

МОСКОВСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ УНИВЕРСИТЕТ
ИМЕНИ М.В. ЛОМОНОСОВА

Физический факультет

Кафедра магнетизма

**Магнитооптические свойства многослойных
наногетерогенных структур $[(\text{CoFeB})_{60}\text{C}_{40}/\text{SiO}_2]_{200}$ и
 $[(\text{CoFeB})_{34}(\text{SiO}_2)_{66}/\text{C}]_{46}$**

Дипломная работа

студента 4 курса

Зубаря Н.Н.

Научный руководитель:

в.н.с., д.ф.-м.н.,

проф. Ганьшина Е. А.

Допущен к защите

« » мая 2020 года.

Зав. кафедрой магнетизма

проф. Перов Н. С.

Москва, 2020

ОГЛАВЛЕНИЕ

Введение.....	3
Литературный обзор.....	5
Постановка задачи.....	8
Экспериментальная часть	9
Образцы, методика получения и основные характеристики.....	9
Методика измерений и схема экспериментальной установки.....	9
Экспериментальные результаты и их обсуждение	155
Заключение.....	23
Список использованной литературы.....	244

ВВЕДЕНИЕ

Наногетерогенные системы являются перспективными материалами, применяемыми в таком новом направлении, как спинтроника, а также в качестве упрочняющих покрытий и газочувствительных резистивных пленок. Если в качестве одной из фаз использовать переходные металлы (Fe, Co, Ni) или их сплавы, то можно получить магнитные структуры с прекрасными перспективами использования в области ВЧ и СВЧ частот электромагнитного излучения.

С прикладной точки зрения особенно перспективными представляются спин-туннельные магниторезистивные структуры, в которых получены значения гигантского магнитосопротивления свыше 40% при комнатной температуре.[1] На их основе уже созданы экспериментальные образцы датчиков магнитного поля, которые регистрируют поля порядка 10^{-6} Э, экспериментальные образцы магниторезистивного запоминающего устройства с произвольной выборкой (MRAM — magnetoresistive random access memory) и спинового транзистора.

Объектом интенсивных экспериментальных и теоретических исследований является вопрос взаимного влияния состава и микроструктуры на магнитные, магнитооптические и магнитотранспортные свойства наногетероструктур.

Несмотря на большое количество работ до сих пор нет достаточной ясности в понимании процессов, сопровождающих структурную перестройку вещества, т.к. трудно предсказать свойства пленок, в которых значительную роль играют взаимодействия наночастиц между собой, с матрицей и с подложкой, при огромном влиянии размерных и поверхностных эффектов, накладываемых частицами, их границами и поверхностью пленок.

В связи с этим актуальными оказываются экспериментальные методы, позволяющие получить представление о внутренней структуре таких материалов и особенностях магнитного взаимодействия в них. Значительный интерес

представляют оптические и магнитооптические методы, которые являются наиболее простыми, эффективными и информативными. МО методы обладают рядом достоинств, главное из которых состоит в том, что в отличие от оптических, они чувствительны к знаку спина, что позволяет выделить, к какой спиновой зоне относится данный оптический переход. МО методы чувствительны к наличию магнитных неоднородностей, к изменению формы и размера частиц, к их объемному распределению и к появлению новых магнитных фаз. МО методам присуща уникальная особенность – это динамические методики, которые несут отклик электронной системы на модуляцию вектора спонтанной намагниченности, что обеспечивает высокую чувствительность, характерную для всех дифференциальных методик.

В данной работе методы магнитооптической спектроскопии были использованы для исследования двух серий мультислойных структур аморфный ФМ металл–диэлектрик с одинаковым атомным составом, но инверсным расположением неметаллических фаз С и SiO₂ в композитных слоях или прослойках.

ЛИТЕРАТУРНЫЙ ОБЗОР

Свойства гранулированных нанокомпозитов сильно зависят от объемной концентрации ферромагнитного металла в матрице диэлектрика. Так, например, вблизи критической концентрации $X_{\text{пер}}$ металла, называемого порогом перколяции происходит переход металл–диэлектрик. Другими словами при $X < X_{\text{пер}}$ композит является диэлектриком, а при $X > X_{\text{пер}}$ обладает металлической проводимостью. Область перколяции примечательна не только сильным скачком электрического сопротивления, но и тем, что в ней происходит значительное усиление различных эффектов, наблюдаемых в композитных системах, таких как гигантское магнитосопротивление[2], гигантский аномальный эффект Холла[3], магнитооптические эффекты[4,5] и др.

Сразу после открытия эффекта ГМС[2] к нему было проявлено широкое внимание и многие научные группы стали искать новые составы “сэндвичей”. Хотя сам по себе ГМС проявляется уже в трехслойной пленке, его размера не всегда достаточно для эффективной работы сенсоров и микроэлектроники, поэтому для увеличения ГМС увеличивают количество слоев в пленках, что, однако, плохо влияет на их компактность. Именно стремясь уменьшить размеры многослойных структур, ученые столкнулись с тремя проблемами; [6]:

- 1) Образование пинолей – при малых толщинах немагнитной прослойки в ней могут существовать сквозные ферромагнитные мостики, замыкающие ферромагнитные слои и снижающие GMR и TMR до нуля
- 2) Образование промежуточных химических соединений на границах ферромагнитных и немагнитных слоев
- 3) Структурные изменения слоев пленок в зависимости от их толщин.

Первая проблема может решаться увеличением толщин немагнитных слоев, а также применением способов получения многослоек методами, при которых границы слоев являются гладкими, например, для некоторых веществ этого

можно добиться при ионном напылении и закалке. [6] Если решения первой проблемы уже найдены, то вторая и третья проблемы сейчас только изучаются. В данной работе образцы получены как раз с помощью ионно-лучевого напыления.

Плёночные нанокompозиты могут быть получены напылением на неподвижную подложку (bulk composites) и послойным напылением (deposited layer by layer) тонкими слоями. [7]

Исследования МО свойств объемных нанокompозитов аморфный металл - диэлектрик, показало, что изменения МО свойств во всех системах при увеличении концентрации происходят практически одинаково [8,9]. Спектры ЭЭК нанокompозитов всех систем имеют подобные частотные зависимости, отличаясь в деталях, а именно, по величине эффекта, а также по положению максимумов и нулевых значений эффекта.

Концентрационное положение максимума обусловлено геометрическими особенностями композитов, находящихся вблизи порога протекания — минимальной толщиной диэлектрического барьера, через который осуществляется туннелирование поляризованных электронов между ФМ гранулами. Расчеты МО спектров в различных приближениях эффективной среды показали, что наблюдаемые изменения в МО спектрах могут быть описаны с использованием оптических и МО данных для объемных материалов, но с учетом размера и формы частиц. МО отклик зависит от формы и размера гранул, а его усиление вблизи порога перколяции обусловлено изменениями оптических и МО-параметров под влиянием топологии и микроструктуры нанокompозитов. [10]

Вид спектральных кривых ЭЭК существенно изменяется при переходе к послойно напыленным нанокompозитам. Изменение полевых зависимостей ЭЭК образцов, напыленных послойно, имеет такую же тенденцию, как в объемном гранулированном нанокompозите — с ростом концентрации X осуществляется

эволюция кривых намагничивания от суперпарамагнитного вида к ферромагнитному. Порог перколяции в послойно напыленных композитах сдвигается в область меньших концентраций ФМ фазы. [11]

На магнитооптических свойствах наноструктур существенно сказывается не только концентрация металлической фазы, но и толщина слоев композита. Толщина пленок задается скоростью вращения подложки вокруг распыляемых мишеней [13]. Между напылениями каждого слоя проходит некоторое время, за которое более тонкая пленка будет быстрее остывать, чем более толстая пленка. Объемный композит напыляется на неподвижную подложку, и поэтому температура, при которой формируется структура, остается постоянной. Если предположить, что при остывании тонких слоев формирование гранул происходит иначе, чем в объемном композите, то логично предположить, что размер гранул в послойно напыленных образцах меньше, чем характерный размер в объемном композите. Таким образом, вероятность контактов гранул между собой больше при меньших размерах самих гранул. Т.е., система с самыми тонкими слоями должна иметь порог перколяции при наименьшем X из всех исследованных систем, что и наблюдается экспериментально. [7].

Магнитооптические спектры, полученные для композитов в оксидной матрице [12] и углеродной матрице [13], различаются. Это может быть связано с тем, что при синтезе систем с углеродной матрицей возможны плазмохимические процессы – химические реакции углерода с металлами. В результате происходит образование новых (ранее отсутствующих) соединений. Образующиеся наночастицы проявляют магнитные свойства.

Постановка задачи

Целью работы было исследование магнито-оптических свойств двух серий многослойных наноструктур (МНС) $[(\text{CoFeB})_{60}\text{C}_{40}/\text{SiO}_2]_{200}$ и $[(\text{CoFeB})_{34}(\text{SiO}_2)_{66}/\text{C}]_{46}$ с одинаковым атомным составом, но инверсным расположением неметаллических фаз С и SiO_2 в композитных слоях или прослойках и выявление влияния структурных особенностей МНС на их магнито-оптические свойства.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

ОБРАЗЦЫ, МЕТОДИКА ПОЛУЧЕНИЯ И ОСНОВНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ

Многослойные наноструктуры (МНС) $[(\text{CoFeB})_{60}\text{C}_{40}/\text{SiO}_2]_{200}$ и $[(\text{CoFeB})_{34}(\text{SiO}_2)_{66}/\text{C}]_{46}$ с разными толщинами бислоев 6 и 8 нм и разными общими толщинами были получены на кафедре твёрдого тела Воронежского государственного технического университета методом ионно-лучевого распыления [14] (с градиентом по толщине слой/прослойка) на ситаловую подложку из двух мишеней одна из которых состояла из пластины металлического аморфного сплава со вставками из углерода или кварца [15,16]. Для создания градиента толщины композитных слоев и прослоек между мишенью и подложками устанавливался V-образный экран. В связи с этим, обе МНС были разделены на 3 части и пронумерованы в соответствии с увеличением толщины слой/прослойка 1, 2 и 3 для $[(\text{CoFeB})_{60}\text{C}_{40}/\text{SiO}_2]_{200}$ и 23, 33 и 43 для $[(\text{CoFeB})_{34}(\text{SiO}_2)_{66}/\text{C}]_{46}$. Напыление проводилось в атмосфере Ar при давлении $5 \cdot 10^{-4}$ Torr.

Рассчитанные толщины слоев по данным электронной микроскопии приведены в таблице 1

Таблица 1

Оценка толщины слоев МС структур из данных электронной микроскопии					
$[(\text{CoFeB})_{34}(\text{SiO}_2)_{66}/\text{C}]_{46}$			$[(\text{CoFeB})_{60}\text{C}_{40}/\text{SiO}_2]_{200}$		
1112			1462		
d 23	d 33	d 43	d 1	d 2	d 3
338 нм	375 нм	388 нм	1088 нм	1288 нм	1313 нм

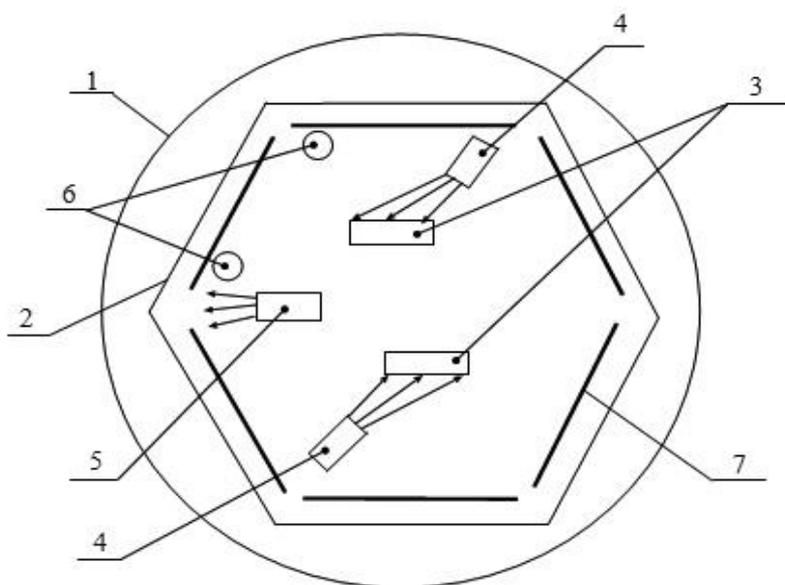


Рис. 1. Принципиальная схема камеры напыления.

- 1 - вакуумная камера;
- 2 - вращающийся подложкодержатель;
- 3 - водоохлаждаемая мишень;
- 4 - источник ионно-лучевого распыления;
- 5 - источник ионного травления;
- 6 - компенсатор;
- 7 - подложка.

МЕТОДИКА ИЗМЕРЕНИЙ И СХЕМА ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЙ УСТАНОВКИ

Для исследования структурных особенностей данных образцов были использованы неразрушающие методы рентгеновской дифракции (РД), малоугловой рентгеновской дифракции (МУРД), ультрамягкой рентгеновской эмиссионной спектроскопии (УМРЭС) и инфракрасной (ИК) спектроскопии, моделирование эмиссионных спектров, метод рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФЭС) и XANES К-краев Fe и Co (*X-ray absorption near edge structure*) Эти исследования были проведены в Воронежском государственном университете

Для исследования МО свойств МНС $[(\text{CoFeV})_{60}\text{C}_{40}/\text{SiO}_2]_{200}$ и $[(\text{CoFeV})_{34}(\text{SiO}_2)_{66}/\text{C}]_{46}$ был использован МО-эффект Керра в экваториальной геометрии, который заключается в изменении интенсивности линейно поляризованного света, отраженного образцом, намагниченным

перпендикулярно плоскости падения света [17]. Отношение (δ) разности интенсивностей света, отраженного образцом в намагниченном (I) и размагниченом (I_0) состояниях, к интенсивности света I_0 определяет величину и знак ЭЭК:

$$\delta = \frac{I - I_0}{I_0} = \frac{\Delta I}{I_0} \quad (1)$$

Измерения ЭЭК проводились динамическим методом, при котором исследуемый образец находится в переменном магнитном поле. Схема установки представлена на рисунке 2.

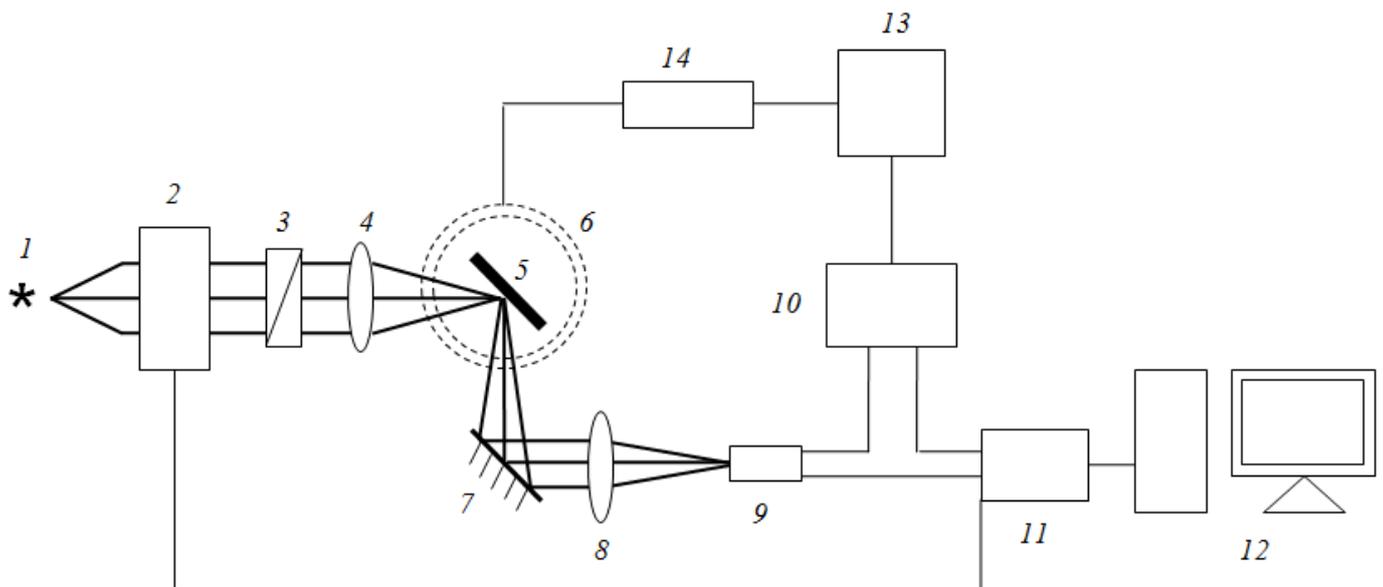


Рис. 2. Принципиальная схема установки.

1 — галогенная лампа; 2 — монохроматор; 3 — поляризатор; 4, 8 — линзы; 5 — образец; 6 — электромагнит; 7 — зеркало; 9 — фотоприёмник (ФЭУ или PbS); 10 — селективный усилитель-преобразователь; 11 — АЦП; 12 — ЭВМ; 13 — звуковой генератор; 14 — усилитель.

Свет от галогеновой лампы 1 попадает на вход монохроматора 2. Монохроматор имеет регулируемую ширину входной и выходной щелей, что позволяет изменять интенсивность пучка света. Монохроматор в ручном режиме может быть настроен на необходимую частоту света. Пройдя монохроматор, свет попадает на поляризатор 3, где из монохроматического света выделяется р-компонента линейно-поляризованного света. Затем поляризованный свет попадает на поверхность образца 5, который закреплен на держателе внутри электромагнита 6. После отражения от образца пучок света отражается от зеркала 7, которое нужно для контроля падения луча на образец и перенаправления света в линзу 8. Линза 8 фокусирует свет на входе фотодатчиков ФЭУ или PbS, которые применяются в зависимости от длины падающего света и имеют разные рабочие диапазоны длин волн. Из датчика ФЭУ сигнал подаётся одновременно на два прибора: АЦП 11 и селективный усилитель-преобразователь 10. Селективный усилитель-преобразователь служит для выделения и усиления переменной составляющей $I_{\text{пер}}$ на частоте, опорного сигнала, приходящего со звукового генератора 13. В то же время, генератор питает через усилитель 14 электромагнит 6. На АЦП 11 приходят постоянная составляющая сигнала ($I_{\text{пост}}$) с ФЭУ и переменная составляющая сигнала ($I_{\text{пер}}$) с селективного усилителя-преобразователя. Обе составляющие идут через АЦП 11 на компьютер.

На компьютере установлена специально написанная для проведения измерений программа, которая в реальном времени отображает данные с АЦП, а именно: длину падающего света, интенсивность падающего света, изменение интенсивности отраженного света, поле электромагнита. Программа ЭВМ производит усреднение и вычисляет величину ЭЭК по формуле:

$$\delta = \frac{I_{\text{перем}}}{I_{\text{пост}}} 10^{-k},$$

где k – коэффициент усиления.

Установка позволяет проводить измерения в диапазоне энергий падающей световой волны от 0,5 до 4 eV и полях до 3 кОе. В эксперименте угол падения света составил $\varphi=69^\circ$.

Ошибки в измерениях разделяются на два типа – систематические и случайные.

К систематическим ошибкам можно отнести:

- погрешности измерений используемых в установке приборов;
- погрешности выставления величин на приборах;
- дробовой шум;
- недостаточно точное определение угла падения света на образец;
- наводки от других приборов и коммуникаций.

К случайным ошибкам можно отнести:

- недостаточно хорошую настройку на р-компоненту поляризатором;
- недостаточно хорошую фокусировку пучка на входе фотоприемника;
- резкие перепады напряжения;
- недостаточно хорошее крепление образца к держателю;
- плохая настройка монохроматичности пучка.

Систематические ошибки минимизируются более точной настройкой оборудования. Также периодические измерения контрольных образцов, для которых известны характеристики, позволяют своевременно узнавать об увеличении размеров систематических ошибок, связанных со старением оборудования.

Случайные ошибки минимизируются благодаря особенностям измерений. Измерение для каждой точки на графике проводится не меньше 3 раз, и каждый из этих раз длится не менее 10 секунд, во время которых происходит усреднение непрерывно поступающих данных. Благодаря тому, что измеренные точки сразу появляются на графике, оператор установки видит явно ошибочные измерения и может сразу их перемерить.

Чувствительность измерения экваториального эффекта Керра на данной установке составляет $2 \cdot 10^{-5}$, а погрешность измерений оценивается не более чем в 5%.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Для изучения магнитооптических свойств были получены спектральные и полевые зависимости экваториального эффекта Керра (ЭЭК). На рис. (3,6) представлены спектральные и полевые зависимости ЭЭК для изучаемых МНС $[(\text{CoFeB})_{60}\text{C}_{40}/\text{SiO}_2]_{200}$ и $[(\text{CoFeB})_{34}(\text{SiO}_2)_{66}/\text{C}]_{46}$, а на рис. (4,5,7,8) представлены спектры ЭЭК и полевые зависимости для нанокомпозитов $(\text{CoFeB})_x\text{C}_{100-x}$ и $(\text{CoFeB})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$, полученные ранее в нашей лаборатории [18,19].

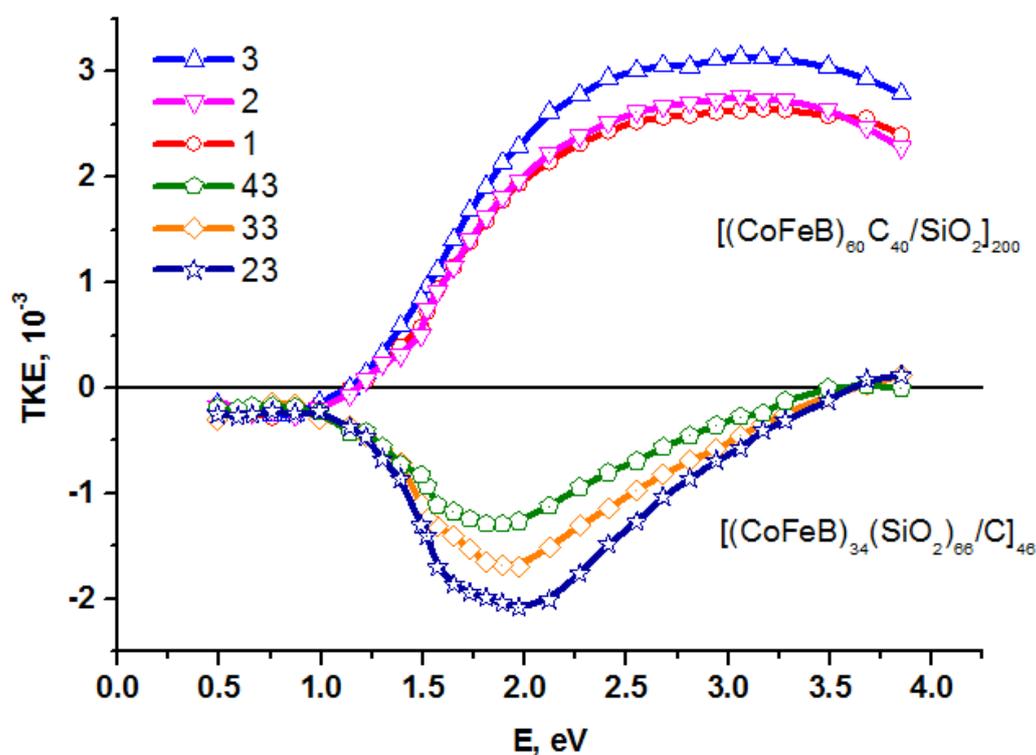


Рисунок 3. Спектральная зависимость ЭЭК аморфных МНС с разными толщинами образцов: $[(\text{CoFeB})_{60}\text{C}_{40}/\text{SiO}_2]_{200}$ – 1, 2 и 3 и $[(\text{CoFeB})_{34}(\text{SiO}_2)_{66}/\text{C}]_{46}$ – 23, 33 и 43

Представленные спектральные зависимости двух МНС $[(\text{CoFeB})_{60}\text{C}_{40}/\text{SiO}_2]_{200}$ и $[(\text{CoFeB})_{34}(\text{SiO}_2)_{66}/\text{C}]_{46}$ показывают, что ЭЭК в них отличается по знаку. При этом

максимальные абсолютные значения ЭЭК в МНС примерно в 2.5 раза меньше, чем в пленке аморфного сплава CoFeB. Следует отметить, что общий вид спектральных кривых ЭЭК в обеих МНС, соответствуют спектральным кривым ЭЭК от пленочных композитов $(\text{CoFeB})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ и $(\text{CoFeB})_x\text{C}_{100-x}$, идентичных по составу с композитными слоями соответствующих МНС и полученных на той же установке, что и исследуемые МНС. (рис.4 и 5) [19] Тот факт, что МНС и композиты, составляющие композитные слои МНС, имеют подобные по общему виду спектральные зависимости, позволяет сделать вывод, что в обеих МНС магнитооптический отклик и магнитный порядок определяются композитным слоем.

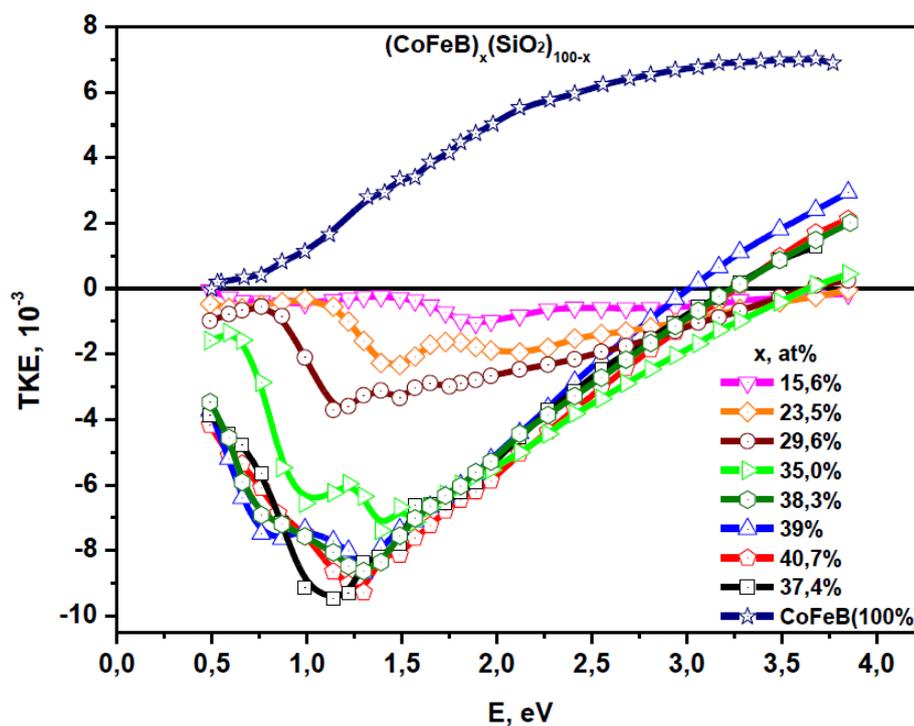


Рисунок 4. Спектральная зависимость ЭЭК для послойно напылённых нанокompозитов $(\text{CoFeB})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ с различной концентрацией ферромагнитных гранул [19] и аморфного сплава CoFeB

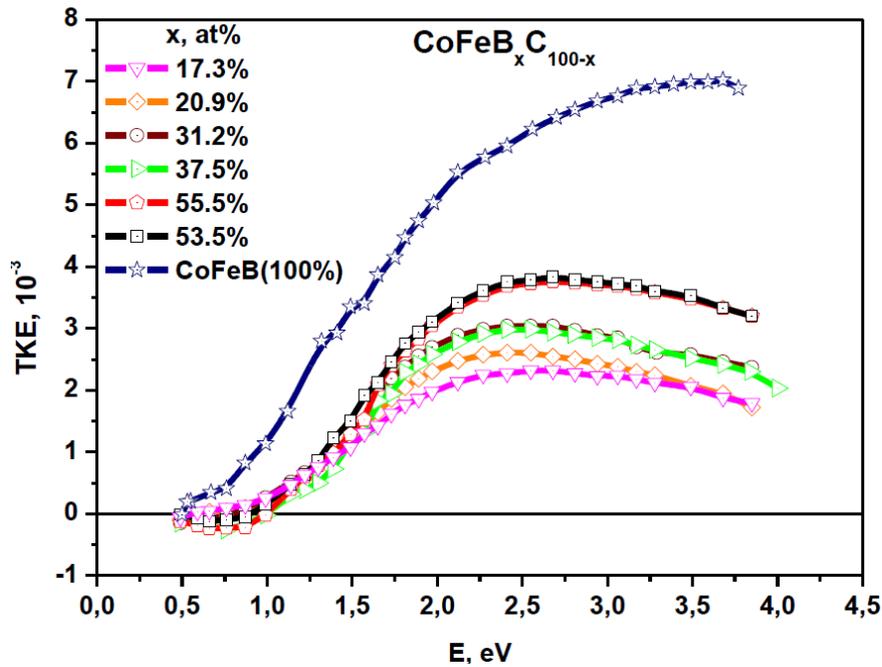


Рисунок 5. Спектральная зависимость ЭЭК для послойно напылённых нанокмозитов $(\text{CoFeB})_x\text{C}_{100-x}$ с различной концентрацией ферромагнитных гранул[19] и аморфного сплава CoFeB;

На рисунке 6 представлены полевые зависимости ЭЭК для МНС $[(\text{CoFeB})_{60}\text{C}_{40}/\text{SiO}_2]_{200}$ и $[(\text{CoFeB})_{34}(\text{SiO}_2)_{66}/\text{C}]_{46}$ нормированные на величину эффекта в максимальном поле. Поскольку величина ЭЭК пропорциональна намагниченности образца, то изучая зависимость ЭЭК от приложенного магнитного поля, можно судить о том, какой магнитный порядок реализуется в образце.

Вид полевых зависимостей ЭЭК в МНС $[(\text{CoFeB})_{60}\text{C}_{40}/\text{SiO}_2]_{200}$ обладает чертами, характерными для ферромагнетиков. Резкое возрастание намагниченности всех исследуемых образцов (1, 2 и 3) до намагниченности насыщения говорит о том, что данная МНС является магнитомягким материалом с коэрцитивной силой не превышающей нескольких эрстэд. Для образцов (1, 2, 3) наблюдается небольшое различие в величине эффекта. Это различие соотносится с толщиной образцов закономерным образом, эффект растет с увеличением толщины композитного слоя, т.е. с ростом объема ФМ фазы.

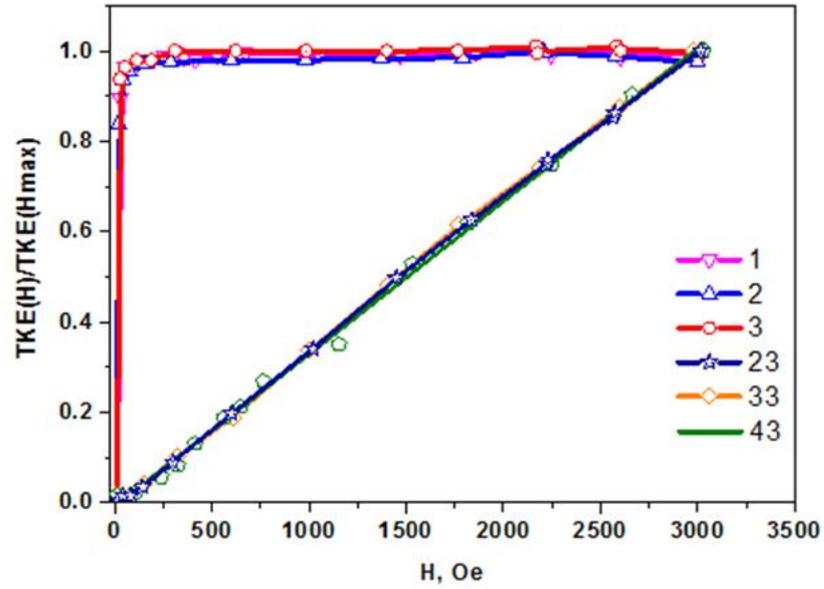


Рисунок 6. Нормированные полевые зависимости ЭЭК аморфных МНС с разными толщинами образцов: $[(\text{CoFeB})_{60}\text{C}_{40}/\text{SiO}_2]_{200}$ – 1, 2 и 3 и $[(\text{CoFeB})_{34}(\text{SiO}_2)_{66}/\text{C}]_{46}$ – 23, 33 и 43

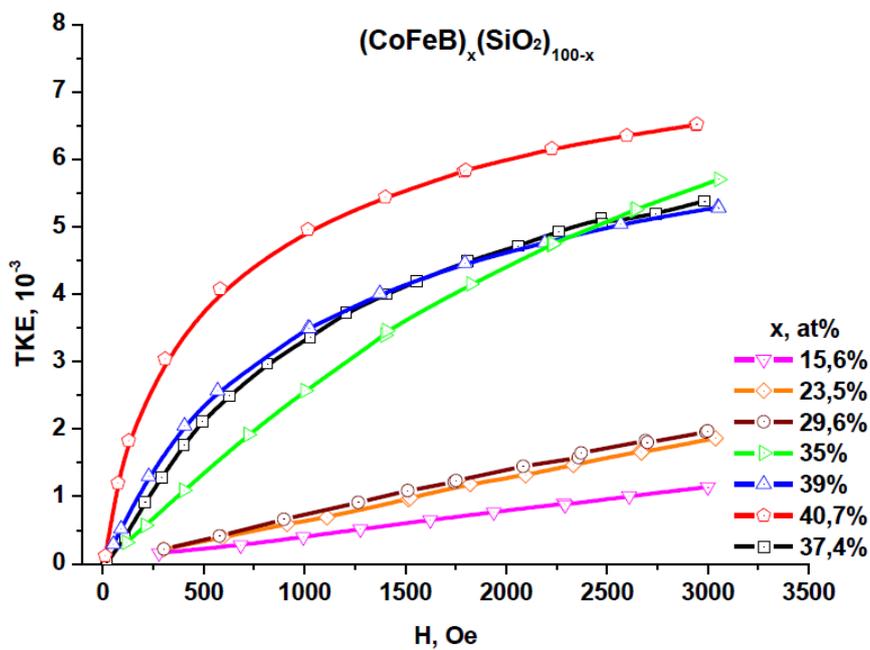


Рисунок 7. Полевая зависимость ЭЭК для послойно напылённых наноконкомпозитов $(\text{CoFeB})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ с различной концентрацией X ферромагнитных гранул [19]

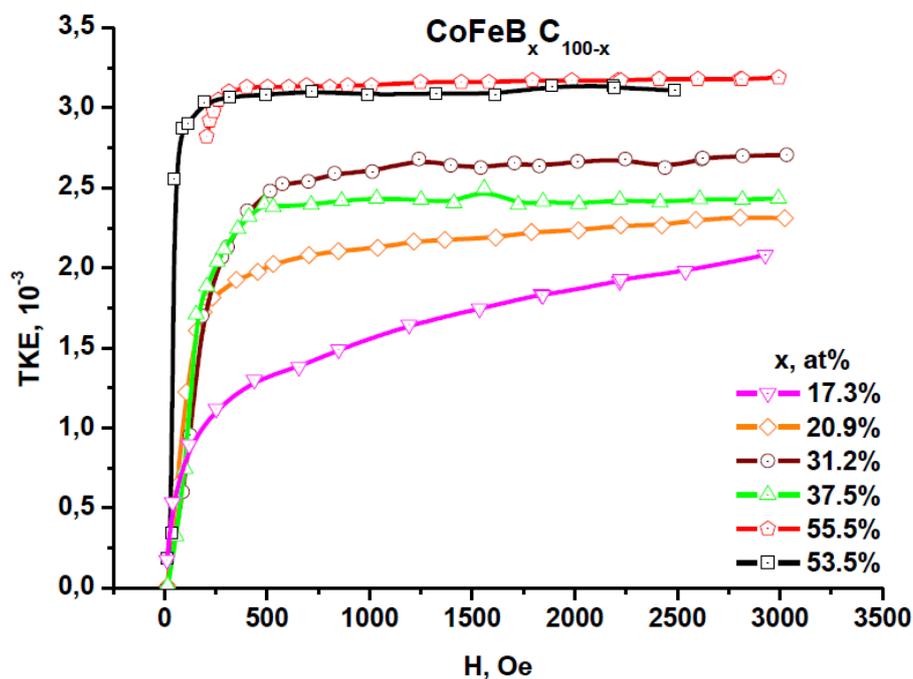


Рисунок 8. Полевая зависимость ЭЭК для послойно напылённых нанокomпозитов $(\text{CoFeB})_x\text{C}_{100-x}$ с различной концентрацией ферромагнитных гранул [19]

В МНС с SiO_2 в составе композитных металлосодержащих слоев $[(\text{CoFeB})_{34}(\text{SiO}_2)_{66}/\text{C}]_{46}$ отчетливо видно, что зависимость ЭЭК от величины поля носит линейный характер, что свойственно материалам с суперпарамагнитным характером намагниченности. В структурах с малой концентрацией ферромагнетика ($X \leq 35$ ат.%) металлическая часть нанокomпозита представляет собой отдельные, не взаимодействующие между собой области с поведением, близким к суперпарамагнетику. Для этих МНС мы наблюдаем, что с увеличением толщины композитного слоя модуль величины ЭЭК уменьшается и наибольший отрицательный эффект ЭЭК наблюдается для МНС с наименьшей толщиной

композитного слоя (кривая 23 на рис3). Толщина слоёв влияет на размер и форму ферромагнитных гранул, что, в свою очередь, влияет на магнитооптические свойства. Как показано в работе [7] размер гранул в послойно напыленных образцах меньше, чем характерный размер в объемном композите и вероятность контактов гранул между собой больше при меньших размерах самих гранул. Т.е., для системы с более тонкими слоями порог перколяции сдвигается в область меньших концентраций X , что должно приводить к росту ЭЭК в области отрицательного максимума, что и наблюдается в нашем эксперименте для МНС с матрицей SiO_2 в композитных слоях.

Нормированные на величину эффекта в максимальном поле зависимости ЭЭК(H)/ ЭЭК($H_{\text{макс}}$) на Рис. 6 показывают полное совпадение кривых для образцов с разными толщинами в каждой из двух МНС $[(\text{CoFeB})_{60}\text{C}_{40}/\text{SiO}_2]_{200}$ и $[(\text{CoFeB})_{34}(\text{SiO}_2)_{66}/\text{C}]_{46}$. Этот факт свидетельствует о том, что небольшое изменение толщин образцов не влияет на магнитный порядок, реализуемый в структурах: ферромагнитный в МНС $[(\text{CoFeB})_{60}\text{C}_{40}/\text{SiO}_2]_{200}$ и суперпарамагнитный в МНС $[(\text{CoFeB})_{34}(\text{SiO}_2)_{66}/\text{C}]_{46}$.

Ранее, используя методы XANES и EXAFS К-краев поглощения Fe и Co и XPS было установлено, что в МНС $[(\text{CoFeB})_{60}\text{C}_{40}/\text{SiO}_2]_{200}$ сохраняются кластеры исходного аморфного сплава CoFeB [12,13,20], что коррелирует с данными спектральных зависимостей ЭЭК и объясняет подобие форм спектров МНС и исходного сплава. Однако за счет того, что в структуре присутствуют дополнительные атомы C, Si и O, относительная доля металлической фазы в общем объеме структуры уменьшается, что объясняет уменьшение величины модуля ЭЭК в МНС.

При исследовании структурных особенностей данных образцов [20] было установлено, что обе МНС имеют аморфную структуру, при этом в образце с прослойками из SiO_2 и углеродом в составе композитных, наблюдается лучшая

планарность интерфейсов. Моделирование УМРЭС $\text{SiL}_{2,3}$ -спектров кремния показало наличие субоксидной фазы, без заметного образования силицидов на интерфейсах обеих МНС, что может быть связано с «экранирующим» действием углерода. Используя метод ИК-спектроскопии в МНС $[(\text{CoFeB})_{60}\text{C}_{40}/\text{SiO}_2]_{200}$ было подтверждено наличие связей В-С (самая интенсивная мода) и Si-С, относящейся к интерфейсным связям композитный слой/прослойка. В другой МНС $[(\text{CoFeB})_{34}(\text{SiO}_2)_{66}/\text{C}]_{46}$ наблюдалось перераспределение интенсивности ИК-спектров в низкочастотную область, что обусловлено нахождением SiO_2 в составе металлосодержащих композитных слоев и образованием связей Co-Si-O и Co-Fe-O. Углерод находясь в прослойках между композитными слоями, значительно меньше взаимодействует с атомами бора композитных слоев, чем в случае МНС с углеродом в композитных слоях.

Также с помощью метода рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФЭС) было обнаружено, что металлические кластеры CoFeB образуют химические связи, прежде всего на межфазных границах, с элементами окружающей матрицы, преимущественно карбидные/карбо-боридные оболочки в матрице из углерода или преимущественно оксидные/окси-боридные/силикатные оболочки в матрице из SiO_2 . [20]

Исследование тонкой структуры XANES К-краев Fe и Co (*X-ray absorption near edge structure*) в МНС $[(\text{CoFeB})\text{C}/\text{SiO}_2]_{200}$ указывает на практически одинаковое локальное окружение атомов разных металлов Co и Fe в результате сохранения в композитных слоях кластеров исходного сплава CoFeB в углеродной матрице, тогда как в МНС $[(\text{CoFeB})(\text{SiO}_2)/\text{C}]_{46}$ тонкая структура спектров рентгеновского поглощения Fe и Co различается из-за взаимодействия металлических кластеров с элементами матрицы SiO_2 в композитных слоях этой МНС. Подгонка спектров EXAFS (*Extending X-ray absorption fine structure*) в той же работе подтверждает предположение о сохранении в аморфных композитных слоях кластеров исходного сплава CoFeB в углеродной матрице композитных

слоев МНС $[(\text{CoFeB})\text{C}/\text{SiO}_2]_{200}$, в которых атомы Fe и Co имеют сопоставимые друг с другом координационные числа окружения другими атомами металлов.[20]

Данные структурных исследований о сохранении кластеров исходного ферромагнитного сплава CoFeB в МНС $[(\text{CoFeB})\text{C}/\text{SiO}_2]_{200}$ и слабое взаимодействие ферромагнитных гранул в МНС $[(\text{CoFeB})(\text{SiO}_2)/\text{C}]_{46}$ объясняют различия, наблюдаемые в спектральных и полевых зависимостях ЭЭЖ для двух изученных серий МНС.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

Проведено исследование магнито-оптических свойств двух серий МНС $[(\text{CoFeB})_{60}\text{C}_{40}/\text{SiO}_2]_{200}$ и $[(\text{CoFeB})_{34}(\text{SiO}_2)_{66}/\text{C}]_{46}$ с одинаковым атомным составом, но инверсным расположением неметаллических фаз С и SiO_2 в композитных слоях или прослойках и выявлено влияние структурных особенностей МНС на их магнито-оптические свойства

Установлено, что в обеих МНС магнитооптический отклик и магнитный порядок определяются композитным слоем. Показано, что изменение толщины образцов не оказывает существенного влияния на магнитные свойства МНС.

Различие в поведении магнитооптических свойств двух МНС хорошо коррелирует с данными структурных исследований, показавших, что при формировании системы $[(\text{CoFeB})_{60}\text{C}_{40}/\text{SiO}_2]_{200}$ остаются исходные ферромагнитные кластеры, окружённые соединениями боридов и карбоборидов. Содержания ферромагнитной фазы в ней достаточно для магнитомягкого поведения образцов. Линейный характер зависимости намагничённости от магнитного поля, свойственный суперпарамагнетикам, для МНС с SiO_2 в составе композитного металлосодержащего слоя связан с наличием распространённых в объёме МНС достаточно мелких оксидных, окси-боридных и силикатных соединений переходных металлов и гранул исходного сплава CoFeB , не взаимодействующих между собой.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Tondra M., Wang D., Daughton J. Magneto-resistive characteristics of Schottky-tunnel hot electron spin transistor //J. Vacuum Sci. Technol.1999.N5
2. H. Fujimuri, S. Mitani, and S. Ohnuma, Mater. Sci. Eng B 13, 219 (1995).
3. Slonczewski J.C. Conductance and exchange coupling of two ferromagnets separated by tunneling barrier//Physical Review B/ 1989.V.39.N10.P/6995-7002
4. E. Ganshina, A. Granovsky, B. Dieny et al., Physica B 299, 260 (2001)
5. H. Akinaga, M. Mizuguchi, T. Manado et al., J. Magn. Magn. Mat. 242-245, 470 (2002)
6. Мухин А.Н. Исследование магнитооптических свойств многослойных структур нанокompозит-полупроводник: дипломная работа 6 курса: 01.12.00; [Место защиты: Москва. «Московский государственный университет имени М.В. Ломоносова»] — Москва, 2013.
7. V. Buravtsova, E. Ganshina, S. Kirov, Y. Kalinin and A. Sitnikov, "Magneto-optical Properties of Layer-by-Layer Deposited Ferromagnet—Dielectric Nanocomposites," Materials Sciences and Applications, Vol. 4 No. 4A, 2013, pp. 16-23
8. В.Е.Буравцова, Е.А.Ганьшина, В.С.Гущин, Ю.Е.Калинин, С.Пхонгхирун, А.В.Ситников, О.В.Стогней, Н.Е.Сырьев. Гигантское магнитосопротивление и магнитооптические свойства гранулированных нанокompозитов металл-диэлектрик. Известия Академии Наук, серия физическая, Т67, №7, с.918-920, 2003.
9. Victoria E. Buravtsova, Vladimir S. Guschin, Yuri E. Kalinin, Sergey A. Kirov, Eugenia V. Lebedeva, Songsak Phonghirun, Alexander V. Sitnikov, Nikolay E. Syr'ev and Igor` T. Trofimenko. Magneto-optical properties and FMR in granular nanocomposites (Co₈₄Nb₁₄Ta₂)_x(SiO₂)_{100-x}.CEJP V2, №4, 2004, pp. 566-578.
10. E. A. Gan'shina, M. V. Vashuk, A. N. Vinogradov, A. B. Granovsky, V. S. Gushchin, P. N. Shcherbak, Yu. E. Kalinin, A. V. Sitnikov, C.-O. Kim and C. G. Kim, "Evolution of the Optical and Magneto-optical Properties of Amorphous

Metal-Insulator Nanocomposites,” Journal of Experimental and Theoretical Physics, Vol. 98, No. 5, 2004, pp. 1027-1036. doi:10.1134/1.1767571

11. A. V. Ivanov, Yu. E. Kalinin, V. N. Nechaev, A. V. Sitnikov Electrical and magnetic properties of $[(\text{CoFeZr})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{1-x}/(\square\text{-SiH})]_n$ multilayer structures // Physics of the Solid State Vol.51 (2009) p. 2474
12. Домашевская Э.П., Буйлов Н.С., Терехов В.А., Барков К.И., Ситников В.Г., Калинин Ю.Е. Электронное строение и фазовый состав оксида кремния в композитных металлосодержащих слоях многослойной аморфной наноструктуры $[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{34}(\text{SiO}_2)_{66}/\text{C}]_{46}$ с углеродными прослойками. Неорганические материалы. 2017. Т.51. №9.
13. Домашевская Э.П., Буйлов Н.С., Терехов В.А., Барков К.И., Ситников В.Г. Электронное строение и фазовый состав диэлектрических прослоек в многослойной аморфной наноструктуре $[(\text{CoFeB})_{60}\text{C}_{40}/\text{SiO}_2]_{200}$. ФТТ. 2017. Т.59. №1. С. 161-166.
14. O. V. Stognei, Yu. E. Kalinin, I. V. Zolotukhin, A. V. Sitnikov, V. Wagner, F. J. Ahlers. Low temperature behaviour of the giant magnetoresistivity in CoFeB–n Granular composites. J. Phys.: Condens. Matter, V.15, P.4267, (2003) doi.org/10.1088/0953-8984/15/24/320
15. Стогней О.В., Ситников А.В., Анизотропия аморфных наногранулированных композитов CoNbTa-SiO_n и CoFeB-SiO_n . ФТТ. 2010. Т.52. №12. С. 2356-2364.
16. Дунец О.В., Калинин Ю.Е., Каширин М.А., Ситников А.В. Электрические и магнитные свойства мультислойных структур на основе композита
17. G.S. Krinchik, V.S. Gushchin / Investigation of Interband Transitions in Ferromagnetic Metals and Alloys by the Magneto-optical Method // *JETP*, Vol. 29, No. 6, p. 984, December 1969
18. Гаршин В.В. Магнитооптические свойства нанокompозитов ферромагнитный металл-углерод: диссертация на соискание учёной степени кандидата физико-математических наук: 01.12.00; [Место защиты: Москва. «Московский государственный университет имени М.В. Ломоносова»] — Москва, 2017.
19. Gan'shina E., et.al Magneto-Optical Properties of Nanocomposites Ferromagnetic-Carbon Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 2019, том 470, с. 135-138

20.Э.П. Домашевская, и.др/ Исследование межатомного взаимодействия в многослойных наноструктурах $[(\text{CoFeB})_{60}\text{C}_{40}/\text{SiO}_2]_{200}$ и $[(\text{CoFeB})_{34}(\text{SiO}_2)_{66}/\text{C}]_{46}$ с композитными металлосодержащими слоями методом ИК- спектроскопии // Неорганические материалы, 2018, том 54, № 2, с. 153–159