \text{O}_2$ в рамках приближения ЕМА не привела к удовлетворительным результатам. Очевидно, что выбор теоретической модели, пригодной для описания оптических и МО свойств конкретного гранулированного сплава, обусловлен, прежде всего, особенностями его микроструктуры. В нанокompозитной системе $(\text{FePt})_{100-x}(\text{SiO}_2)_x$, где металлическая фаза обладает кристаллической структурой,

гранулы металла формируются отдельно от диэлектрической матрицы, а распределение частиц по форме и размерам более однородно, чем в случае сплавов “аморфный металл – диэлектрик”, в которых возможно смешивание (взаимное растворение) компонент. Этим можно объяснить необходимость использования более сложного метода при описании оптических и МО свойств таких материалов, каким является приближение СМГ.

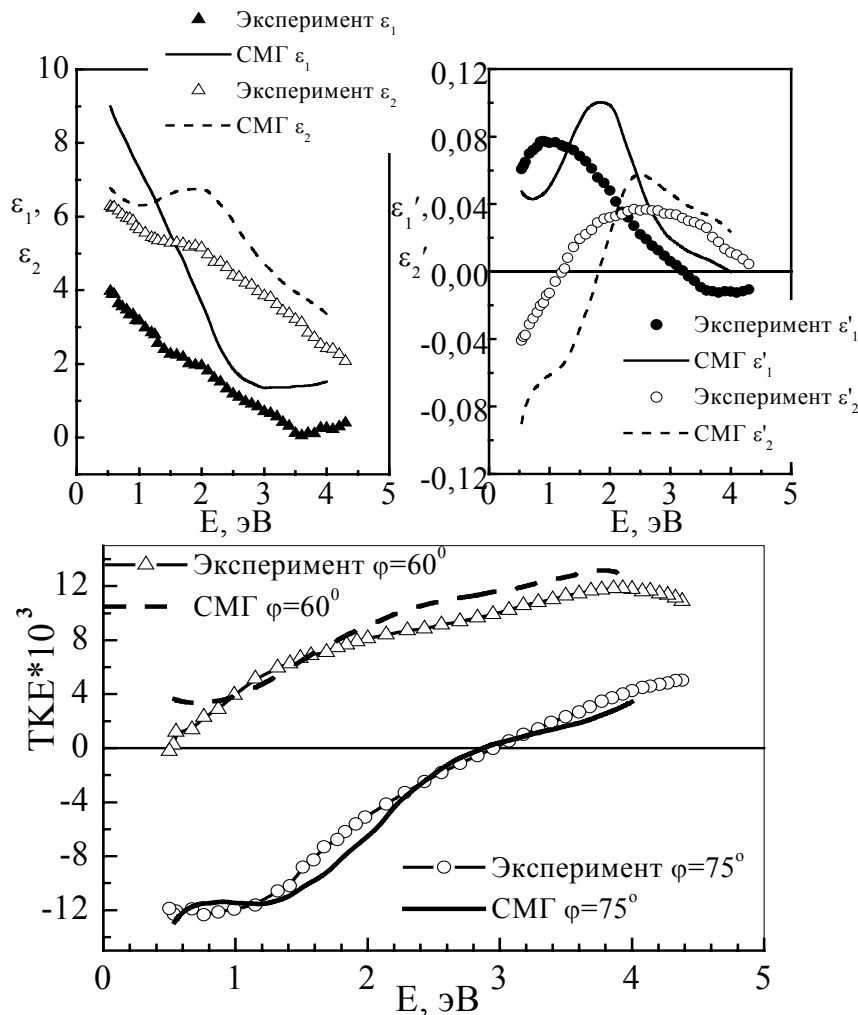


Рис.4. Полученные экспериментально (сплошные и пустые точки) и рассчитанные в приближении СМГ (сплошные и пунктирные линии) диагональные и недиагональные компоненты ТДП, а также спектральные зависимости ЭЭК нанокompозита $(Co_{45}Fe_{45}Zr_{10})_{46}(Al_2O_3)_{54}$. Параметры использованные при расчете: $x=46$ ($f=42$), $La=0.25$, $Lb=0.4$ и $a=0.7$

В приближении СМГ рассматривается среда, в которой один тип частиц (А) представляет собой компоненту материала 1 внутри компоненты материала 2, другой тип (Б) наоборот – компоненту 2 внутри компоненты 1.

В нашем случае материал 1 есть металлическая компонента сплава, а материал 2 – диэлектрическая.

При использовании для расчета значений форм-факторов частиц L_A и L_B из очень узкого диапазона величин, удалось получить как качественное, так и количественное согласование теории и эксперимента. Таким образом, на основе результатов моделирования, можно сделать вывод о форме частиц композита (рис.4).

В рамках приближения СМГ не удалось описать экспериментальные результаты для отожженной системы $(Co_{45}Fe_{45}Zr_{10})_x(Al_2O_3)_{100-x} + O_2$, при этом расхождение рассчитанных и экспериментальных спектров увеличивалось при увеличении x . Это обстоятельство хорошо объяснимо, если принять во внимание присутствие окислов (Fe_2O_3 , FeO , CoO) в композитах и появление новой фазы, содержание которых увеличивается после отжига при увеличении x .

В **заключение** к данной главе сформулированы основные выводы и результаты по исследованию оптических и МО свойств гранулированных нанокомпозитов.

В **четвертой главе** представлены результаты исследования наномультислойных систем «аморфный ФМ металл-ПП» $\{Co_{0,45}Fe_{0,45}Zr_{0,1}(x)-aSi(y)\}_n$ и «аморфный ФМ металл-диэлектрик» $\{Co_{0,45}Fe_{0,45}Zr_{0,1}(x)-SiO_2(y)\}_n$.

Во **введении** приводится обзор основных свойств мультислойных систем ФМ металл - ПП, а также обсуждается актуальность исследования оптических и МО свойств подобных структур.

В **параграфе 4.2** описаны методы синтеза изучаемых образцов и приведены данные по их аттестации. Многослойные магнитные пленки составов $\{Co_{0,45}Fe_{0,45}Zr_{0,1}(x)-aSi(y)\}_n$ с числом бислоев $n = 54, 101, 215$ и $\{Co_{0,45}Fe_{0,45}Zr_{0,1}(x)-SiO_2(y)\}_n$ $n = 55$ и 32 были получены в вакуумной установке путем ионно-лучевого распыления мишеней из $Co_{0,45}Fe_{0,45}Zr_{0,1}$ и Si/или SiO_2 на ситаловые подложки при комнатной температуре.

Параграф 4.3 посвящен экспериментальным результатам исследования оптических и МО свойств мультислойных систем $\{CoFeZr(x)-aSi(y)\}_n$ и $\{CoFeZr(x)-SiO_2(y)\}_n$. Измерения ЭЭК показали, что вид и величина МО спектров сильно изменяются в зависимости от толщины металлических (x) и полупроводниковых (y) слоев. Для системы с наиболее

толстыми слоями ($x, y \sim 10$ нм) и $n=54$, как для нанокompозитов ФМ металл – диэлектрик, наблюдалась немонотонная зависимость величины ЭЭК от объемного содержания (f) CoFeZr и появление максимума МО отклика в ближней ИК области в районе 1,6 эВ, который незначительно смещался в зависимости от толщины металлических и полупроводниковых слоев. Для систем с меньшими толщинами слоев ($x, y \sim 1-5$ нм) и $n=101, 215$ наблюдалось увеличение эффекта в видимой и УФ области спектра при малых толщинах слоя кремния ($y = 1,4$ и $0,9$ нм) и падение величины эффекта с его ростом.

Спектры ЭЭК мультислоев $\{\text{CoFeZr}(x)\text{-SiO}_2(y)\}_{55}$ демонстрировали сходство между собой при различных толщинах слоев и со спектрами чистого сплава CoFeZr, а также монотонное падение величины эффекта с уменьшением металлической компоненты f .

Анализ полевых зависимостей ЭЭК показал, что для системы с толстыми слоями ($x, y \sim 10$ нм) взаимодействие между слоями не играет существенной роли. В то время как для образцов с меньшими толщинами слоев наблюдалось сильное влияние полупроводниковой прослойки на магнитную структуру образцов и участие $a\text{Si}$ в процессах обменного взаимодействия.

Моделирование МО спектров в приближении Бруггемана (EMA) и на основе макроскопической френелевской магнитооптики для ультратонких слоев, с учетом интерференции лучей, отраженных от границ слоев [11], показало, что приближение эффективной среды дает хорошее согласование экспериментальных МО спектров с расчетными для системы с наиболее толстыми слоями ($x, y \sim 10$ нм) и $n=54$, в то время как на основе макроскопической френелевской магнитооптики для ультратонких слоев не удалось описать поведение спектральных зависимостей ЭЭК этих образцов. По всей видимости, это связано с тем, что слои в исследованных системах не имеют четких границ. Размытие границ между слоями может происходить вследствие взаимной диффузии металла и кремния с образованием силицидов, а соседние слои в мультислойке могут представлять собой островковые пленки. Образцы с наиболее толстыми слоями возможно рассматривать как агрегатную среду, свойства которой хорошо объясняются в приближении Бруггемана. Поведение МО спектров для систем с меньшими толщинами слоев ($x, y \sim 1-5$ нм) и $n=101, 215$ не удалось объяснить ни в приближении простой эффективной среды, ни на основе макроскопической

френелевской магнитооптики для ультратонких слоев, что свидетельствует о более сложной реальной микроструктуре данных образцов. С одной стороны здесь может в значительно большей степени сказываться влияние на оптические и МО свойства диффузного интерфейса из силицидов, чем в мультислоях с большой толщиной слоев. С другой стороны в образцах с малыми толщинами aSi в большей степени может происходить окисление аморфного кремния, что также в значительной степени изменяет оптические и МО свойства системы.

На рис.5 приведены спектральные зависимости диагональной компоненты ТДП мультислойных систем $\{CoFeZr(x)-aSi(y)\}_n$ (а, б), $\{CoFeZr(x)-SiO_2(y)\}_{55}$ (в) и однородного аморфного сплава CoFeZr (г) . В дисперсионных зависимостях ε_1 и ε_2 для системы с наиболее толстыми слоями (x, y~10 нм) (рис.5а) проявляются как особенности в ИК области, связанные с вкладом электронов проводимости в CoFeZr слоях, так и особенности в районе 3,7 эВ характерные для межзонных переходов в аморфном кремнии, в этой области энергий ε_2 обнаруживает максимум, а ε_1 пересекает ноль (значения ε_1 и ε_2 для aSi приведены на вставке к рис.5г). Для образца с большим содержанием металлической компоненты (f=71,1%) поведение спектров диагональной компоненты, как и спектров ЭЭК, близко к спектрам для чистого сплава CoFeZr. Для систем с меньшими толщинами слоев (x, y~1-5 нм) (рис.5б) особенностей в поведении кривых в области 3,7 эВ, характеризующих межзонные переходы в a-Si, не наблюдается, также как в оптических спектрах мультислойной системы $\{CoFeZr(x)-SiO_2(y)\}_{55}$ (рис.5в).

Для выяснения природы наблюдаемых особенностей для мультислоев с x, y~10 нм были рассчитаны спектры оптической проводимости $\sigma = \varepsilon_2 * E$, где E – энергия падающего излучения, и функции энергетических потерь $L(\hbar\omega) \sim -Im(\varepsilon^{-1}) = \varepsilon_2 / (\varepsilon_1^2 + \varepsilon_2^2)$. По спектрам оптической проводимости наблюдалось резкое увеличение значения σ в районе энергий 3,7 эВ, обусловленное межзонными переходами в аморфном кремнии. В дисперсионных зависимостях функции энергетических потерь обнаруживался максимум в районе 1,6 эВ, который незначительно смещался в зависимости от толщины металлических и полупроводниковых слоев, как и максимум в спектрах МО

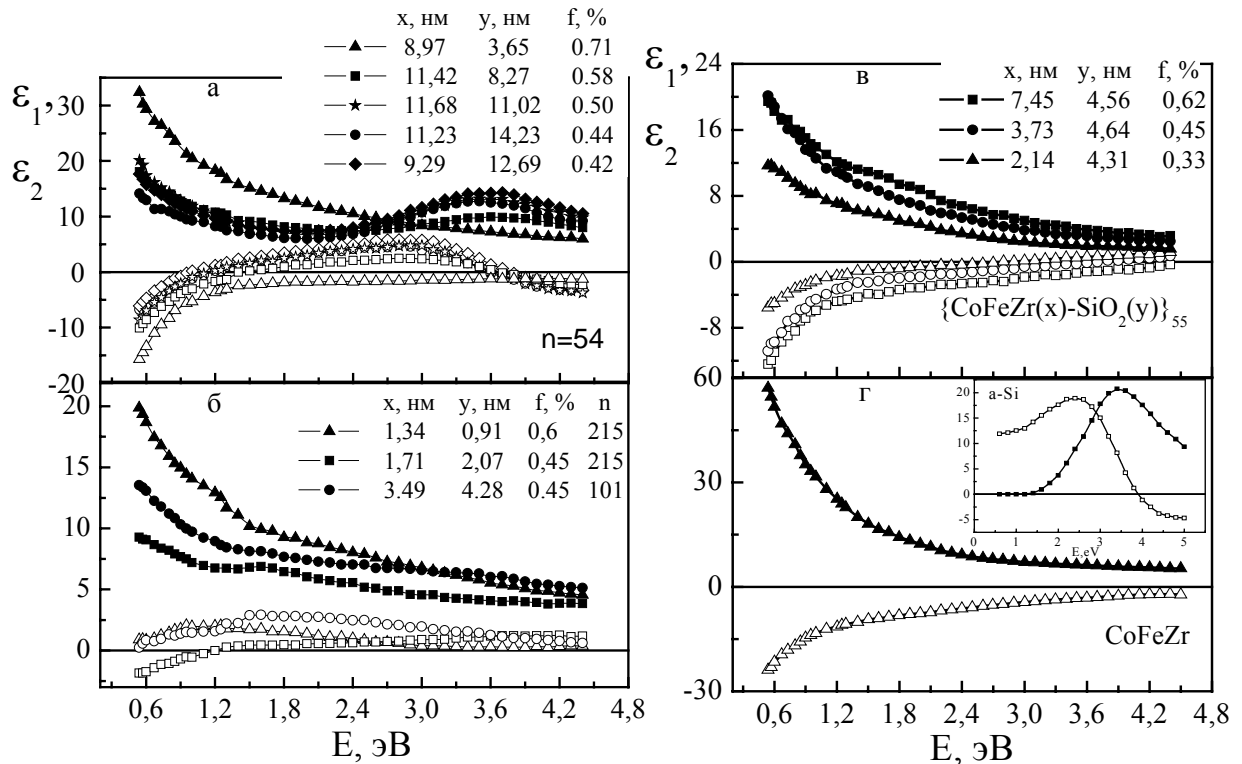


Рис.5. Действительная ϵ_1 (пустые точки) и мнимая ϵ_2 (сплошные точки) части диагональной компоненты ТДП систем $\{CoFeZr(x)-aSi(y)\}_n$ (а, б), $\{CoFeZr(x)-SiO_2(y)\}_{55}$ (в) при различных толщинах слоев и однородного аморфного сплава CoFeZr (г)

эффекта, обнаруженный в этой же области энергий. Поскольку максимум в функции потерь проявлялся в районе энергий, где наблюдалось уменьшение ϵ_2 и $\epsilon_1 \approx 0$, то можно предположить, что мы наблюдали потери, обусловленные плазменными колебаниями, тогда как другие потери, обусловленные, например, межзонными переходами, должны характеризоваться относительным максимумом в ϵ_2 . Действительно, оценка энергии поверхностных плазмонов мультислойной системы $\{CoFeZr(x)-aSi(y)\}_n$ по формуле $h\omega_s = h\omega_p^m / \sqrt{1 + \epsilon_d}$, также дает величину $h\omega_s \approx 1,6$ эВ (для расчета были взяты следующие параметры: $h\omega_p^m \approx 5,6$ эВ и $\epsilon_d \approx 12$). Следовательно, наблюдаемый максимум МО отклика для системы с толстыми слоями ($x, y \sim 10$ нм) в районе 1,6 эВ связан с поверхностными плазменными колебаниями в этой области энергий. Подобный максимум отсутствовал для наномультислойных пленок с меньшими толщинами слоев ($x, y \sim 1-5$ нм), что может быть связано, как с большей неоднородностью мультислоев с малыми

толщинами, т.е. с большим влиянием интерфейсов, так и с возможным влиянием туннелирования через aSi на плазменные колебания.

В **заключении** перечислены основные результаты данной главы и сформулированы основные выводы.

В **пятой главе** описаны результаты исследования оптических, магнитных и МО свойств полупроводниковых пленок диоксида титана, допированного кобальтом.

Во **введении** к пятой главе речь идет о перспективах применения этого нового класса магнитных материалов в спиновой электронике и магнитофотонике, а также приводится обзор основных свойств таких структур. Описываются методы создания однофазного магнитного полупроводника в котором ферромагнетизм, обусловлен локальным обменным взаимодействием между спином носителей и локальным магнитным моментом примеси в гомогенном материале. Показано, что МО спектроскопия является одним из эффективных методов изучения разбавленных магнитных полупроводников.

В **параграфе 5.2** описан процесс изготовления изучаемых образцов и приведены данные по их аттестации, а также результаты исследования структурных, магнитных и электрических свойств. Пленки оксидов титана, легированных Co, толщиной 0.2-0.3 мкм были получены методом высокочастотного магнетронного распыления металлической сплавной мишени в смеси Ar-O₂ при парциальном давлении кислорода $2 \cdot 10^{-6}$ - $2 \cdot 10^{-4}$ тор на подложках LaAlO₃. Изменение парциального давления кислорода в процессе получения пленок позволяло фиксировать в них различные структурные фазы TiO_{2-δ}, которые возможно было изменять проведением дополнительных термических обработок.

В **параграфе 5.3** приведены экспериментальные результаты по МО и оптическим исследованиям пленок Ti_{1-x}Co_xO_{2-δ}.

На рис. 6 представлены МО спектры ФМ пленок TiO_{2-δ} : 8%Co при различных структурных состояниях матрицы TiO₂. Видно, что как значения ЭЭК, так и форма спектров зависят от структуры пленок. Не смотря на низкий уровень допирования, для пленки со структурой анатаза в области прозрачности матрицы наблюдается большое значение МО эффекта, превышающее даже значение для кобальта, что может иметь практическое

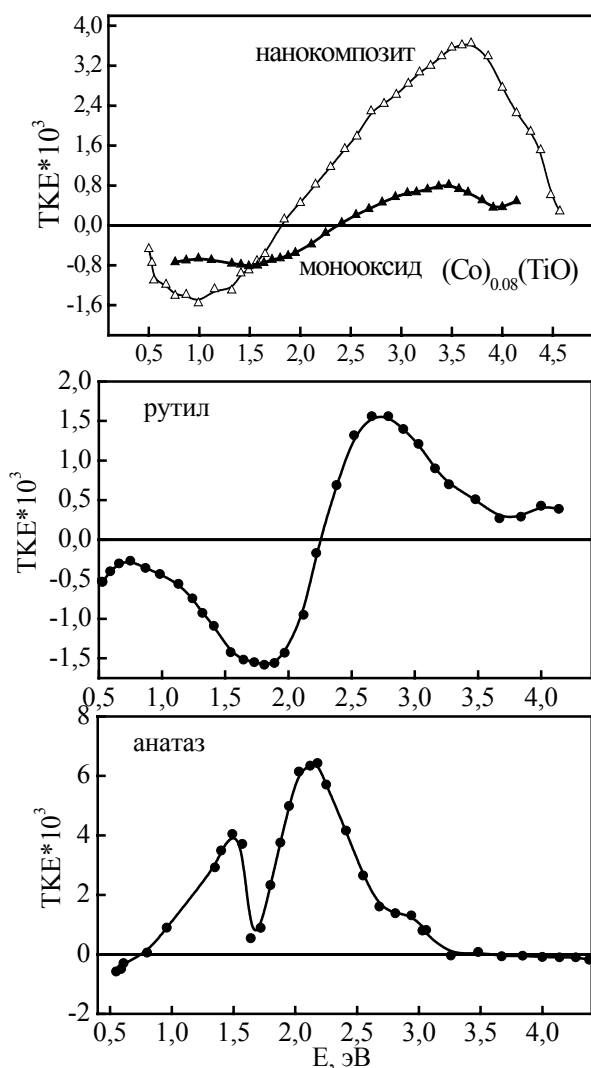


Рис.6. Спектральные зависимости ЭЭК пленок $Ti_{0,92}Co_{0,08}O_{2-\delta}$ при различных структурных состояниях матрицы $TiO_{2-\delta}$ и наноккомпозита $Co_{0,25}(TiO_{2-\delta})_{0,75}$.

спектра ЭЭК не изменились, и наблюдалось только незначительное смещение спектра (при этом по рентгеновским исследованиям матрица полностью переходит в фазу рутила, а намагниченность уменьшается). Гораздо большие изменения в МО спектрах проявились для пленки с матрицей монооксида титана TiO . Величина ЭЭК после закалки пленки выросла в 2 раза (при $E < 3.0$ эВ) и в спектре появились новые особенности. Спектры ЭЭК пленок $(Co_{0,08})TiO$ и $(Co_{0,08})TiO_2$ после закалки различны, несмотря на то, что согласно структурным исследованиям в образце с TiO после термообработки тоже фиксируется фаза рутила $TiO_2 : Co$, а также фаза

применение. Для всех представленных случаев значение МО отклика и форма спектров отличается от спектров для поли- и микрокристаллического Co .

Для пленок монооксида TiO и рутила, допированных 0.08 Co форма спектров ЭЭК похожа на спектры наноккомпозитов $Co_x(TiO_{2-\delta})_{1-x}$, что может свидетельствовать об образовании кластеров Co в пленках монооксида титана и рутила. Но в отличие от наноккомпозитов, где при $x < x_{пер}$ наблюдается суперпарамагнитное поведение, исследованные образцы были ферромагнитны и обладали хорошо выраженной петлей гистерезиса.

После вакуумной закалки от $950^{\circ}C$ пленки со структурой анатаза характер и величина

TiCo, которая при комнатной температуре не должна давать вклада в МО отклик. Различие после закалки спектров пленок $(\text{Co}_{0,08})\text{TiO}$ и $(\text{Co}_{0,08})\text{TiO}_2$, в которых матрица переходит в фазу рутила, свидетельствует о разных механизмах, вносящих вклад в МО эффект. Если, как говорилось выше, в случае монооксида титана, Co собирается в кластеры, то для пленки $(\text{Co}_{0,08})\text{TiO}_2$ можно выделить другие механизмы появления МО эффекта, которые могут быть связаны со специфическим ближним окружением ионов Co в матрице $\text{TiO}_{2-\delta}$ или изменением электронной структуры $\text{TiO}_{2-\delta}:\text{Co}$ при вхождении Co в матрицу. Полученные результаты могут свидетельствовать о том, что после закалки в пленке $(\text{Co}_{0,08})\text{TiO}_2$ локальное окружение атомов Co меняется мало. И если в свежесозданной пленке образовались кластеры, обогащенные Co, в которых Co замещает Ti со структурой анатаза, то несмотря на структурные превращения в матрице, микроструктура кластеров сильно не изменяется.

При исследовании пленок со структурой анатаза с различным уровнем легирования установлено, что с уменьшением концентрации кобальта, МО эффект уменьшается, так же как и величина намагниченности, но при этом спектр становится более структурированным.

На рис.7 представлены МО спектры для пленок анатаза $\text{Ti}_{1-x}\text{Co}_x\text{O}_{2-\delta}$ при $x=0.004$. Подчеркнем, что при столь низкой концентрации легирования, заведомо меньшей порога растворимости Co в $\text{TiO}_{2-\delta}$, образование кластеров

Co весьма маловероятно. Наблюдаемая тонкая структура МО спектров также свидетельствует, что ФМ кластеры Co не формируются.

Так как измеренный МО спектр целиком расположен в области относительной прозрачности (ширина щели анатаза и рутила TiO_2 составляет 3.2 и 3.03 эВ, соответственно), то, очевидно, попытаться связать наблюдаемые особенности

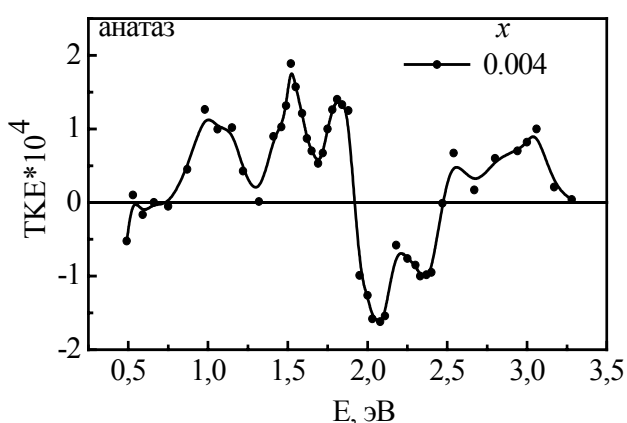


Рис.7. Спектральные зависимости ЭЭК пленок $\text{Ti}_{1-x}\text{Co}_x\text{O}_{2-\delta}$ с $x=0.004$

спектра ЭЭК пленки с содержанием Co 0,004 с примесями или дефектами. Спектральные позиции внутриионных оптических переходов в наиболее стабильных примесях Co^{2+} в октаэдрической координации анионов кислорода обычно составляют 2.5, 1.8, 0.9 эВ, а в тетраэдрической координации 2.0-1.9, 0.9-0.8, 0.5 эВ. Очевидно, что точное положение этих линий зависит от величины кристаллического поля. Таким образом, наблюдаемые особенности спектра ЭЭК могут быть обусловлены внутриионными переходами в ионах Co^{2+} , находящихся в различных координационных окружениях. С увеличением уровня легирования уже необходимо рассматривать не просто отдельные примесные ионы Co^{2+} , а примесные зоны, что должно приводить к размытию тонкой структуры МО спектров.

Поведение МО спектров исследованных образцов не противоречит имеющимся представлениям об изменении электронной структуры для допированных пленок оксида титана. Вычисление из первых принципов изменения плотности состояний при замещении титана кобальтом в анатазной и рутильной фазах показало, что влияние допирования больше для анатаза [12] и, следовательно, для этой фазы должны наблюдаться в (области прозрачности анатаза) новые МО переходы. Для рутила влияние допирования существенно меньше.

В заключение к данной главе сформулированы основные результаты.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ.

1. Впервые проведено комплексное исследование оптических и МО свойств гранулированных наноконкомпозитов аморфный ФМ металл – диэлектрик, позволившее вычислить диагональные и недиагональные компоненты ТДП для исследуемых составов.

- Обнаружено существенное усиление МО отклика в узком спектральном диапазоне, при этом максимальная величина ЭЭК систем $(Co_{45}Fe_{45}Zr_{10})_x(SiO_2)_{100-x}$, $(Co_{41}Fe_{39}B_{20})_x(SiO_2)_{100-x}$, $(Co_{45}Fe_{45}Zr_{10})_x(Al_2O_3)_{100-x} + O_2$, $(FePt)_{100-x}(SiO_2)_x$ и $Co_x(SiO_2)_{100-x}$ наблюдалась при концентрации ФМ компоненты $x_{пер}$, соответствующей порогу перколяции.

- Анализ дисперсионных зависимостей диагональных и недиагональных компонент ТДП позволил установить, что усиление МО

отклика нанокompозитов $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$, $(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$, $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x} + \text{O}_2$ и $(\text{FePt})_{100-x}(\text{SiO}_2)_x$ вблизи порога перколяции не связано с увеличением их МО активности, а обусловлено изменением оптических и МО параметров при изменении топологии и микроструктуры нанокompозитов.

- Установлено, что в ряду нанокompозитов $(\text{FePt})_{100-x}(\text{SiO}_2)_x \rightarrow (\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x} \rightarrow (\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{SiO}_2)_{100-x} \rightarrow (\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$, где с ростом плотности поляризованных электронных состояний на уровне Ферми в ФМ гранулах растет значение ГМС, одновременно растет и величина ЭЭК.

- Установлено, что изменения оптических и МО свойств системы $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x} + \text{O}_2$ после высокотемпературного отжига, обусловлены как изменением микроструктуры, так и изменением электронной структуры композитов, вследствие формирования после отжига сложной многофазной системы с присутствием окислов металлов.

2. Впервые проведено исследование оптических и МО свойств наномультислойных структур $\{\text{CoFeZr}(x)\text{-aSi}(y)\}_n$.

- Показано, что изменение толщины ФМ и полупроводниковых слоев приводят к сильным изменениям вида спектральных и полевых зависимостей ЭЭК, спектров оптической проводимости и функции потерь.

- Обнаружена корреляция между усилением МО отклика в районе 1,6-2 эВ в мультислойных структурах $\{\text{CoFeZr}(x)\text{-aSi}(y)\}_n$ с толщиной слоев ~ 10 нм и появлением максимума в спектральной зависимости функции потерь, что может быть связано с поверхностными плазменными колебаниями в этой области энергий.

- Показано, что anomальное поведение спектральных и полевых зависимостей ЭЭК в области малых толщин aSi слоев свидетельствует о сильном взаимодействии между ФМ слоями через полупроводниковую прослойку и на участие aSi в процессах обменного взаимодействия.

3. Впервые исследована эволюция спектров ЭЭК для полупроводниковых пленок диоксида титана, допированного Co, в зависимости от уровня допирования и технологических параметров получения.

• Показано, что характер спектров ЭЭК для ФМ образцов $Ti_{1-x}Co_xO_2$ с малым уровнем допирования ($x \sim 0.004$), свидетельствует о том, что ферромагнетизм в этих пленках не связан с ФМ кластерами.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ ДИССЕРТАЦИИ ИЗЛОЖЕНЫ В СЛЕДУЮЩИХ ПУБЛИКАЦИЯХ:

1. М.В.Вашук, А.Н. Виноградов, Е.А.Ганьшина, П.Н.Щербак, Ю.Е.Калинин, А.В.Ситников, О.В.Стогней, Chong-Oh Kim, Cheol Gi Kim “Оптические и магнитооптические свойства гранулированной нанокompозитной системы $(Co_{45}Fe_{45}Zr_{10})_x(SiO_2)_{100-x}$ ” // Известия Академии Наук. Серия физическая, 2004, т.68, №5, 718-720
2. Е.А.Ганьшина, М.В.Вашук, А.Н. Виноградов, А.Б.Грановский, В.С. Гушин, П.Н.Щербак, Ю.Е.Калинин, А.В.Ситников, Chong-Oh Kim and Cheol Gi Kim “Эволюция оптических и магнитооптических свойств нанокompозитов аморфный металл-диэлектрик” // ЖЭТФ, 2004, т.125 (5), 1172-1183
3. E. Gan'shina, K. Aimuta, A. Granovsky, M. Kochneva, P. Sherbak, M. Vashuk, K. Nishimura and M. Inoue “Optical and magneto-optical properties of magnetic nanocomposites FePt-SiO₂” // J.Appl.Phys., 2004, V.95, №11, 6882.
4. Ганьшина Е.А., Кочнева М.Ю., Вашук М.В., Щербак П.Н., Aimuta К., Inoue М. “Оптические и магнитооптические свойства магнитных нанокompозитов FePt-SiO₂” // ФТТ, 2005, V.47, 9, 1701-1706.
5. М.В. Вашук, А.С. Батырев, Е.А. Ганьшина, И.И. Тульский, П.Н. Щербак, Ю.Е.Калинин, А.В.Ситников “Оптические и магнитооптические свойства магнитных пленок $\{CoFeZr(x)-aSi(y)\}_n$ с мультислойной структурой” // Известия Академии Наук. Серия физическая, 2006, т.70, №7, 945-948.
6. Gan'shina E., Kochneva M., Vashuk M., Vinogradov A., Granovsky A., Guschin V., Scherbak P., Kim Ch.-O., Kim Ch.G. “Magneto-optical properties of magnetic nanocomposites” // The Physics of Metals and Metallography, 2006, V.102, Suppl.1, pp. S32-S35.
7. M.V. Vashuk, E.A. Gan'shina, S. Phonghirun, I.I Tulsy, P.N Scherbak, Yu.E. Kalinin “Optical and magneto-optical properties of $\{Co_{0,45}Fe_{0,45}Zr_{0,1/a}-Si\}_n$ multilayers” // Journal of Non-Crystalline Solids, 2007, V.353, 8-10, 962-964.
8. М.В. Вашук, Е.А. Ганьшина, И.И. Тульский, П.Н. Щербак, Ю.Е.Калинин, А.В.Ситников «Оптическая и магнитооптическая спектроскопия мультислойных наноструктур $\{CoFeZr(x)-aSi(y)\}_n$ и $\{CoFeZr(x)-SiO_2(y)\}_n$ » // Журнал функциональных материалов, 2007, т.1, №9, 322-328.
9. М.В.Вашук, А.Н. Виноградов, Е.А.Ганьшина, П.Н.Щербак, Ю.Е.Калинин, А.В.Ситников, О.В.Стогней, Chong-Oh Kim, Cheol Gi Kim “Оптические и

- магнитооптические свойства гранулированной нанокompозитной системы $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ ” // Сборник трудов ODPO-2003, 2003, Сочи, 61-63.
10. М.В.Вашук, А.Н. Виноградов, Е.А.Ганьшина, П.Н.Щербак, Ю.Е.Калинин, А.В.Ситников, О.В.Стогней, Chong-Oh Kim and Cheol Gi Kim “Моделирование магнитооптических и оптических спектров гранулированной системы $(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{1-x}$ ” // Сборник трудов ODPO-2003, 2003, Сочи, 286-287.
 11. E. Gan'shina, M.Kochneva, M.Vashuk, A. Vinogradov, A. Granovsky, V. Guschin, P.Scherbak, Chong-Oh Kim and Cheol Gi Kim “Magneto-optical properties of magnetic nanocomposites” // Book of abstracts «Eastmag - 2004» Krasnoyarsk, Russia, 2004, p.337
 12. Gan'shina E., Kochneva M., Vashuk M., Aimuta K, Nishimura K, Inoue M. “Influence of order on magneto-optical properties of nanocomposite FePt-SiO_2 ” // ICFM 2003, Crimea, Ukraine.
 13. K. Aimuta, E. Gan'shina, A.Granovsky, M. Kochneva, P. Tsherbak, M. Vashuk, K. Nishimura, H. Uchida, M. Inoue “Optical and Magneto-Optical Properties of Magnetic FePt-SiO_2 Nanocomposites” // ISAM2 2003, , Japan, We-Q-2.
 14. E. Gan'shina, K. Aimuta, A. Granovsky, M. Kochneva, P. Sherbak, M. Vashuk, K. Nishimura, and M. Inoue “Optical and magneto-optical properties of magnetic nanocomposites FePt-SiO_2 ” // 9-th MMM-Intermag conference 2004, California.
 15. М.В.Вашук, Е.А.Ганьшина, М.Ю.Кочнева, П.Н.Щербак, Ю.Е.Калинин, А.В.Ситников, Чонг-О Ким и Чеол Джи Ким. “Корреляция между оптическими и магнитооптическими свойствами нанокompозитов $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ и их микроструктурой” // Сборник трудов «НМММ-2004», 2004, Москва, 661.
 16. Вашук М.В., Ганьшина Е.А., Ерохин С.Г., Виноградов А.П. “Метод определения компонент тензора диэлектрической проницаемости прозрачных магнитооптических материалов” // Сборник трудов «НМММ-2004», 2004, Москва, 623.
 17. А.С.Батырев, М.В.Вашук, Е.А.Ганьшина, И.И.Тульский, П.Н.Щербак, Ю.Е.Калинин, А.В.Ситников “Оптические и магнитооптические свойства композитных пленок $\{\text{CoFeZr}(x)\text{-aSi}(y)\}_n$ с мультислойной структурой” // Сборник трудов ODPO-2005 (часть 2), 2005, Сочи, 58-60.
 18. М.В.Вашук, Е.А.Ганьшина, И.И.Тульский, П.Н.Щербак, Ю.Е.Калинин, А.В.Ситников “Эволюция оптических и магнитооптических свойств в мультислойных системах ферромагнитный металл-полупроводник $\{\text{CoFeZr}(x)\text{-aSi}(y)\}_n$ ” // Сборник трудов X-го Ежегодного Симпозиума «Нанofизика и нанoeлектроника», 2006, Нижний Новгород, 261.
 19. Л.А.Балагуров, С.О.Климонский, С.П.Кобелева, А.Ф.Орлов, Н.С.Перов, М.Е.Докукин, А.С.Константинова, П.М.Шевурдяева, М.В.Вашук, Е.А.Ганьшина, Е.А.Петрова, Д.Г.Яркин, А.Sapelkin. “Структурные особенности пленок полупроводниковых оксидов титана с примесями 3-d переходных металлов” // Сборник трудов «НМММ-2006», М.: Изд-во МГУ, 2006, 790-791.

20. M.V. Vashuk, E.A. Gan'shina, A.S. Baturev, S. Phonghirun, I.I Tulsy, P.N Scherbak and Yu.E. Kalinin "Optical and magneto-optical properties of $\{Co_{0,45}Fe_{0,45}Zr_{0,1}/a-Si\}_n$ multilayers" // Books of Abstracts VIII International Workshop on Non-crystalline Solids, Spain, 2006, 52.
21. Е.А. Ганьшина, М.В. Вашук, А.К. Константинова, Н.С. Перов, Л.А. Балагуров, А.Ф. Орлов, Д.Г. Яркин, А. Sapelkin "Магнитные и магнитооптические свойства полупроводниковых пленок оксидов титана легированных Со" // Сборник трудов ОДРО-2006, т.1, 2006, Сочи, 96-98.
22. E.A.Gan'shina, A.B. Granovsky, A.F. Orlov, N.S Perov, M.V. Vashuk, D.G. Yarkin "Transversal Kerr effect in the semiconductor of titanium oxide films doped with Co" // Book of abstracts «Eastmag - 2007» Kazan, Russia, 2007.

ЦИТИРУЕМАЯ ЛИТЕРАТУРА.

1. E. Ganshina, A.Granovsky, B. Dieny, R. Kumaritova, A. Yurasov // Physica B, 2001, **299**, 260.
2. H. Akinaga, M. Mizuguchi, T. Manado, E. Gan'shina, A. Granovsky, I. Rodin, A. Vinogradov and A. Yurasov // Journ.Magn.Magn.Mat., 2002, v.**242-245**, 470.
3. Кринчик Г.С. Физика магнитных явлений, М.: Изд-во МГУ, 1985.
4. Ю. Е. Калинин, А. Т. Пономаренко, А. В. Ситников, О. В. Стогней // Физика и химия обработки материалов, 2001, **5**, 14.
5. E. Gan'shina, A. Granovsky, V. Gushin, M. Kuzmichev, P. Podrugin, A.Kravetz, E. Shipil // Physika A, 1997, **241**, 45-51.
6. E. Gan'shina, R. Kumaritova, A. Bogorodisky, M. Kuzmichov, S. Ohnuma, // The Journal of the Magnetics Society of Japan, 1999, **23**, 379.
7. Y. Wang, X. X.Zhang, X. Yan R. J. Zhang, L. Y. Chen, Y. X. Zheng, S. Y. Wang, S. M. Zhou, Y. M. Yang and N. Dai // Phys. B, 2000, **279**, 113-115.
8. Домашевская Э.П., Сторожилов С.А., Турищев С.Ю., Кашкаров В.М., Стогней О.В., Калинин Ю.Е., Молодцов С.Л. // Химия твердого тела и современные микро и нанотехнологии. VI Международная конференция. Кисловодск – Ставрополь: СевКавГТУ, 2006.
9. T.K. Xia, P.M. Hui and D.S. Stroud // J. Appl. Phys. 1989, **67**, 2736.
10. A. Granovsky, M. Kuzmichov, J.P. Clerc // J. Magn. Soc. Japan, 1999, **23**, 382.
11. Борискина Ю.В., Ерохин С.Г., Грановский А.Б., Виноградов А.П., Инуе М. // Физика тв. тела, 2006, **48**, вып.4, 674.
12. Hongming Weng, Jinming Dong, T. Fukumura, M. Kawasaki, and Y. Kawazoe // Phys. Rev. B, 2006, **73**, 121201(R).