

ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ БЮДЖЕТНОЕ ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ  
УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ  
«МОСКОВСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ УНИВЕРСИТЕТ  
имени М.В.ЛОМОНОСОВА»

ФИЗИЧЕСКИЙ ФАКУЛЬТЕТ

КАФЕДРА МАГНЕТИЗМА

БАКАЛАВРСКАЯ РАБОТА

**РОЛЬ ПОДЛОЖКИ В ФОРМИРОВАНИИ  
МАГНИТООПТИЧЕСКОГО ОТКЛИКА В НАНОКОМПОЗИТАХ  
(ВЛИЯНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА И СУБСТРУКТУРЫ  
НА МАГНИТООПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА  
НАНОКОМПОЗИТОВ  $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{MgF}_2)_{100-x}$ )**

Выполнил студент

419 группы:

Припеченков И. М.

\_\_\_\_\_   
подпись студента

Научный руководитель:

д.ф.-м.н. профессор Ганьшина Е.А.

\_\_\_\_\_   
подпись научного руководителя

Допущен к защите

Зав. кафедрой \_\_\_\_\_   
подпись зав. кафедрой

Москва

2020

## СОДЕРЖАНИЕ

<b>ВВЕДЕНИЕ</b>	<b>3</b>
<b>1. ЛИТЕРАТУРНЫЙ ОБЗОР</b>	<b>5</b>
1.1. Физические свойства нанокompозитов	5
1.2. Магнитооптические свойства нанокompозитных систем	7
<b>2. ОБРАЗЦЫ. МЕТОДИКА ПОЛУЧЕНИЯ ОБРАЗЦОВ</b>	<b>12</b>
<b>3. СТРУКТУРНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ НАНОКОМПОЗИТОВ</b>	
<b>(Co<sub>45</sub>Fe<sub>45</sub>Zr<sub>10</sub>)<sub>x</sub> (MgF<sub>2</sub>)<sub>100-x</sub></b>	<b>14</b>
3.1. Дифрактометрические исследования (XRD) фазового состава композитов на подложках из стекла	14
3.2. Дифрактометрические исследования (XRD) фазового состава композитов на подложках из ситалла	16
3.3. XPS- и ИК-исследования нанокompозитов	18
<b>4. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ</b>	<b>20</b>
4.1. Методика измерений. Схема экспериментальной установки	20
4.2. Результаты МО исследований нанокompозитов (Co <sub>45</sub> Fe <sub>45</sub> Zr <sub>10</sub> ) <sub>x</sub> (MgF <sub>2</sub> ) <sub>100-x</sub> на стеклянных подложках	22
4.3. Результаты МО исследований нанокompозитов (Co <sub>45</sub> Fe <sub>45</sub> Zr <sub>10</sub> ) <sub>x</sub> (MgF <sub>2</sub> ) <sub>100-x</sub> на ситалловых подложках	29
<b>ЗАКЛЮЧЕНИЕ</b>	<b>33</b>
<b>СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ</b>	<b>35</b>

## ВВЕДЕНИЕ

Гранулированные композиционные материалы ферромагнитный металл – диэлектрик с нанометровым масштабом металлических включений являются объектом пристального внимания, поскольку они обладают рядом необычных физических свойств, часто резко отличающихся от соответствующих свойств массивных ферромагнетиков [1]. К уникальным физическим свойствам этих материалов относятся высокое удельное электрическое сопротивление, низкая диэлектрическая проницаемость, аномально большой эффект Холла [2], большие магнитооптические эффекты [3,4]. Свойства нанокompозитов сильно зависят от их состава и микроструктуры, в особенности от формы и размеров гранул, от их распределения по объему образца и от концентрации магнитной фазы. В этой связи значительный интерес представляют оптические и магнитооптические (МО) исследования, которые чувствительны к изменениям магнитной и электронной структур, к механизмам рассеяния, к характеру межзонных переходов исследуемых материалов, к характерным размерам, формам и топологии неоднородностей [4]. Магнитооптическая спектроскопия является неразрушающим методом исследования приповерхностных свойств магнитных материалов.

Имеется весьма ограниченное сочетание соединений, которые путем процессов самоорганизации формируют многофазную наноразмерную структуру. Основным условием является отсутствие взаимной растворимости и невозможность образования химических соединений между фазами гетерогенной системы [5].

Важным параметром, который нужно учитывать при создании наногранул одного состава в матрице другого материала, является поверхностная энергия. Наилучшие результаты при формировании наноструктурных композитов возникают тогда, когда поверхностная энергия одного вещества значительно превышает поверхностную энергию другого. При

совместном распылении ионами аргона составной мишени на подложку одновременно будут попадать атомы обоих компонентов и, поскольку они не взаимодействуют друг с другом, компоненты станут «самоорганизованно» группироваться вблизи атомов своего сорта. При этом компонент с большей величиной поверхностной энергии будет стремиться формировать образования, близкие к сферической форме, в матрице другого компонента.

В качестве магнитного материала гранул хорошо подходят ферромагнитные металлы Fe, Co, Ni и сплавы на их основе, которые аморфизируются добавками типа бора или циркония.

В качестве матриц чаще всего используются оксидные диэлектрики  $\text{SiO}_2$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{MgO}$ ,  $\text{ZrO}_2$ . Известно, что композиты, полученные на основе оксидных диэлектриков, могут иметь существенное окисление поверхности металлических гранул, что сказывается на их магнитных и МО характеристиках. В связи с этим, интерес вызывают исследования композитов, не содержащих в своём номинальном составе кислород. Так, например, в работе [6] были исследованы нанокompозиты на основе Fe или сплава  $\text{Fe}_{51}\text{Co}_{49}$ , распределённые в диэлектрической матрице  $\text{MgF}_2$ , в которых обнаружено гигантское магнитосопротивление при комнатной температуре. В [5] приводятся данные о системе  $\text{Co}_x(\text{CaF}_2)_{100-x}$ , в которой отсутствует положительное магнитосопротивление, в отличие от систем Co- $\text{SiO}_2$ . Подобные различия могут быть обусловлены значительной разницей поверхностной энергии оксидных фаз и фазы  $\text{CaF}_2$ .

Целью настоящей работы являлось исследование магнитооптических свойств нанокompозитов  $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{MgF}_2)_{100-x}$  с полиэлементной ферромагнитной фазой в бескислородной диэлектрической матрице из фторида магния на подложках из стекла и ситалла и выявление влияния фазового состава и субструктуры нанокompозитов на их магнитооптические свойства.

# 1. ЛИТЕРАТУРНЫЙ ОБЗОР

## 1.1. Физические свойства нанокompозитов

Гранулированными магнитными материалами называют твердые тела, содержащие ферромагнитные гранулы, размещенные в немагнитной матрице, которая может быть как изолятором, так и проводником. Гранулированные материалы имеют сложную структуру нанометрового масштаба. Этот масштаб связан с тем, что многочисленные исследования выявили значительные изменения физико-механических свойств в интервале размеров зерен от нескольких нанометров до 100 нм.

Различают два типа магнитных гранулированных сплавов: ферромагнитный металл - немагнитный металл и ферромагнитный металл – диэлектрик. Второй тип сплавов также называют композитами. В первом типе гранулированных сплавов обнаружен эффект гигантского магнитосопротивления (ГМС). Второй тип проявляет такие свойства, как туннельное магнитосопротивление (МС) и гигантский эффект Холла.

Среди нанокompозитов металл - диэлектрик также существует две разновидности – агрегатная (рисунок 1.1А) и металлокерамическая (рисунок 1.1В, С, D). В агрегатном композите фазы могут контактировать друг с другом, делая его проводящим. В металлокерамическом композите гранулы окружены материалом матрицы, при этом их количественное соотношение характеризуется фактором заполнения  $f$ .

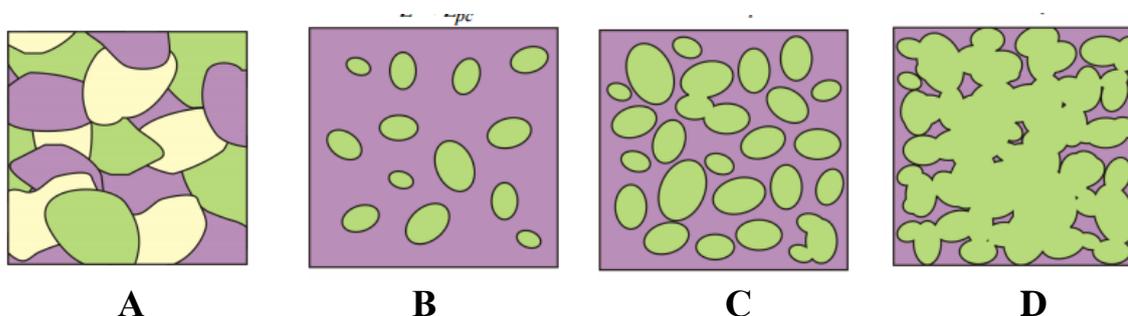


Рисунок 1.1. Распределение фаз в нанокompозитах

Для нанокompозитов существует понятие перколяционного порога  $x_{\text{пер}}$ , т.е. такого значения концентрации включений, при котором образуется конечная "сеть" из металлических гранул во всем объеме образца. Можно сказать, что перколяционная область является промежуточным состоянием при переходе нанокompозита из электрически непроводящего в электропроводящее состояние, при котором гранулы начинают соприкасаться друг с другом. В этой области в большей степени проявляются все уникальные физические свойства, которые присущи гранулированным композитам.

Положение порога перколяции в реальных сплавах зависит от концентрации составляющих компонентов и их взаимной растворимости, от внутренней топологии, от реальной микроструктуры (размеров и формы частиц, однородности распределения частиц по размерам) и т.п. Все эти факторы влияют и на величину оптических и магнитооптических параметров, форму их спектров, и на значения магнитных и электрических характеристик нанокompозитов.

Теоретически в гранулированных композитах металл - диэлектрик в зависимости от величины объемной доли металла возможны два типа проводимости. Когда эта доля велика, то есть концентрация ферромагнетика находится за порогом перколяции, металлические гранулы соприкасаются и образуют проводящую сетку, так что электроны могут перетекать непосредственно через связанные металлические каналы, т.е. обладают металлической проводимостью. Когда объемная доля металла мала, значительно ниже порога перколяции, тогда гранулы ферромагнетика распределены в виде дисперсных металлических частиц в изолирующей матрице. Электрическая проводимость в этом режиме определяется прыжковой проводимостью электронов, которые туннелируют от одной металлической гранулы к другой через диэлектрические области. Туннельная проводимость сохраняется до  $x_c$  ( $x_{\text{пер}} > x > x_c$ ), где происходит переход металл - диэлектрик. В этой области концентраций были обнаружены необычные транспортные

явления, такие как туннельный аномальный эффект Холла и логарифмическая температурная зависимость проводимости [7].

Поведение магнитных свойств в этой области может быть еще более сложным. В статье [8] показано, что при малой ( $x \ll x_{\text{per}}$ ) и большой ( $x > x_{\text{per}}$ ) объемной доле ферромагнетика образцы проявляют суперпарамагнетизм и дальнедействующий ферромагнетизм соответственно. Ферромагнитный перколяционный переход ( $x_c$ ) не соответствует транспортному, он немного меньше транспортного из за того, что дальнедействующий ферромагнитный порядок может существовать без физического контакта между гранулами. Можно определить  $x_c$  как концентрацию, при которой и намагниченность, и коэрцитивность резко возрастают. В непосредственной близости от  $x_c$  наногранулированные сплавы могут проявлять суперферромагнетизм, суперпарамагнетизм или смешанные суперферромагнитно-ферромагнитно-суперпарамагнитные состояния.

Информацию о магнитной микроструктуре может дать магнитооптическая спектроскопия.

## **1.2. Магнитооптические свойства нанокompозитных систем**

Интерес к средам, содержащим малые частицы, обусловлен тем, что их свойства сильно отличаются от свойств массивных образцов из тех же материалов. Особое место среди физических характеристик, присущих наноматериалам, занимают магнитооптические свойства, которые появляются при помещении намагниченного ферромагнетика во внешнее магнитное поле. Наличие магнитного поля изменяет дисперсионные кривые коэффициента поглощения и показателя преломления и приводит к появлению или изменению оптической анизотропии среды. Большинство МО эффектов является прямым или косвенным следствием расщепления уровней энергии системы во внешнем магнитном поле. Непосредственно это расщепление проявляется в эффекте

Зеемана - расщеплении в магнитном поле спектральных линий оптических переходов [9].

Началом экспериментального изучения МО свойств гранулированных сред можно считать работу [10], в которой представлены результаты исследования ультрадисперсных никелевых, кобальтовых и никель – хромовых катализаторов, и работу [11] по изучению МО и оптических свойств ультрадисперсных ферромагнитных структур, сформированных на поверхности немагнитных сплавов Al – Ni, Al – Co и Al – Fe. Было показано, что характер спектральных зависимостей экваториального эффекта Керра (ЭЭК) исследуемых образцов существенно отличается от зависимостей ЭЭК для ферромагнитных металлов.

В работе [12] при исследовании внедрённых в пористую матрицу кремния микрогранул кобальта так же были обнаружены различия спектров нанокомпозитов и массивного образца. Спектры ЭЭК для нанокомпозитов с содержанием Co от 5 до 30% и массивного образца различались и по форме, и по знаку эффекта.

Исследование магнитосопротивления трех систем гранулированных нанокомпозитов аморфный металл - диэлектрик [13] показало, что все композиты, обладающие гранулированной аморфной структурой, обнаруживают ГМС. При этом характер концентрационной зависимости МС композитов при комнатной температуре был одинаков во всех трех исследованных системах: с увеличением доли металлической фазы МС меняется немонотонно, с ярко выраженным максимумом вблизи порога перколяции и снижением величины МС до нуля за порогом протекания (рисунок 1.2).

Максимум ГМС обусловлен геометрическими особенностями композитов, находящихся вблизи порога протекания – минимальной толщиной диэлектрического барьера, через который осуществляется туннелирование поляризованных электронов между ферромагнитными гранулами.

В работе [4] приведены результаты исследования магнитных, оптических, МО свойств нанокompозитов  $(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$  и  $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ . Было обнаружено, что в этих нанокompозитах вблизи порога перколяции наблюдается существенное усиление магнитооптического отклика в области 1,3эВ для системы  $(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$  и 1,0 эВ в случае  $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ . Концентрационные зависимости величины ЭЭК для системы  $(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$  приведены на рисунке 1.3.

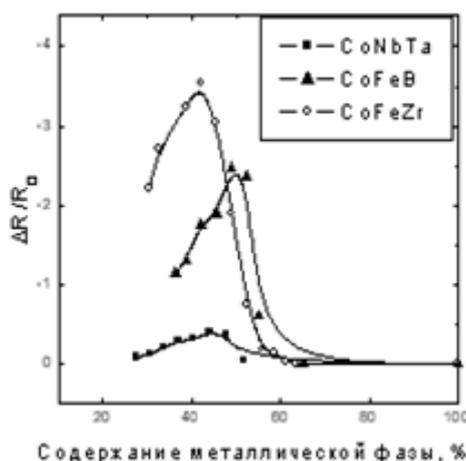


Рисунок 1.2. Концентрационная зависимость магнитосопротивления нанокompозитов аморфный металл – диэлектрик  $(\text{SiO}_2)$  [13]

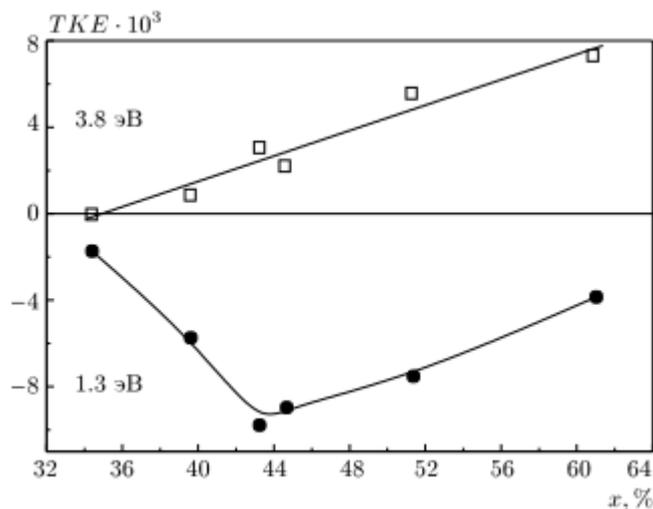


Рисунок 1.3. Концентрационные зависимости величины ЭЭК для системы  $(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$  при энергии падающего света 3,8 эВ и 1,3 эВ [4]

Из рисунка видно, что при энергии 1,3 эВ спектры ЭЭК для системы  $(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$  проявляют немонотонную зависимость от концентрации ферромагнитной компоненты, обнаруживая излом при значении  $x$ , близком к значению порога перколяции. Аналогичный эффект, был получен и для системы  $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ , где максимальный эффект также наблюдался вблизи порога перколяции.

При проведении сравнительного исследования концентрационных зависимостей ГМС и МО отклика аморфных гранулированных нанокомпозитов на основе двуокиси кремния с различным составом металлических включений ( $\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10}$ ,  $\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20}$  и  $\text{Co}_{84}\text{Nb}_{14}\text{Ta}_2$ ) было установлено, что максимумы в ГМС и ЭЭК хорошо коррелируют [3]. Такая же хорошая корреляция между магнитотранспортными и МО свойствами наблюдалась и при исследовании гранулированных пленок  $(\text{FePt})_{1-x}(\text{SiO}_2)_x$  [14].

Исследование магнитосопротивления и магнитострикции для тех же образцов выявило корреляцию между максимальными значениями гигантского магнитосопротивления, экваториального эффекта Керра и магнитострикции металлической фазы, из которой сформированы гранулы [3]. При линейном увеличении значений магнитострикции насыщения ферромагнитных включений, с переходом от  $\text{Co}_{86}\text{Nb}_{12}\text{Ta}_2$  к  $\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20}$  и далее к  $\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10}$ , линейно увеличиваются и МС, и ЭЭК, что обусловлено одним и тем же механизмом и может быть связано с возрастанием вклада  $d$ -электронов и величины спин-орбитального взаимодействия в цепи нанокомпозитов с гранулами  $\text{Co}_{86}\text{Nb}_{12}\text{Ta}_2$ ,  $\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20}$  и  $\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10}$ . Наличие корреляции между максимумом в концентрационной зависимости эффекта Керра, наблюдающимся вблизи порога перколяции в ближней инфракрасной (ИК) области, и концентрационным максимумом магнитосопротивления позволяет МО методами достаточно точно определять порог перколяции в нанокомпозитах по максимальным значениям эффекта в ИК области спектра и по появлению нелинейной зависимости ЭЭК от магнитного поля.

Большинство известных композитных систем получено на основе оксидных диэлектриков. Следствием этого является существенное окисление поверхности металлических гранул, что сказывается на магнитных и МО характеристиках композитов. В последнее время начали появляться исследования композитов с бескислородными матрицами. Кроме исследований, указанных ранее в работах [5,6], в работе [15] были исследованы тонкопленочные нанокompозиты  $(\text{Fe}_{65}\text{Co}_{35})_x(\text{MgF}_2)_{100-x}$ , полученные распылением составной мишени при разных мощностях распыления. Результаты этих исследований показали, что высокая мощность распыления приводит к формированию FeCo-фторидов, которые ухудшают магнитомягкие свойства композитов. Был проведен также ряд исследований нанокompозитов с углеродной матрицей. В [16] приведены исследования электрических свойств композитов металл-углерод, а в [17,18] – магнитооптические исследования этих композитов. Установлено, что, в отличие от композитов металл - диэлектрик, в композитах металл-углерод значения порога перколяции, определенные по появлению ферромагнитного порядка в композите, не коррелируют со значениями порога перколяции, определенными из транспортных измерений.

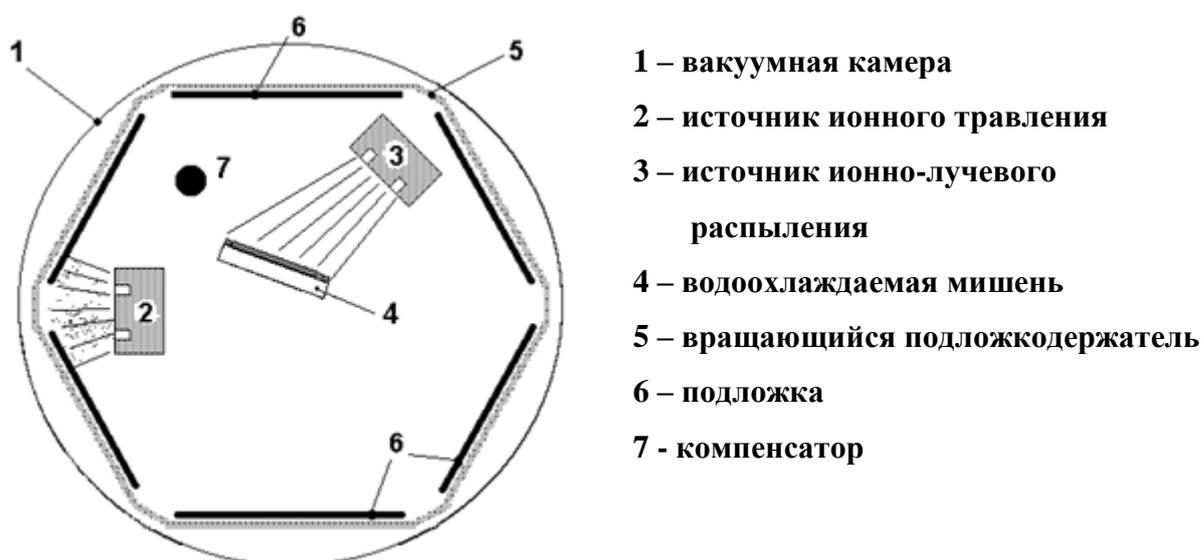
Несмотря на значительное количество работ, посвященных исследованиям МО свойств нанокompозитов, до настоящего момента не было проведено совместного исследования структурных и магнитооптических свойств гранулированных систем в бескислородной матрице. Поэтому в настоящей работе была поставлена задача исследовать влияние фазового состава и субструктуры нанокompозитов  $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{MgF}_2)_{100-x}$  с полиэлементной ферромагнитной фазой в бескислородной диэлектрической матрице из фторида магния на подложках из стекла и ситалла на их магнитооптические свойства.

## 2. ОБРАЗЦЫ. МЕТОДИКА ПОЛУЧЕНИЯ ОБРАЗЦОВ

Основными методами получения тонких композитных пленок являются термическое, катодное и ионно-плазменное распыление. Каждый из этих методов имеет свои преимущества и недостатки в зависимости от распыляемого материала и назначения. В [5] проведен анализ существующих методов получения нанокompозитов и сделан вывод о том, что самым универсальным является метод ионно-плазменного магнетронного распыления, в котором разделение конденсирующейся среды на две компоненты (диэлектрическую и металлическую) осуществляется в результате их самоорганизации в одном процессе осаждения.

Наногранулированные композитные материалы с различным содержанием металлической и диэлектрической фаз были получены на установке ионно-лучевого распыления Воронежского государственного технического университета.

Схема установки ионно-лучевого распыления приведена на рисунке 2.1.

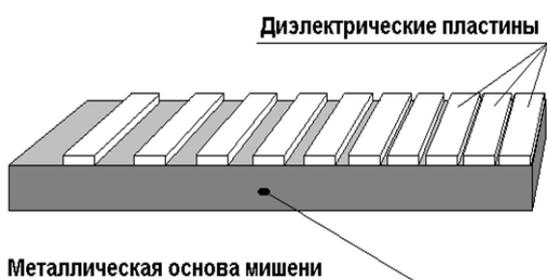


**Рисунок 2.1. Схема установки ионно-лучевого распыления [5]**

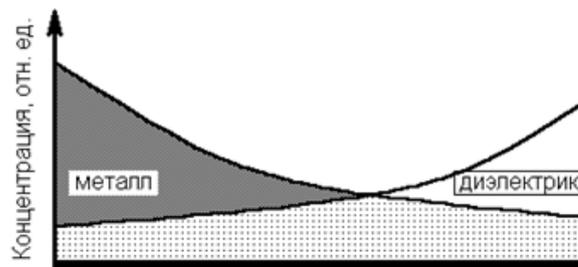
Процесс основан на распылении составной мишени с неравномерным и несимметричным размещением металлической и диэлектрической частей, в результате чего в напыляемом материале формируется заданный градиент

концентраций. Мишень представляет собой основу из ферромагнетика с расположенными на ее поверхности пластинами диэлектрика  $MgF_2$  одинакового размера, но на различном расстоянии друг от друга [19]. Внешний вид составной мишени приведен на рисунке 2.2.

В зависимости от относительного расположения участка подложки и мишени соотношение потока атомов материала основания и навесок существенно различается. То есть на разных участках подложки формируется пленка композита с различным соотношением фаз. Схема распределения концентрации элементов, составляющих мишень, на поверхности подложки приведена на рисунке 2.3.



**Рисунок 2.2. Внешний вид мишени для получения гранулированных композитов [19]**



**Рисунок 2.3. Схема распределения концентрации элементов на поверхности подложки [19]**

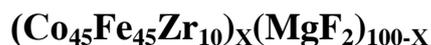
Распыление мишени осуществлялось на подложки из ситалла и стекла.

В работе представлены результаты исследования двух серий нанокompозитных материалов:

1 серия состоит из десяти образцов  $(Co_{45}Fe_{45}Zr_{10})_x(MgF_2)_{100-x}$  с концентрациями  $X$  ферромагнитной компоненты 9 at.%, 14 at.%, 20 at.%, 25at.%, 30 at.%, 34 at.%, 38 at.%, 43 at.%, 47 at.%, 50 at.% на стеклянных подложках;

2 серия состоит из семи образцов  $(Co_{45}Fe_{45}Zr_{10})_x(MgF_2)_{100-x}$  с концентрациями  $X$  ферромагнитной компоненты 14 at.%, 22 at.%, 28 at.%, 36,4at.%, 43 at.%, 46,4 at.% 50 % на ситалловых подложках.

### 3. СТРУКТУРНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ СЕРИИ НАНОКОМПОЗИТОВ



Структурные исследования были проведены в Воронежском государственном университете [20, 21]. При исследованиях использовались методы рентгеновской дифракции (XRD), рентгеноэлектронной спектроскопии (XPS) и инфракрасной спектроскопии (ИКС). Методом рентгеновской дифракции был исследован процесс формирования и фазовый состав нанокomпозитов. Рентгеновская фотоэлектронная спектроскопия позволила определить химический состав поверхности различных материалов, методы инфракрасной спектроскопии позволяют получить сведения о связи между элементами в композите.

#### 3.1. Дифрактометрические исследования (XRD) фазового состава композитов на подложках из стекла

На рисунке 3.1 приведены дифрактограммы для нанокomпозитов разного состава, полученных на подложках из стекла.

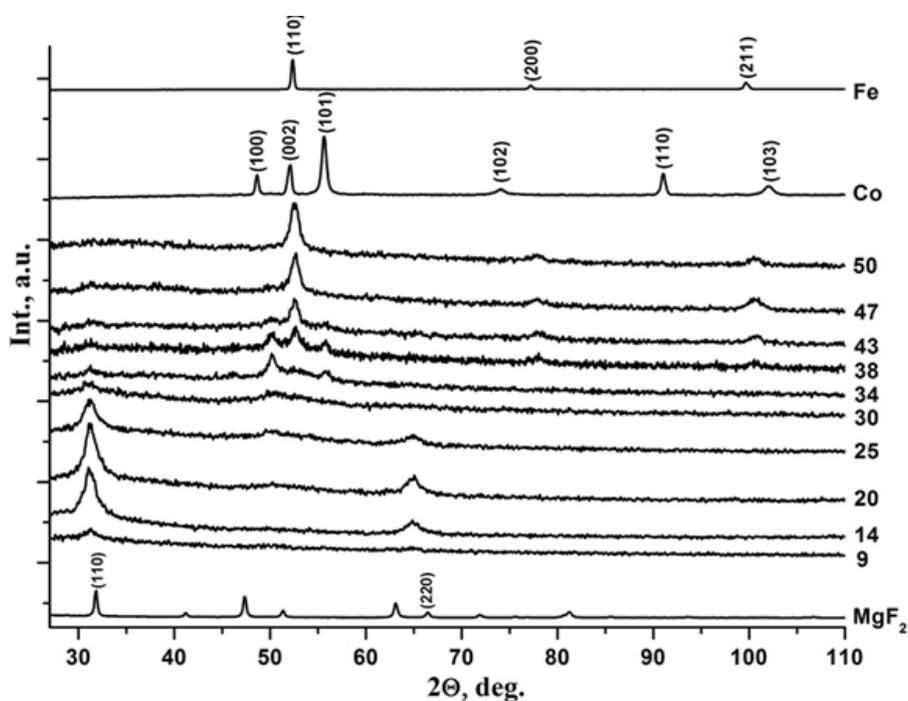


Рисунок 3.1. Дифрактограммы нанокomпозитов  $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{MgF}_2)_{100-x}$  разного состава на подложках из стекла [21]

Содержание металлической компоненты в образцах указано справа от каждой дифрактограммы в at.%. Вверху рисунка 3.1 приведены для сравнения дифрактограммы поликристаллического кобальта гексагональной модификации  $\alpha$ -Co и поликристаллического железа объемноцентрированной кубической модификации  $\alpha$ -Fe, а нижняя дифрактограмма рисунка получена от порошка  $MgF_2$ .

Из анализа структурных данных следует, что в области малых концентраций ( $x \leq 25$  at.%) металлический сплав CoFeZr находится в рентгеноаморфном состоянии в виде металлических кластеров, распределенных в нанокристаллической матрице  $MgF_2$ , представленной на дифрактограмме рисунка 3.1 двумя рефлексами (110) и (220) при углах  $2\theta=32^\circ$  и  $2\theta=67^\circ$ .

При концентрации  $x=30$  at.% появляется гало на рентгенодифрактограмме и начинают формироваться нанокристаллы сплава CoFeZr гексагональной сингонии на основе структуры  $\alpha$ -Co, преимущественно ориентированные в плоскости базиса гексагональной решетки (001). При дальнейшем возрастании содержания металлического сплава в пределах  $x=38-51$  at.% кристаллическая структура нанокристаллов CoFeZr перестраивается в кубическую объемноцентрированную фазу на основе  $\alpha$ -Fe с преимущественной ориентацией (110).

С ростом металлической фазы в композитах происходит увеличение размера нанокристаллов от 10 до 15 нм.

Диэлектрическая матрица  $MgF_2$  также претерпевает превращение из нанокристаллического в аморфное состояние в той же области значений  $x \sim 30-35$  at.% по мере увеличения содержания металлического сплава и образования нанокристаллов CoFeZr.

В таблице 1 приведен состав твердой фазы в зависимости от концентрации металлического компонента для образцов на стеклянной подложке. Жирным шрифтом выделен состав твердой фазы самых интенсивных линий дифрактограммы рисунка 3.1.

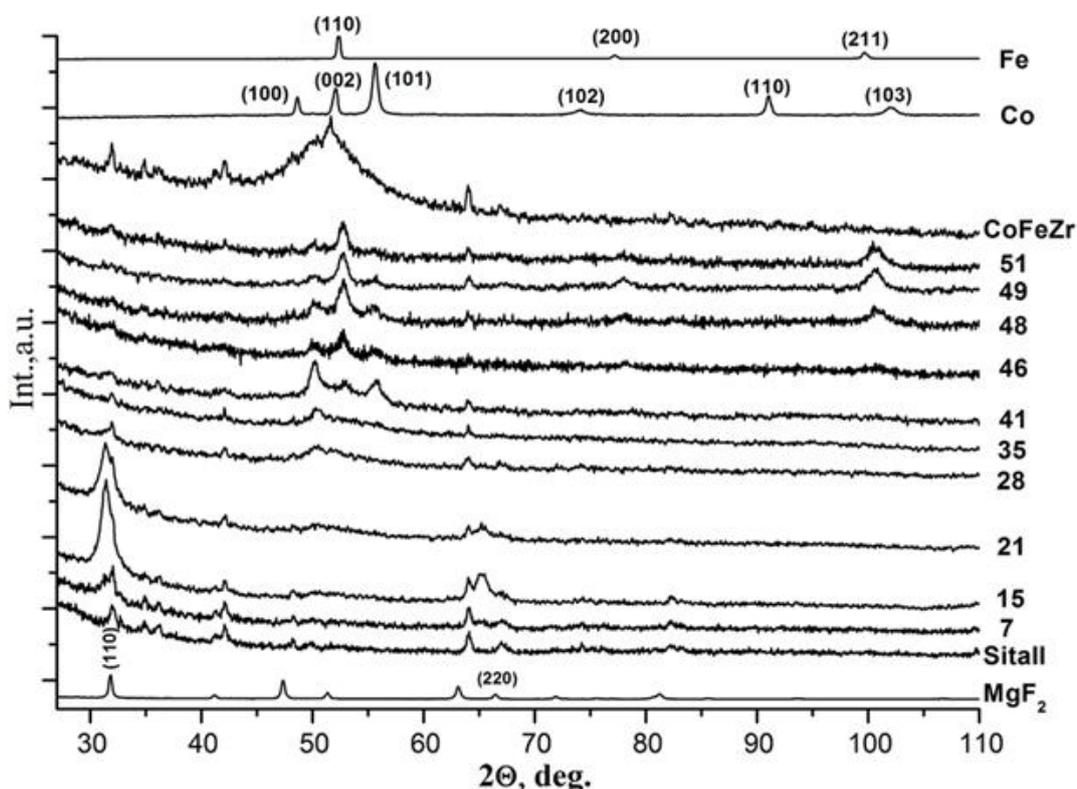
**Таблица 1. Состав твердой фазы нанокompозитов на стеклянной подложке**

Образец	Состав твердой фазы					
$x=9 \cdot \text{at. \%}$	MgF <sub>2</sub> (110) (220)					
$x=14 \cdot \text{at. \%}$						
$x=20 \cdot \text{at. \%}$						
$x=25 \cdot \text{at. \%}$			Co·(100)			
$x=30 \cdot \text{at. \%}$						
$x=34 \cdot \text{at. \%}$			Co·(100)			
$x=38 \cdot \text{at. \%}$				Co·(101)		
$x=43 \cdot \text{at. \%}$			Co·(100)		Fe· (110)	Fe(200) Fe(211)
$x=47 \cdot \text{at. \%}$						
$x=50 \cdot \text{at. \%}$						

Оценка межплоскостных расстояний показывает, что сначала в образцах появляются кристаллические рефлексы, соответствующие формированию нанокристаллов с гексагональной симметрией на основе структуры  $\alpha$ -Co, а с ростом концентрации  $x$  происходит перестройка кристаллической структуры нанокристаллов CoFeZr в кубическую объемноцентрированную фазу на основе  $\alpha$ -Fe.

### 3.2. Дифрактометрические исследования (XRD) фазового состава композитов на подложках из ситалла

На рисунке 3.2 приведены дифрактограммы образцов разного состава, полученных на подложках из ситалла. На рисунке сверху приведены дифрактограммы поликристаллического кобальта, поликристаллического железа и сплава Co<sub>45</sub>Fe<sub>45</sub>Zr<sub>10</sub>, напыленного на ситалловую подложку. Две нижние дифрактограммы получены от порошка MgF<sub>2</sub> и ситалловой подложки.



**Рисунок 3.2. Дифрактограммы нанокompозитов  $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{MgF}_2)_{100-x}$  разного состава на ситалловых подложках [21]**

Из рисунка 3.2 видно, что металлический слой, полученный на ситалловой подложке, является аморфным и дает интенсивное широкое отражение только в области углов  $2\theta=45-60^\circ$ . Остальные линии на этой дифрактограмме принадлежат ситалловой подложке.

При сравнении дифрактограмм диэлектрической компоненты  $\text{MgF}_2$  и ситалловой подложки видно, что все их основные линии совпадают, то есть ситалл, в отличие от стекла, не является рентгеноаморфным и дает дополнительные рефлексы.

Из рисунка 3.2 следует, что при малой концентрации ( $x < 28$  at.%) металлический сплав  $\text{CoFeZr}$  находится в рентгеноаморфном состоянии в виде металлических кластеров, распределенных в нанокристаллической матрице  $\text{MgF}_2$ , представленной на дифрактограмме рисунка 3.2 двумя рефлексами (110) и (220) при углах  $2\theta=32^\circ$  и  $2\theta=67^\circ$ . При этих же углах наблюдаются рефлексы от ситалла.

При концентрации  $x=28$  at.% появляется гало на рентгенодифрактограмме и начинают формироваться нанокристаллы сплава CoFeZr гексагональной сингонии. При дальнейшем увеличении концентрации наблюдаются пики кристаллической фазы, отличающиеся от подобных пиков дифрактограммы для образцов нанокompозитов на подложке из стекла.

### **3.3. XPS- и ИК-исследования нанокompозитов**

В системе композитов  $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{MgF}_2)_{100-x}$  были исследованы четыре образца с  $x=9,19,30,48$  at.%, нанесенные на ситалловые подложки [21]. При XPS-исследованиях производилось травление поверхности образцов и снимались рентгеноэлектронные спектры в зависимости от времени и глубины травления.

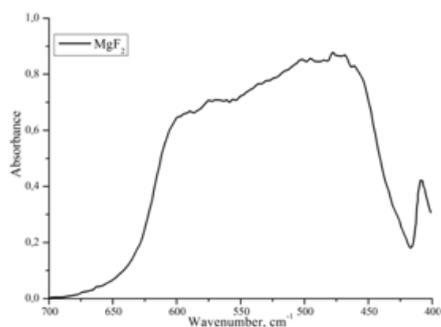
Анализ спектров на поверхности композитных слоев показывает, что и кобальт, и железо сильно окислены во всех образцах. Кислород в композите содержится в оксидах кобальта, оксидах железа, а также в оксидах циркония, в молекулах воды и в ОН-группах. После травления интенсивность оксидов кобальта и железа всех образцов быстро уменьшается, но полностью оксид не удаляется.

Таким образом, несмотря на то, что мы рассматриваем нанокompозит в бескислородной матрице, методом рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии установлено присутствие на поверхности окислов Co и Fe [21].

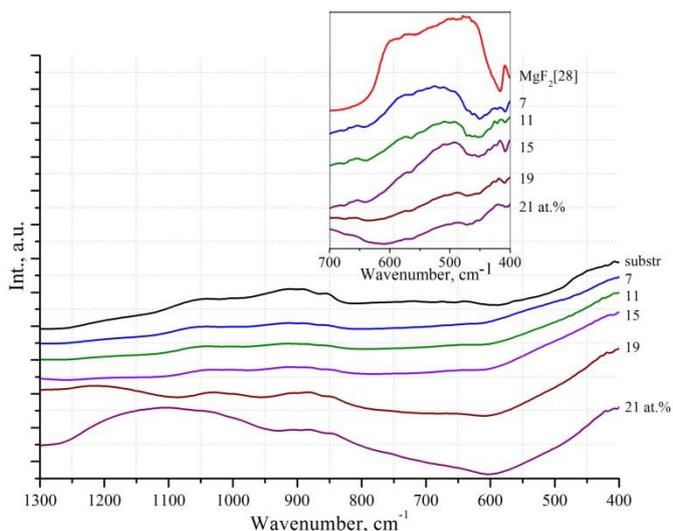
В результате XPS-исследований также установлено, что рентгеноэлектронные спектры фтора и магния имеют максимумы при энергиях связи, характерных для фазы  $\text{MgF}_2$ , и при травлении не исчезают.

Метод ИК-спектроскопии позволяет получить сведения о связи между элементами в композите. В [22] представлен оцифрованный ИК-спектр соединения  $\text{MgF}_2$ , приведенный на рисунке 3.3. В [21] приведены полученные экспериментально ИК-спектры композитов  $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{MgF}_2)_{100-x}$  на подложках из стекла и ситалла. ИК-спектры на подложках из ситалла

приведены на рисунке 3.4. Из приведенных рисунков видно, что, когда процентное содержание металлической составляющей становится более 20at.%, мода исчезает.



**Рисунок 3.3. Оцифрованный ИК-спектр MgF<sub>2</sub> [22]**



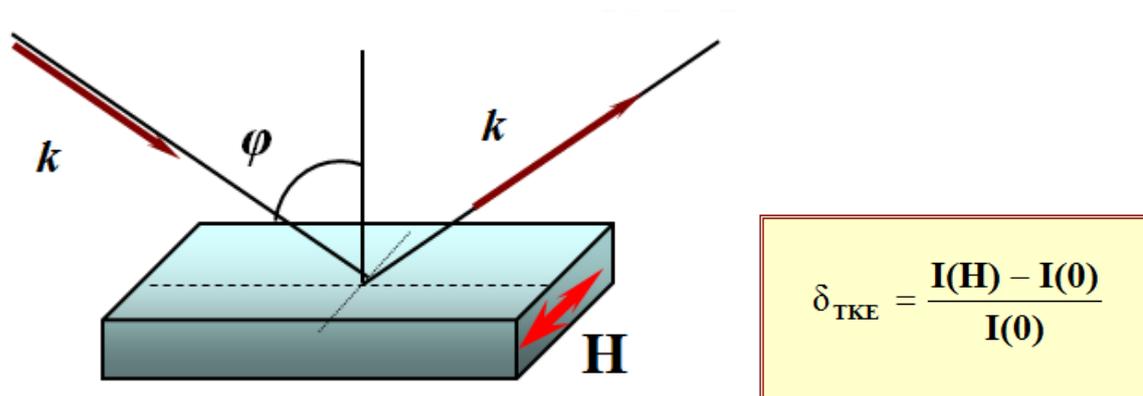
**Рисунок 3.4. ИК-спектры образцов композитов разного состава на подложках из ситалла [21]**

Таким образом, по результатам анализа рентгеноэлектронных и ИК спектров можно утверждать, что диэлектрическая матрица формируется из нанокристаллов MgF<sub>2</sub>.

## 4 ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

### 4.1. Методика измерений. Схема экспериментальной установки

В этой работе магнитооптические свойства нанокompозитов исследуются в геометрии экваториального эффекта Керра. В экваториальном эффекте Керра вектор намагниченности перпендикулярен плоскости падения света и параллелен поверхности образца. Эффект проявляется только для компоненты поляризации, нормальной к намагниченности (p-компоненты) и равен нулю для света, поляризованного параллельно намагниченности (s-компоненты). Экваториальный эффект Керра заключается в изменении интенсивности и фазы отраженного от образца линейно-поляризованного света (рисунок 4.1).



**Рисунок 4.1. Экваториальный эффект Керра**

В работе измерялись спектральные, полевые и концентрационные зависимости экваториального эффекта Керра. Для измерения использовался динамический метод, при котором исследуемый образец находится в переменном магнитном поле. Этот метод позволяет применять дифференциальную схему измерений, благодаря которой достигается точность в изменении относительной интенсивности света  $\sim 10^{-5}$ .

В проводимом исследовании использовалась установка, схема которой приведена на рисунке 4.2.

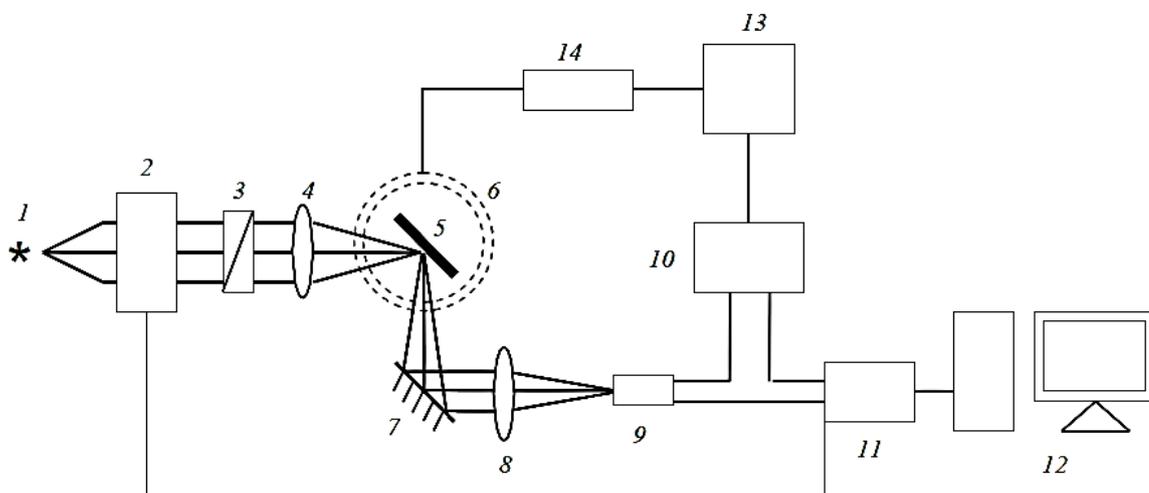
Свет из галогеновой лампы 1 попадает на вход монохроматора 2. Монохроматор имеет регулируемую ширину входной и выходной щели, что позволяет изменять интенсивность пучка света. Монохроматор в ручном режиме может быть настроен на необходимую частоту света. Пройдя монохроматор, свет попадает на поляризатор 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 необходимо для контроля падения луча на образец и перенаправления света в линзу 8. Линза 8 фокусирует свет на входе фотодатчиков ФЭУ или фотосопротивления PbS, которые применяются в зависимости от длины падающего света и имеют разные рабочие диапазоны длин волн. После датчика ФЭУ сигнал идет через АЦП 11 на компьютер и измеряется там виртуальным вольтметром постоянного тока ( $I_{\text{пост}}$ ) и на вход селективного усилителя 10. На селективный усилитель также подается опорный сигнал от генератора переменного напряжения 13. В то же время, генератор питает через усилитель 14 электромагнит 6. С выхода селективного усилителя 10 сигнал ( $I_{\text{пер}}$ ) направляется на АЦП 11, а затем в компьютер. Также на АЦП подается ток с переменного сопротивления, связанного с барабаном монохроматора, для измерения длины волны света.

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 производит усреднение и вычисляет величину ЭЭК по формуле:

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

где  $k$  – коэффициент усиления.

Измерения ЭЭК проводились при комнатной температуре в диапазоне энергий падающего излучения от 0,5 до 4 эВ при угле падения света 69 градусов, амплитуда переменного магнитного поля достигала 3,5кЭ.



**Рисунок 4.2. Схема установки для исследования**

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

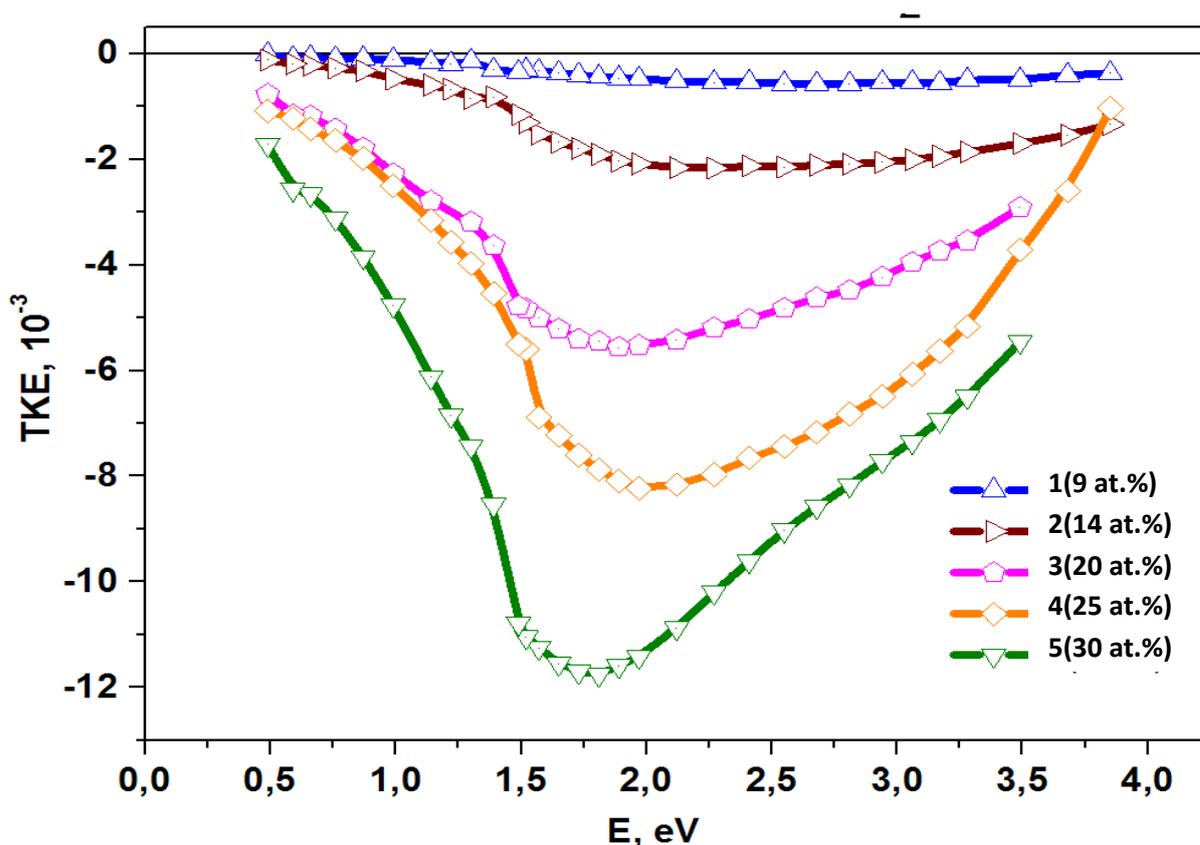
В работе представлены результаты магнитооптических исследований двух серий образцов гранулированных наносистем  $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{20})_x(\text{MgF}_2)_{100-x}$ , осажденных на стеклянных и ситалловых подложках.

#### **4.2. Результаты МО исследований нанокompозитов $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{MgF}_2)_{100-x}$ на стеклянных подложках**

Для изучения магнитооптических свойств были получены спектральные, полевые и концентрационные зависимости экваториального эффекта Керра. Рентгеноструктурные и магнитооптические исследования проводились на одних и тех же образцах.

На рисунке 4.3 приведены спектры ЭЭК для образцов на стеклянной подложке в области концентраций магнитной фазы  $x \leq 30$  at.%

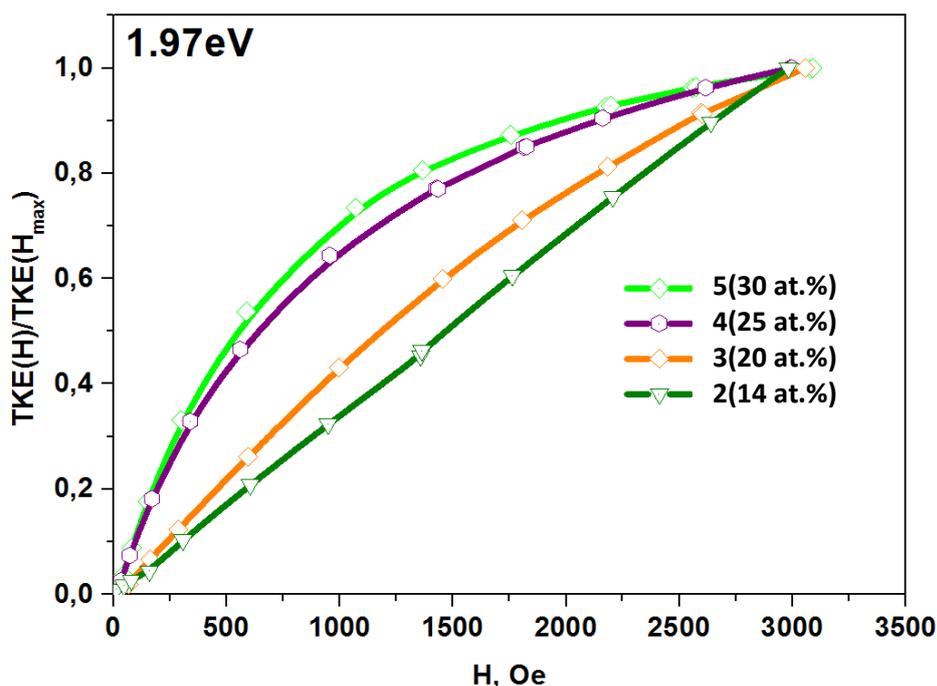
В этой области концентраций поведение спектров ЭЭК подобно поведению спектров нанокompозитов с аморфными гранулами (CoFeZr) в оксидных матрицах [4]. При увеличении концентрации металла величина ЭЭК растет по модулю и достигает максимального значения отрицательного эффекта для образца с  $x_c=30$  at.% при энергии приблизительно  $\sim 1,75$  эВ.



**Рисунок 4.3. Спектральные зависимости ЭЭК композитов с концентрациями металлической фазы  $x \leq 30$  at.% на подложках из стекла**

На рисунке 4.4 представлены нормированные зависимости модуля величины ЭЭК от напряженности магнитного поля для образцов с концентрациями металлической фазы  $x \leq 30$  at.%. В этой области концентраций магнитные частицы CoFeZr находятся далеко друг от друга и не взаимодействуют между собой.

Измерение объемных магнитных свойств этих нанокompозитов на вибрационном магнитометре показало, что величина  $H_c$  при  $x \leq 30$  at.% равна нулю. Таким образом, в этой области концентраций образцы являются суперпарамагнетиками и критическая область магнитной перколяции для этой системы  $x_c = 30$  at.% . С ростом величины  $x$  для образцов появлялись петли гистерезиса с отличными от нуля значениями  $H_c$ .



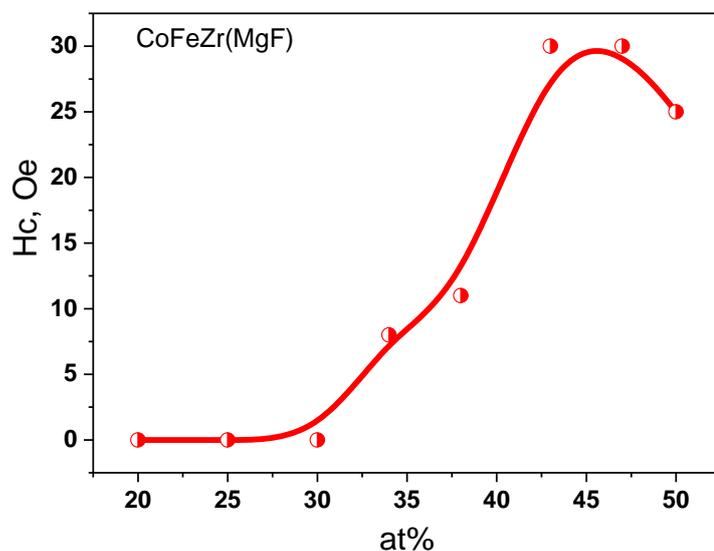
**Рисунок 4.4. Нормированные полевые зависимости ЭЭК для образцов с концентрациями ферромагнитной компоненты  $x \leq 30$  at.% на подложках из стекла.**

На рисунке 4.5 представлена зависимость коэрцитивной силы от концентрации ферромагнитной компоненты. При увеличении концентрации выше порога магнитной перколяции наблюдались особенности в поведении как магнитооптических, так и структурных свойств нанокompозитов.

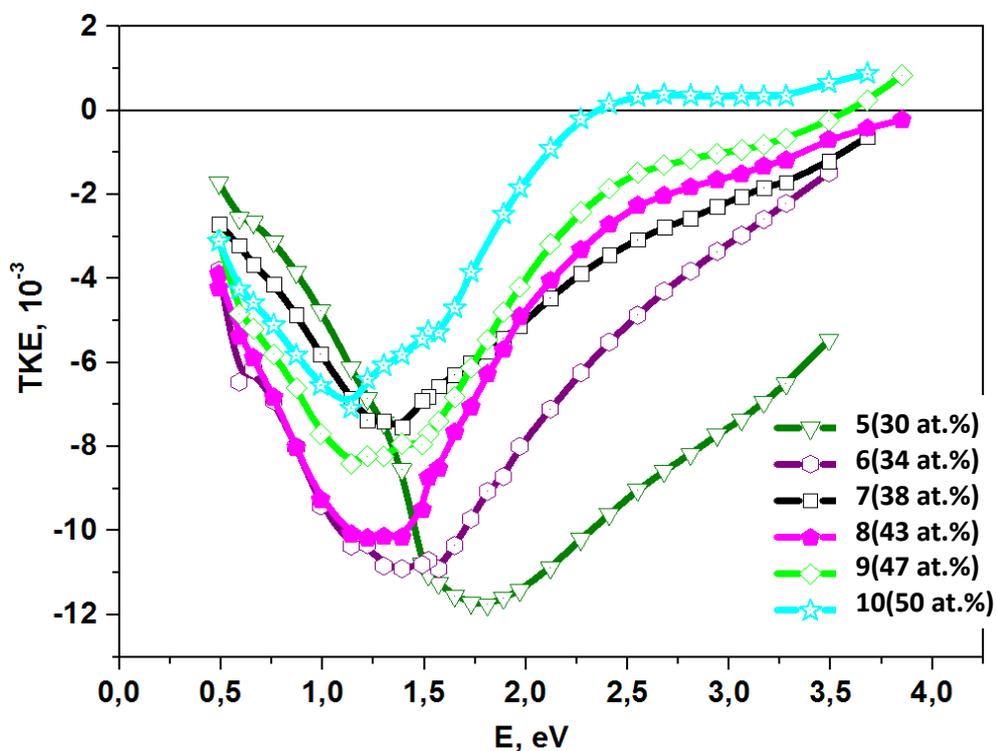
На рисунке 4.6 приведены спектры ЭЭК для образцов на стеклянной подложке в области концентраций магнитной фазы  $x \geq 30$  at.%.

Из приведенных кривых следует, что при  $x = 34$  at.% происходит изменение вида спектров ЭЭК. Эффект начинает уменьшаться в области энергий  $E > 1,57$  эВ, а максимум сдвигается в область  $\sim 1,45$  эВ. Сдвиг максимума ЭЭК

совпадает с началом формирования нанокристаллов гексагональной симметрии. Полевые зависимости ЭЭК становятся более магнитожесткими (рисунок 4.7).



**Рисунок 4.5. Зависимость  $H_c$  от концентрации ферромагнитной компоненты для композитов на подложках из стекла.**



**Рисунок 4.6. Спектральные зависимости ЭЭК композитов с концентрациями металлической фазы  $x \geq 30$  at.% на подложках из стекла**

Дальнейшее увеличение концентрации магнитной фазы приводит при  $x=38\text{at.}\%$  к резкому уменьшению величины МО эффекта и дальнейшему смещению максимума ЭЭК в сторону меньших энергий. Такое поведение можно связать с зарождением нанокристаллов на основе  $\alpha\text{-Fe}$ . В этой же области концентраций на рентгенодифрактограмме начинает проявляться линия, соответствующая  $\alpha\text{-Fe}$  (110). В образце  $x=43\text{ at.}\%$  в МО спектрах снова начинает расти эффект, и появляется максимум в области 1,25 эВ, что на рентгенодифрактограмме проявляется в росте одной самой интенсивной линии  $\alpha\text{-Fe}$  (110), как в сплаве CoFe.

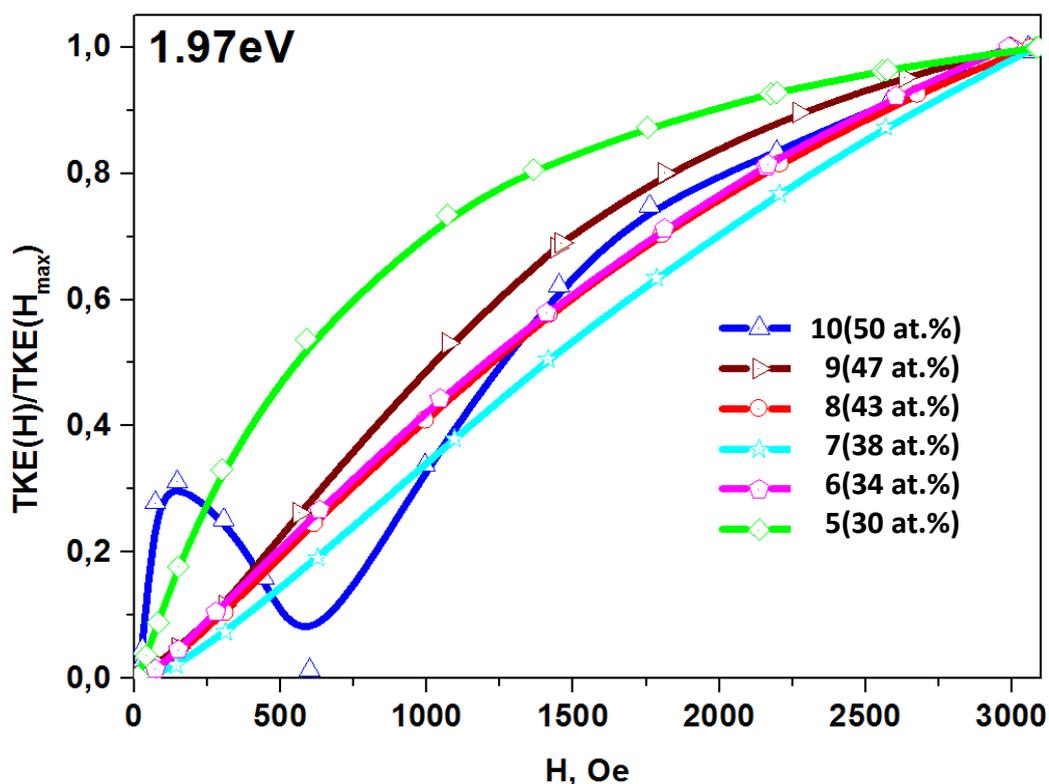
С ростом содержания в композите сплава до  $x=47\text{-}51\text{ at.}\%$  происходит и дальнейшая трансформация вида магнитооптических спектров: величина МО эффекта уменьшается, максимум спектра смещается в сторону меньших энергий.

На рисунке 4.7 представлены нормированные зависимости модуля величины ЭЭК от напряженности магнитного поля для образцов с концентрациями металлической фазы  $x \geq 30\text{ at.}\%$ .

Для образцов с максимальной концентрацией ( $x=50\text{ at.}\%$ ) мы наблюдаем аномальную полевую зависимость, свидетельствующую о существовании двух магнитных фаз: чистой металлической компоненты и окисленной. Об этом свидетельствует уменьшение  $H_C$  на рисунке 4.5.

Несмотря на то, что мы рассматриваем нанокompозит в бескислородной матрице, методом рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии было установлено присутствие кислорода как на поверхности, так и внутри композита. По мнению [21], кислород расположен на межзеренных границах и, таким образом, при формировании композитов поверхность металлических гранул оказывается окисленной, что является следствием диффузии кислорода с поверхности по межфазным границам, которые в нанокompозитах занимают существенную часть объема материала; при этом кобальт и железо сильно окислены во всех образцах.

Конкуренция вкладов в МО отклик от основной и окисленной магнитной фазы приводит к аномальной полевой зависимости.



**Рисунок 4.7. Нормированные полевые зависимости ЭЭК для образцов с концентрациями ферромагнитной компоненты  $x \geq 30$  at.% на подложках из стекла.**

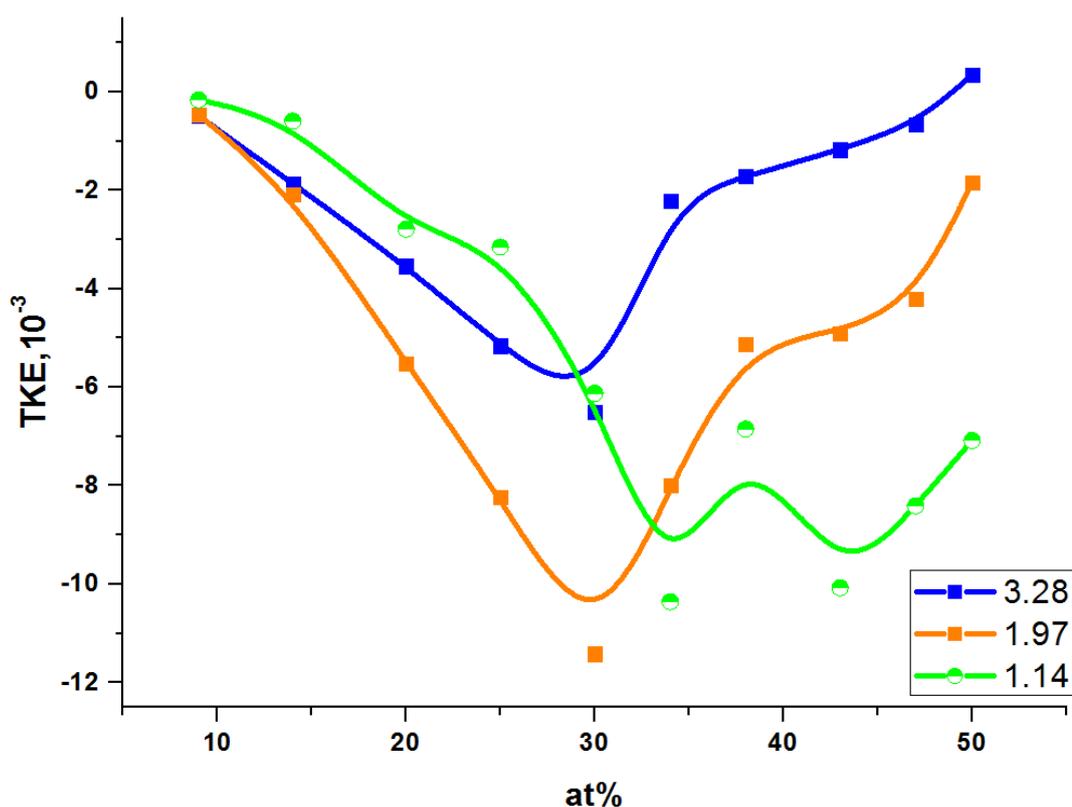
На рисунке 4.8 представлены концентрационные зависимости ЭЭК для нанокompозитов  $(Co_{45}Fe_{45}Zr_{10})_x(MgF_2)_{100-x}$  при значениях энергии 1,14 эВ, 1,97эВ и 3,28 эВ.

В отличие от нанокompозитов с аморфными гранулами в оксидных матрицах, где максимум на концентрационных зависимостях ЭЭК, соответствующий порогу магнитной перколяции наблюдался в ближней ИК области спектра [4], в изучаемых нанокompозитах с матрицей  $MgF_2$  этот максимум при  $X_c$  наиболее ярко выражен в видимой области спектра при значениях энергии 1,97 эВ и 3,28 эВ.

Более сложное поведение концентрационных зависимостей ЭЭК наблюдается в ближней ИК области спектра.

При энергии 1,14 эВ можно выделить перегиб в области  $x_c$  и два максимума, соответствующие фазовому переходу из аморфной фазы в нанокристаллическую гексагональную фазу на основе  $\alpha$ -Co ( $x=34$  at.%) и особенность в области концентраций  $38 \text{ at.}\% \leq x \leq 47 \text{ at.}\%$ , при которой происходит перестройка кристаллической структуры CoFeZr, от гексагональной плотноупакованной к объемноцентрированной кубической решетке на основе  $\alpha$ -Fe.

Особенности, связанные с фазовыми структурными переходами в магнитных гранулах, слабее выражены на концентрационных зависимостях ЭЭЖ в видимой области спектра.

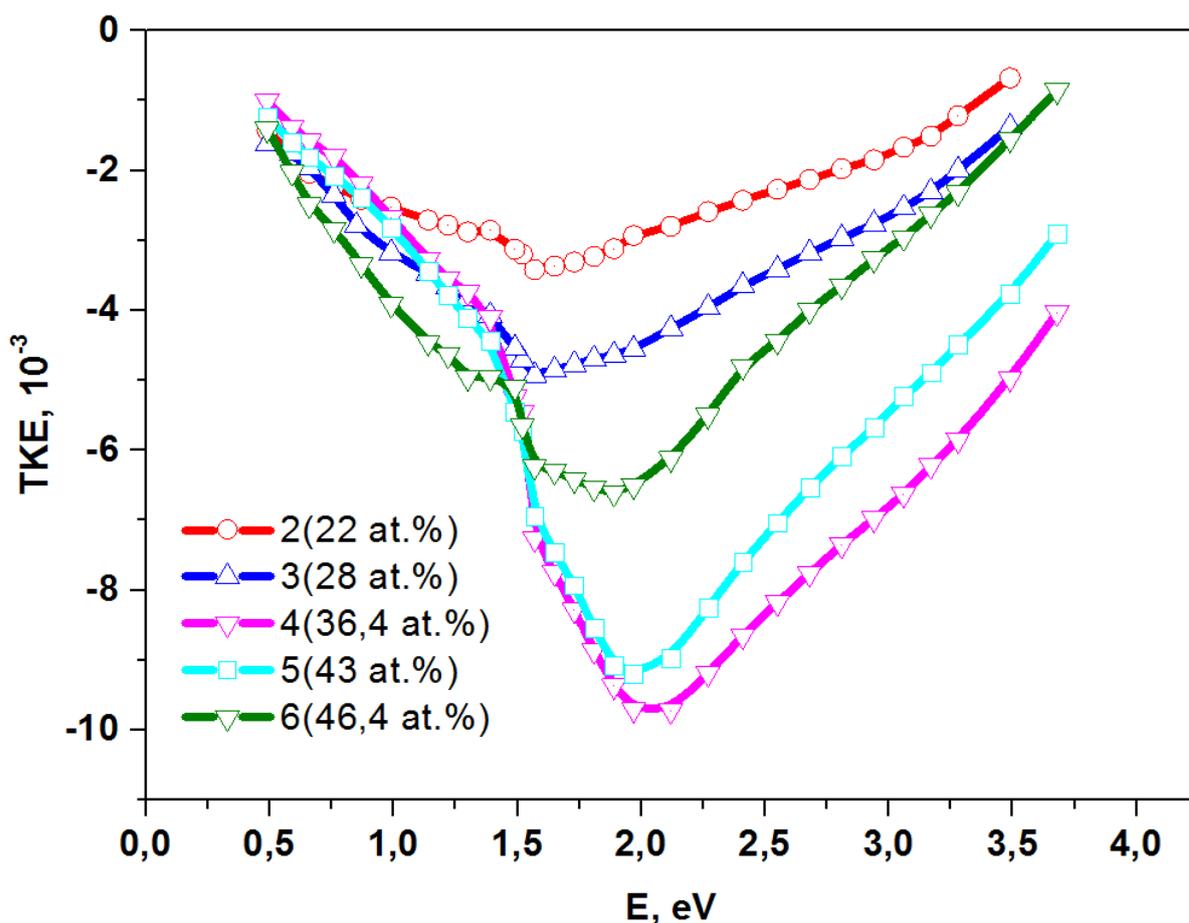


**Рисунок 4.8. Концентрационные зависимости ЭЭЖ для нанокompозитов  $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{MgF}_2)_{100-x}$  на подложках из стекла при различных значениях энергии падающего излучения**

Концентрационные зависимости ЭЭЖ хорошо коррелируют с результатами, полученными при рентгеноструктурных исследованиях.

### 4.3. Результаты МО исследований нанокomпозитов $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{MgF}_2)_{100-x}$ на ситалловых подложках

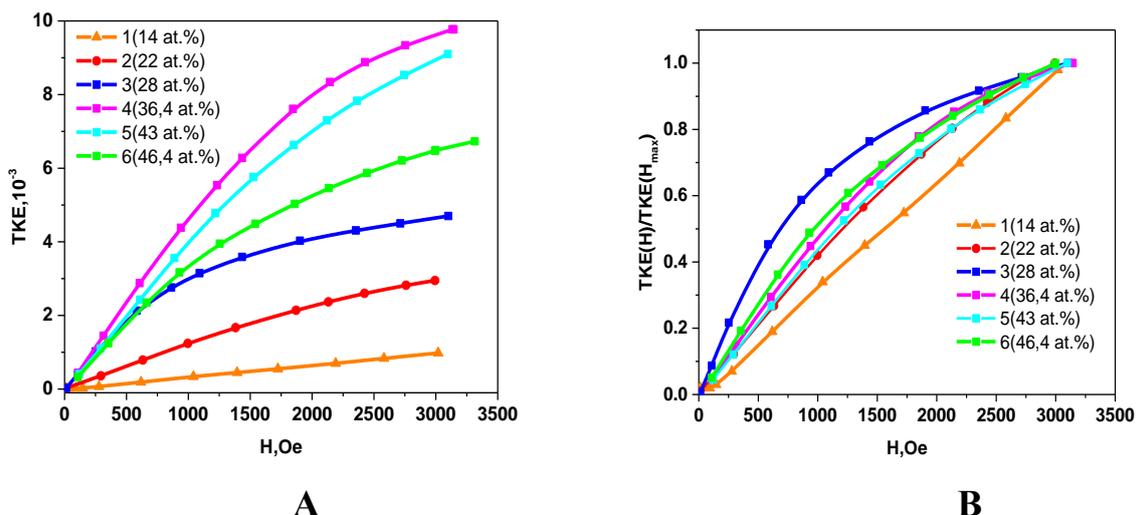
На рисунках 4.9 и 4.10 приведены спектральные и полевые зависимости ЭЭК для образцов на ситалловой подложке при различных концентрациях ферромагнитной фазы.



**Рисунок 4.9. Спектральные зависимости ЭЭК композитов на ситалловой подложке при различных концентрациях ферромагнитной фазы.**

Из полевых характеристик следует, что в области концентраций  $x < 28$  at.% магнитные частицы  $\text{CoFeZr}$  находятся в суперпарамагнитном состоянии. С ростом  $X$  появляется нелинейная зависимость ЭЭК от магнитного поля, но кривые ЭЭК(H) не насыщаются в полях до  $3\text{кОе}$ .

При сравнении спектральных зависимостей ЭЭК нанокomпозитов на стеклянной и ситалловой подложках видны их существенные различия (рисунок 4.11).



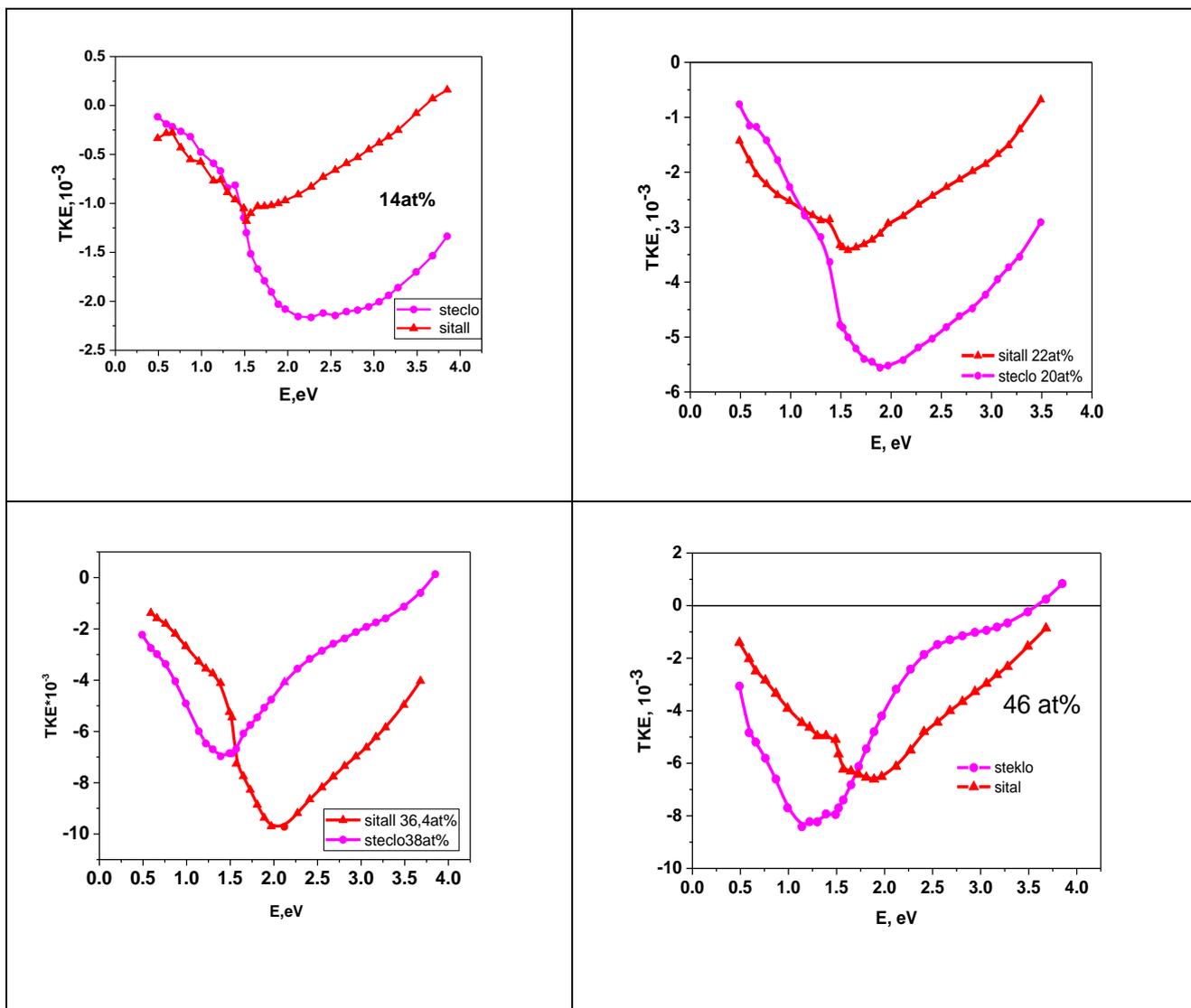
**Рисунок 4.10. Зависимости модуля величины ЭЭК от напряженности магнитного поля (А) и нормированные полевые зависимости (В) для образцов с различными концентрациями металлической фазы на подложках из ситалла**

В области концентраций  $x < 30$  at.% у нанокompозитов на ситалловой подложке величина ЭЭК в области энергий  $E > 1,5$  эВ примерно в два раза меньше, чем у нанокompозитов на стекле.

Положение максимальных значений эффекта и тенденции их изменения с ростом концентрации  $X$  также различны. Для нанокompозитов на стекле широкий максимум в области 2,0 – 3,0 эВ (14 at.%) с ростом  $X$  постепенно сдвигается в область 1,25 эВ (47 at.%). Для нанокompозитов на ситалле для 14 at.% мы видим максимум в области  $\sim 1,5$  эВ, который сдвигается к 2,0 эВ для  $x = 36,4$  at.%, а для  $x = 46$  at.% мы видим максимум в области 1,9 эВ и второй локальный максимум в области  $\sim 1,3$  эВ.

Различие в спектральных зависимостях ЭЭК для нанокompозитов  $(Co_{45}Fe_{45}Zr_{10})_x(MgF_2)_{100-x}$  на подложках из стекла и ситалла свидетельствует о том, что процессы самоорганизации в нанокompозитах на разных подложках различаются. Материал и структура подложки (стекло - аморфная, ситалл - кристаллическая) влияют на процессы формирования нанокристаллов CoFeZr с ростом концентрации  $x$ . Отсутствие формирования большого максимума в

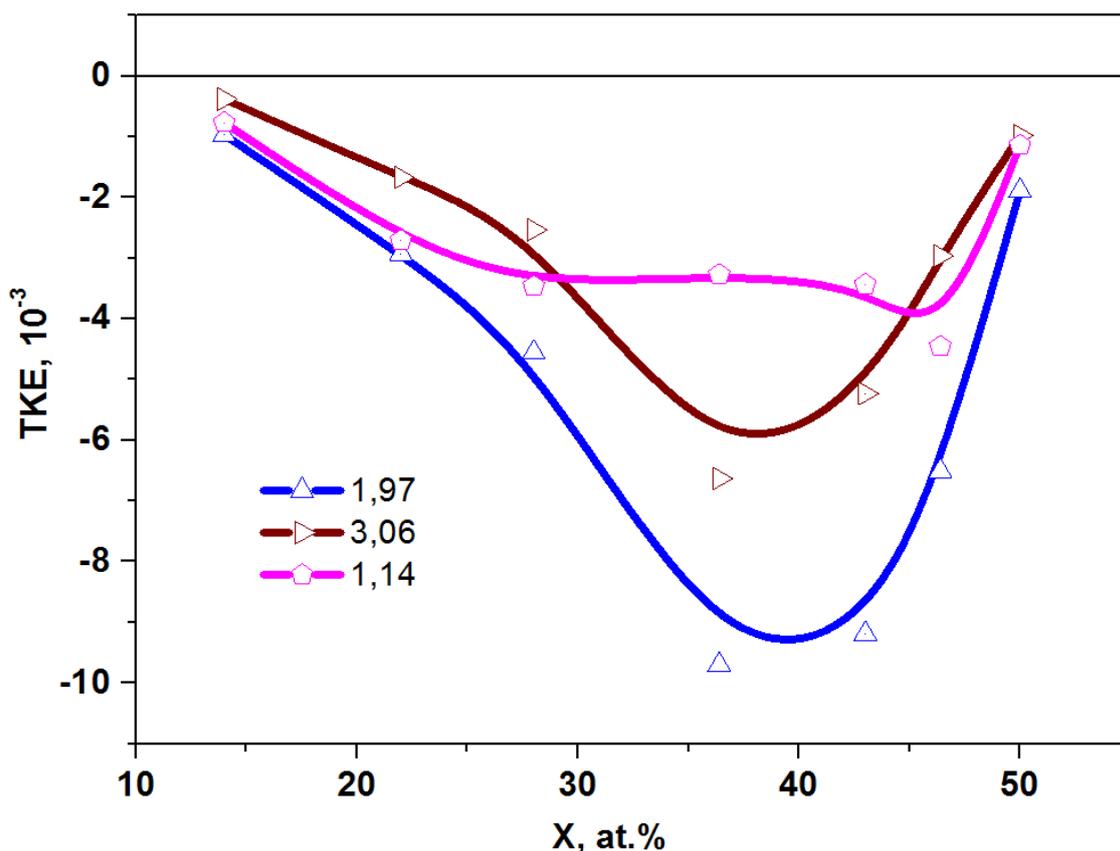
спектрах ЭЭК в области энергий  $\sim 1,2$  эВ с ростом  $x$  до 50 at.% свидетельствуют о том, что в нанокompозитах на ситалле процессы перестройки нанокристаллов  $\text{CoFeZr}$  от гексагональной плотноупакованной структуры на основе  $\text{Co}$  к кубической ОЦК структуре на основе  $\alpha$ -железа с ростом  $X$  слабее, чем в нанокompозитах на стекле.



**Рис.4.11 Сравнение спектральных зависимостей ЭЭК для нанокompозитов  $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{MgF}_2)_{100-x}$  на подложках из стекла и ситалла, при разных концентрациях  $X$ .**

Это хорошо видно и при сравнении концентрационных зависимостей ЭЭК для нанокompозитов на подложках из стекла рисунок 4.8 и ситалла рисунок 4.12.

На рисунке 4.12 виден один максимум в области  $x=36,4-43$  at.% для энергий 1,97 и 3,17 эВ, связанный с формированием нанокристаллов сплава CoFeZr гексагональной сингонии. Для энергии 1,14 эВ наблюдается широкий размытый максимум в области концентраций  $x=28-46$  at.% с небольшим локальным максимумом при  $x=46$  at.% в области перестройки к кубической ОЦК структуре на основе  $\alpha$ -железа.



**Рисунок 4.12. Концентрационные зависимости ЭЭК для нанокомпозитов  $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{MgF}_2)_{100-x}$  на ситалловой подложке при различных значениях энергии падающего излучения.**

Полученные результаты магнитооптических исследований показывают, что процесс формирования нанокристаллов сплава CoFeZr в пленочных композитах  $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{MgF}_2)_{100-x}$  в зависимости от содержания металлической компоненты в бескислородной диэлектрической матрице зависит от материала и структуры подложки.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Впервые исследованы магнитооптические свойства нанокомпозитов  $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{MgF}_2)_{100-x}$  с полиэлементной ферромагнитной фазой в бескислородной диэлектрической матрице из фторида магния на подложках из стекла и ситалла.

В результате для нанокомпозитов на стеклянных подложках установлено, что при концентрации  $x \leq x_c$  (30 at.%) МО спектры композитов с бескислородной матрицей ведут себя аналогично композитам с матрицей на основе оксидных диэлектриков с аморфными гранулами. С ростом концентрации наблюдаются особенности в поведении МО характеристик. При этих же концентрациях наблюдаются особенности и в структурных свойствах.

Методами МО спектроскопии выявлены особенности, соответствующие фазовым структурным переходам в магнитных гранулах при переходе от аморфного сплава  $\text{CoFeZr}$  к нанокристаллическому сплаву  $\text{CoFeZr}$  на основе гексагональной решетки  $\alpha\text{-Co}$  при  $x \sim 34$  at.%, и при перестройке нанокристаллов  $\text{CoFeZr}$  от гексагональной плотноупакованной к кубической объемноцентрированной структуре при формировании нанокристаллов на основе  $\alpha\text{-железа}$  в интервале  $38 \text{ at.}\% \leq x \leq 47 \text{ at.}\%$ .

Методами МО спектроскопии выявлено различие в поведении МО отклика в композитах на подложках из стекла и ситалла.

При совместном анализе спектральных, полевых и концентрационных зависимостей ЭЭК и рентгенодифрактограмм образцов нанокомпозитов на разных подложках установлено, что процессы самоорганизации при росте нанокомпозитов с увеличением  $x$  идут по-разному и зависят от материала и структурного состояния подложки.

## **БЛАГОДАРНОСТЬ**

**Автор выражает огромную благодарность своему научному руководителю профессору Елене Александровне Ганьшиной за поставленную задачу, содержащую научную новизну, за внимание и интерес к моей работе. Автор благодарит ее за помощь в организации экспериментов, за полезные советы при измерениях образцов и помощь в обработке результатов.**

**Автор благодарен всем сотрудникам кафедры магнетизма за доброжелательность, профессионализм и поддержку в ходе обучения.**

## СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Золотухин И.В., Калинин Ю.Е., Стогней О.В. Новые направления физического металловедения, изд. Воронежского ГУ, 2000
2. Михайловский Ю. О. и др. Аномальный эффект Холла в нанокompозитах  $(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{Al-O})_{100-x}$  // ЖЭТФ, 2013, том 97, вып. 8, с. 544 – 548
3. Буравцова В.Е., Ганьшина Е.А., Гуцин В.С., Калинин Ю.Е., Пхонгхирун С., Ситников А.В., Стогней О.В., Сырьев Н.Е. Гигантское магнитосопротивление и магнитооптические свойства гранулированных нанокompозитов металл-диэлектрик// Известия Академии Наук, серия физическая, Т67, №7, с.918-920, 2003.
4. Ганьшина Е.А. и др. Эволюция оптических и магнитооптических свойств нанокompозитов аморфный метал-диэлектрик. // ЖЭТФ, 2004, т.125 (5), 1172-1183
5. Гриднев С. А., Калинин Ю. Е., Ситников А. В., Стогней О. В. Нелинейные явления в нано- и микрогетерогенных системах – М.; БИНОМ, 2015.
6. Nobukiyo Kobayashi, Shigehiro Ohnuma, Tsuyoshi Masumoto, and Hiroyasu Fujimori. (Fe–Co)–(Mg-fluoride) insulating nanogranular system with enhanced tunnel-type giant magnetoresistance. J. Appl. Phys. – 2001. –P. 4159-4162.
7. Rylkov V V, Nikolaev S N, Chernoglazov K Y, Demin V A, Sitnikov A V, Presnyakov M Y, Vasiliev A L, Perov N S, Vedeneev A S, Kalinin Y E, Tugushev V V, Granovsky A B (2017), Tunneling anomalous Hall effect in the nanogranular CoFe-B-Al-O films near metal-insulator transition, Phys. Rev. B, vol. 95, 144402,
8. Elena Alexandrovna Gan'shina , Alexander Granovsky, Dmitriy Shevyakov, Alexander Sitnikov, Erkki Lahderanta, and Vladimir Rylkov. Magneto-Optical Spectroscopy of  $(\text{CoFeB})_x - (\text{Al-O})_{100-x}$  Nanocomposites: Evidence of Superferromagnetism. IEEE Magnetics Letters, Volume 11 (2020)
9. Кринчик Г.С., Физика магнитных явлений, М. 1985

10. Кринчик Г.С., Никитин Л.В. Магнитооптическое исследование ферромагнитных катализаторов, ФТТ. т.20. вып.8 (1978).
11. Кринчик Г.С., Никитин Л.В., Касаткина О.В., Магнитооптические эффекты при диффузном отражении света. // Оптика и спектроскопия. - 1983. - Vol. 54, N 1. - С. 132-135
12. Виноградов А.Н., Ганьшина Е.А., Гуцин В.С., Демидович В.М. и др. Новые магнитные материалы микроэлектроники (2001).
13. Калинин Ю.Е., Неретин П.В., Самцова Н.Л., Ситников А.В.// Электрические свойства аморфных композиционных пленок. Техника машиностроения 1998, т. 17, №3, с.121-123
14. Gan'shina E., Aimuta K., Granovsky A., Kochneva M., Sherbak P., Vashuk M., Nishimura K. and Inoue M. Optical and magneto-optical properties of magnetic nanocomposites FePt-SiO<sub>2</sub>. J. Appl. Phys. 2004, **95**, 11, 6882-6884
15. Dongsheng Yao, Shihui Ge, Bangmin Zhang, Huaping Zuo, Xueyun Zhou. J. Appl. Phys. 103, 113901 (2008). DOI: 10.1063/1.2932076
16. Алешников А. А., Калинин Ю. Е., Ситников А. В., Извеков А. А., Солдатенко С. А. Электрические свойства нанокompозитов металл-углерод – УДК 539.216.2:536.425.001.57
17. Гаршин В.В. Магнитооптические свойства нанокompозитов ферромагнитный металл-углерод. Магистерская диссертация. 2017
18. Gan'shina E., Garshin V., Perova N., Zykov G., Aleshnikov A., Kalinin Yu, Sitnikov A. Magneto-Optical Properties of Nanocomposites Ferromagnetic-Carbon. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, (2019), том 470, с. 135-138
19. Стогней О.В., Калинин Ю.Е., Ситников А.В. Физика металлов и металловедение. 91, 21 (2006).
20. Ивков С.А. Влияние относительного содержания металлической и диэлектрической компонент на фазовый состав и субструктуру нанокompозитов (Co<sub>45</sub>Fe<sub>45</sub>Zr<sub>10</sub>)<sub>x</sub>(MgF<sub>2</sub>)<sub>100-x</sub>. Тезисы Ломоносов 2019

21. Домашевская Э.П. и др. Особенности формирования нанокристаллов сплава CoFeZr в пленочных композитах  $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{MgF}_2)_{100-x}$  в зависимости от содержания металлической компоненты в бескислородной диэлектрической матрице. (2020) (послано в печать)
22. M.E. Thomas, S.K. Anderson, T.M. Cotter, K.T. Constantikes, *Infrared Phys. Technol.* 39 (1998) 213.