

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

Физический факультет

Кафедра общей физики

**МАГНИТООПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
НАНОМУЛЬТИСЛОЙНЫХ СТРУКТУР
НАНОКОМПОЗИТ-ПОЛУПРОВОДНИК**

Дипломная работа студента 6 курса
физического факультета МГУ
Волконского Д.А.

Научный руководитель:
доктор физ.- мат. наук
в.н.с. Ганьшина Е.А.
м.н.с. В.Е. Буравцова

Допущен к защите
« » декабря 2010 года
зав. кафедрой общей физики
профессор Салецкий А.М..

Москва 2010

СОДЕРЖАНИЕ.

1. Введение.....	2
2. Литературный обзор.....	4
3. Методика эксперимента и описание экспериментальной установки.....	24
4. Образцы.....	27
5. Экспериментальные результаты и обсуждения.....	31
6. Выводы.....	45
7. Список литературы.....	46

1. ВВЕДЕНИЕ.

Многослойные наноструктуры представляют слоистые композиции (пленки, фольги, покрытия), состоящие из чередующихся наноразмерных слоев различных материалов, с толщиной слоев менее 100 нм и количеством слоев до нескольких тысяч. В качестве компонентов слоев, в таких системах, может использоваться широкий круг материалов: металлы и сплавы, полупроводниковые материалы, диэлектрики.

Благодаря особенностям строения (ультрамалой толщине слоев, возможности плотного сопряжения слоев из различных материалов, большому количеству слоев), такие наносистемы являются уникальным классом материалов, сочетающим в себе качества слоистых систем и специфические свойства нанообъектов. Вследствие этого многие типы многослойных наноструктур обнаруживают уникальные магнитоэлектрические, механические, теплофизические и др. свойства, благодаря которым они представляют исключительный интерес для микроэлектроники.

Необычные магнитные, транспортные и оптические свойства некоторых слоистых наноструктур ферромагнетик–немагнитный материал с толщиной слоев от единиц до десятков ангстрем вызывают повышенный интерес, который возник после того, как в многослойной структуре Fe/Cr было обнаружено осциллирующее по знаку эффективное обменное взаимодействие, сложным образом зависящее как от толщины антиферромагнитной прослойки, так и от качества интерфейса. Внимание к магнитным наноструктурам усилилось после открытия в Fe/Cr и ряде других структур эффекта гигантского магнитосопротивления, активное изучение которого привело к развитию нового направления физики твердого тела – спинтроники.

В материалах для спинтроники мы должны управлять не только зарядом носителя, но и его спином. Одной из возможностей соединить в одном материале полупроводниковые и магнитные свойства это создание мультислойных систем ферромагнитный металл – полупроводник.

Физические свойства наномультислойных систем, где толщина слоев порядка нескольких нанометров сильно зависят от свойств интерфейса и процессов диффузии на границе раздела разнородных фаз, приводящих к образованию соединений металл-полупроводник. Для уменьшения влияния интерфейса было предложено использовать в качестве ферромагнитного слоя композит - металл-диэлектрик, состав которого находится до порога перколяции, когда наноразмерные гранулы, хаотически распределенные в изолирующей матрице, не имеют непосредственного контакта друг с другом. Подобная структура позволяет, с одной стороны свести к минимуму влияние контактов гранул

соседних слоев на макроскопические свойства системы, а с другой стороны наличие барьерного диэлектрического слоя уменьшает процессы образования соединений на интерфейсе композит-полупроводник.

Для изучения таких систем значительный интерес представляют оптические и магнитооптические методы исследования, так как они чувствительны к изменениям магнитной и электронной структур, к механизмам рассеяния, к характерным размерам, форме и топологии нанонеоднородностей. На это указывают выполненные в последнее время исследования оптических и МО спектров мультислойных и гранулированных систем [1-8], которые выявили многочисленные особенности линейного и нелинейно-оптического МО эффекта Керра и ряда других свойств. Например, при исследовании многослойной системы $[\text{Co}(x)/\text{SiO}_2(y)]_n$ [3] в районе 3 эВ было зафиксировано увеличение амплитуды МО эффекта примерно в 5 раз по сравнению с соответствующим значением для массивного Co и в 50 раз по сравнению с величиной эффекта для пленки однородного Co такой же толщины.

Целью настоящей работы было исследование зависимости магнитооптических свойств наномультислойных структур нанокompозит – полупроводник $[(\text{CoFeZr})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}-(\alpha\text{-SiH})]_n$ от концентрации магнитной составляющей в нанокompозите и от толщины магнитного и полупроводникового слоев,

2. ЛИТЕРАТУРНЫЙ ОБЗОР.

1.1 Многослойные системы.

Значительные успехи в получении и исследовании тонких металлических пленок, достигнутые в конце XX века, привели к открытию целого ряда новых явлений, исследование которых остается актуальным и в настоящее время. Развитие технологий позволило синтезировать совершенно новые многокомпонентные материалы с контролируемыми свойствами. Наноструктуры могут состоять из чередующихся квантовых слоев или квантовых точек. Наиболее известным эффектом, обнаруженным в металлических слоистых структурах, является эффект гигантского магнитосопротивления (Giant Magnetoresistance – GMR), обусловленный спиновой зависимостью рассеивания электронов проводимости от типа магнитного упорядочения смежных слоев в пленке. Исследование причин указанного явления и его механизмов породило семейство новых материалов с широкими потенциальными возможностями практического применения: структуры с магнитным туннельным переходом (Magnetic Tunnel Junction – MTJ), спиновые вентили, спиновые нанотранзисторы и др. Одним из вариантов использования преимуществ спинзависимого туннелирования является применение туннельных контактных переходов, которые представляют собой два тонких (единицы нанометров) металлических слоя, разделенных диэлектрической прослойкой соизмеримой толщины.

Существует два типа магнитных гранулированных сплавов “ферромагнитный (FM) металл - немагнитный металл” и “FM 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 (ТМС) и гигантский Холл эффект. В этом типе существует некоторое критическое содержание металла, называемое порогом перколяции, выше которого сплав обладает металлическими свойствами. Ниже порога перколяции проводимость композита определяется туннельными переходами электронов между отдельными гранулами, поэтому такое магнитосопротивление и называется туннельным.

Как уже, упоминалось во введении, сейчас большой интерес проявляется к исследованиям мультислойных систем ферромагнитный металл-полупроводник. Для исследования изменений взаимодействия ферромагнитных пленок через металлические и полупроводниковые прослойки авторами [9] методом молекулярной эпитаксии в сверхвысоковакуумных условиях была получена трехслойная структуры $Fe/Si/Fe$ (Рисунок 1).

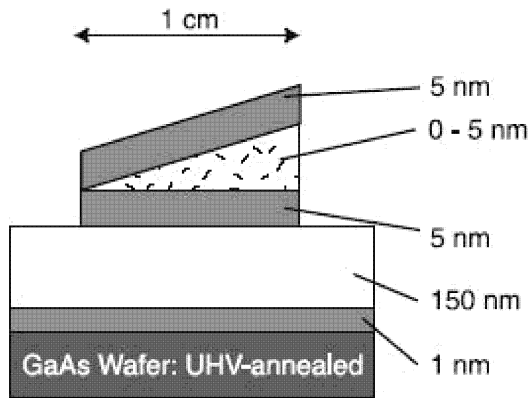


Рисунок 1 – Структура образца $Fe/Si/Fe$

На Рисунок 2 показан поперечный разрез, сделанный с помощью просвечивающей электронной микроскопии (Transmission Electronic Microscopy – TEM) этой структуры $Fe/Si/Fe$ с номинально чистым промежуточным слоем Si толщиной 5 нм. Трехслойная структура $Fe/Si/Fe$ закрыта дополнительным слоем Si для защиты. Видно, что поверхности раздела Fe/Si и Si/Fe структуры $Fe/Si/Fe$ являются резкими, исключая возможность заметной взаимной диффузии. Для исследования магнитных характеристик образцов методом ионно-лучевого распыления получена многослойная структура $Co/Al_2O_3/Co/NiFe$ рисунок 3. Структура получена непосредственно на подложке $Si(100)/SiO_2$ при комнатной температуре.

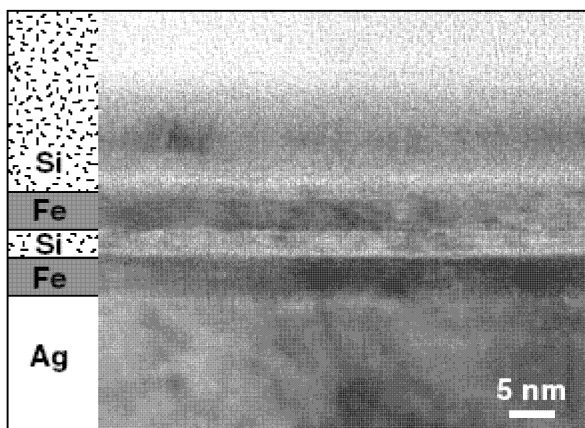


Рисунок 2 – Изображение TEM сечения $Fe/Si/Fe$ трехслойной структуры закрытой толстой защитной пленкой Si . Прослойка Si видна как светло серая полоса с острыми границами к смежному Fe слою

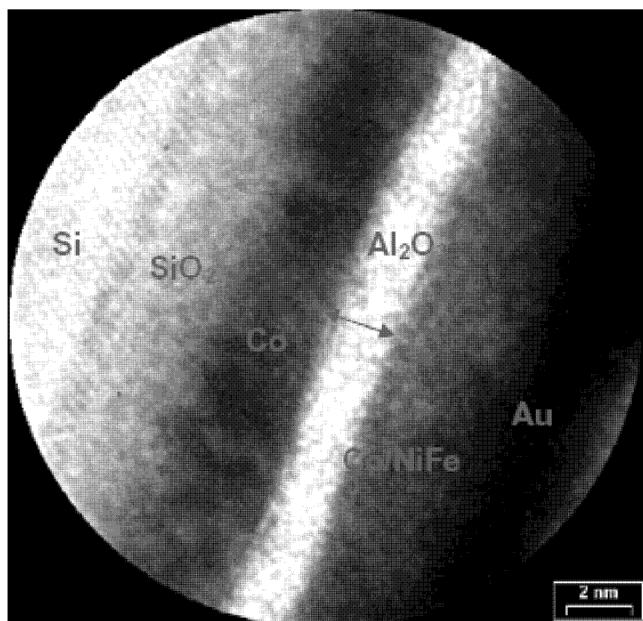


Рисунок 3– Изображение ТЕМ сечения многослойной структуры $Si / SiO_2 / Co (6 \text{ нм}) / Al_2O_3 (2 \text{ нм}) / Co (1 \text{ нм}) / NiFe (5 \text{ нм}) / Au (3 \text{ нм})$

Барьер Al_2O_3 не представлен дефектами, такими как пиноли и имеет толщину 2 нм. Интерфейс Co / Al_2O_3 и $Al_2O_3 / CoNiFe$ имеет слабую шероховатость, а граница раздела SiO_2 / Co не является четкой, что наводит на мысль о возможной диффузии частиц Co в прослойку SiO_2 . Среднее значение шероховатости, измеренное с помощью атомного силового микроскопа (Atomic Force Microscopy – AFM) на интерфейсе $Si / SiO_2 / Co (6 \text{ нм})$ и $Si / SiO_2 / Co (6 \text{ нм}) / Al_2O_3 (2 \text{ нм})$ составляет значение менее 0.2 нм, что также согласуется с картиной ТЕМ исследования.

При рассмотрении многослойных систем стоит выделить тип, представляющий собой комбинацию обычных многослойных структур и гранулированных композитов. Такая система представляет собой многослойный сэндвич, каждый слой которого состоит из металлических гранул, разделенных между собой изоляционной матрицей [10],[9]. На рис.4 представлена микрофотография поперечного сечения гранулированной многослойной композиции $[(Co (1.5 \text{ нм}) / SiO_2 (5 \text{ нм}))]_6$, полученной диодным распылением мишени Co и высокочастотным распылением мишени SiO_2 . Давление аргона в процессе распыления составляло ~ 2 Торр. Толщина слоев изменяется от 1.5 до 2 нм – для Co прослойки, и от 3.5 до 5 нм – для прослойки SiO_2 при общем количестве бислоев 15–20.

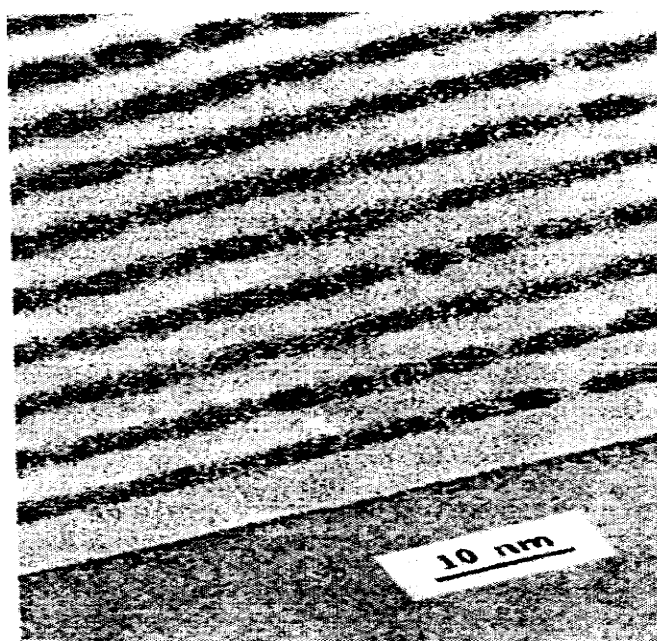


Рисунок4. – Микрофотография ТЕМ поперечного сечения гранулированной многослойной композиции $[(Co (1.5 \text{ нм}) + SiO_2 (5 \text{ нм})) / Si]_{16}$: аморфный SiO_2 – светлый контраст, а кристаллический Co – темный контраст

Хотя каждый металлический слой и состоит из гранул, многослойная структура, тем не менее, остается и легко прослеживается даже при большом числе повторений слоев. Поскольку металлические слои являются гранулированными, толщина металлических гранул (2.5 нм) значительно больше, чем номинальная толщина композита (1.5 нм), тогда как толщина изоляционного слоя ниже, чем его номинальная толщина. Изоляционная матрица SiO_2 (светлый контраст) является аморфной. Малые кобальтовые гранулы (темный контраст) представляют собой монокристаллы с ГЦК решеткой (а не ГПУ, как в массивном кобальте). Большие гранулы могут быть поликристаллами.

Если сравнить свойства одиночного туннельного контактного перехода (спинового вентиля) и многослойных гранулированных пленок, то существенным преимуществом последних является уменьшение влияния металлических точек соприкосновения (так называемых пинолей) через изолятор. В переходах типа металл–изолятор–металл единичная точка соприкосновения (пиноль) через изоляционный барьер создает круговой ток, что делает такой переход неработоспособным. В гранулированных многослойных пленках пиноли (точки соприкосновения) могут быть у нескольких гранул,

однако они, тем не менее, остаются изолированными внутри изоляционного слоя и не оказывают сильного влияния на проводимость. Схематическое представление такой ситуации показано на рисунке 5. Наряду с несколькими имеющимися пинолями в структуре пленок остаются прерывистые (не сплошные) пути для движения электронов от нижнего слоя до верхней части структуры, если ток протекает именно в этом направлении. Электроны проводимости вынуждены туннелировать из одного слоя в другой или внутри слоя. Следовательно, спинзависимое туннелирование приводит к отрицательному магнитосопротивлению даже при наличии конечной плотности пинолей (пробоя).

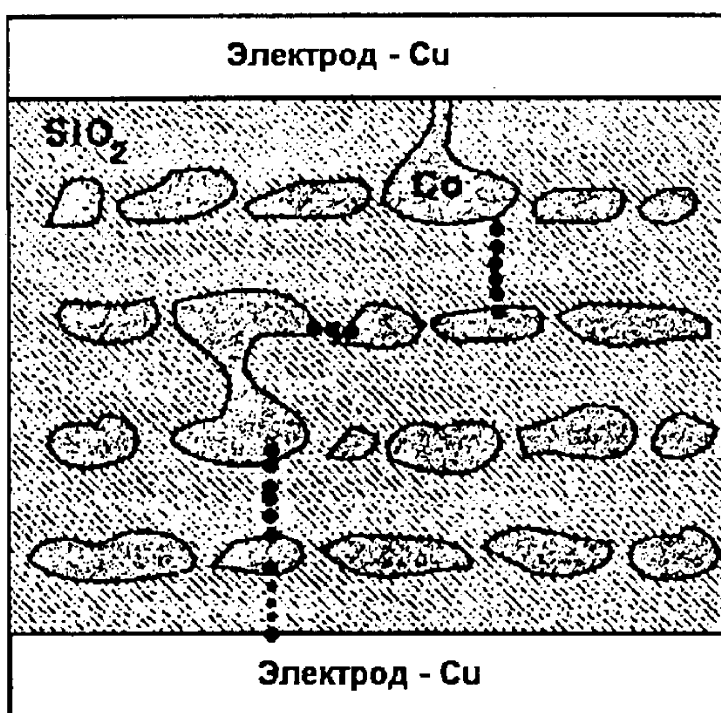


Рисунок 5. – Схематическое представление поперечного сечения гранулированных многослойных структур Co/SiO_2 . Точки изображают наиболее предпочтительный путь для электронов проводимости

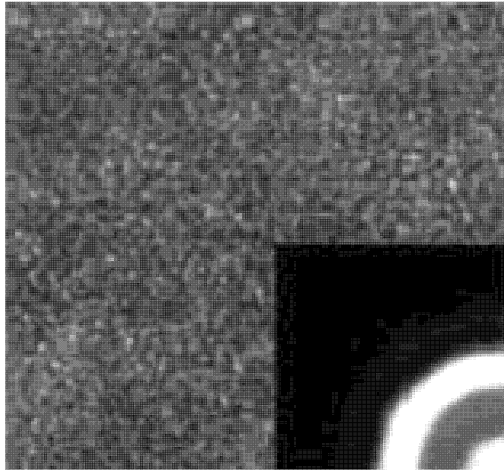
В работе [11] авторы исследовали образцы, полученные методом ионного высокочастотного распыления при остаточном давлении в вакуумной камере 10^{-6} Торр и давлении рабочего газа (Ar) 10^{-4} Торр. Слоистые структуры формировались путем последовательного осаждения Co и немагнитных материалов (Si , Cu) на кремниевые подложки, покрытые буферным слоем SiO_2 . Номинальная толщина слоев задавалась

временем напыления по известным скоростям осаждения соответствующих материалов, которые были определены в результате специального эксперимента и составляли 0.7, 0.03 и 0.1 нм/с для Co , Si и Cu соответственно. Структурное состояние пленок контролировалось с помощью электронного микроскопа на специальных образцах, осажденных на $NaCl$.

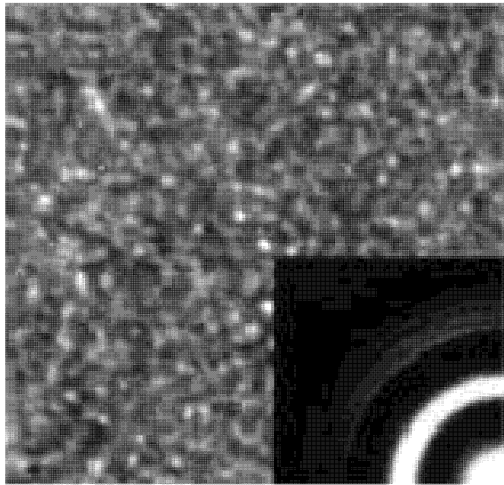
Основным приемом, использованным в работе [11] для исследования роли прилегающего Si в модификации магнитных свойств тонких слоев Co , было выбрано варьирование толщины слоистых составляющих в пленках типа $[Co/Si]_n$. Толщина слоев кобальта (L_{Co}) изменялась в пределах 2-80 нм, толщина прослоек кремния (L_{Si}) – в пределах 0.3-10 нм. При этом суммарная толщина магнитной составляющей в различных образцах поддерживалась на одном уровне, а количество периодов n в слоистой структуре соответствующим образом изменялось. Тем самым создавалась возможность для анализа свойств магнитных слоев малой толщины и сохранялась относительно большая величина магнитного момента образцов в целом.

Применение указанной тактики приводит в число действующих размерный фактор, т. е. возможность непосредственного влияния толщины на магнетизм слоев Co . Для его вычленения предварительно было проведено сравнение свойств серии пленок $[Co/Si]_n$ с пленками $[Co/Cu]_n$, полученными в идентичных условиях. Известно, что кобальт и медь не образуют интерметаллических соединений и обладают крайне низкой взаимной растворимостью [12]. Это позволяет предполагать, что в пленках $[Co/Cu]_n$ основной причиной изменения свойств слоев Co с толщиной должен быть именно размерный фактор.

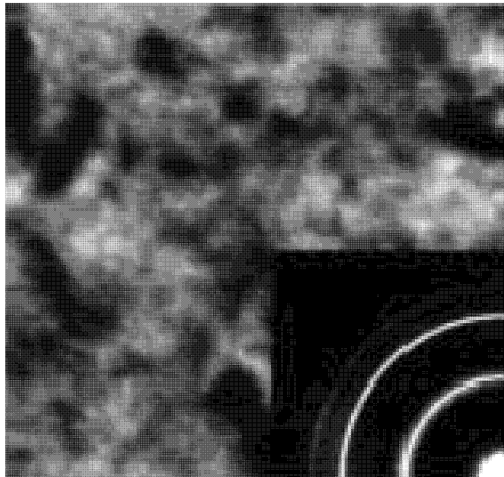
На рис.6 а) – 1 нм, б) – 3 нм, в) – 10 нм показаны типичные картины микроструктуры и дифрактограммы некоторых образцов $[Co/Si]_n$. Уже из сравнения приведенных микрофотографий следует, что с уменьшением толщины слоев Co от 10 нм до 1 нм многослойные пленки переходят из мелкокристаллического состояния (в), в состояние, близкое к аморфному (а).



а)



б)



в)

а) – 1 нм, б) – 3 нм, в) – 10 нм

Рисунок 6 – Картины микроструктуры и электронограммы пленок $[Co/Si(20)]_n$ с разной толщиной слоев Co

При этом набор дифракционных линий, которые довольно четко фиксируются в пленке с $Z_{Co} = 10$ нм, отвечает ГПУ кристаллической решетке Co . Уменьшение толщины слоев ведет к размытию дифракционных линий и вырождению их в гало, что является очевидным свидетельством аморфизации материала. Однако даже в очень тонких слоях сохраняются некоторые признаки кристаллической решетки Co . На это указывает расположение двух гало. Их средние линии соответствуют систематическим межатомным расстояниям 0.19 нм и 0.125 нм, т.е. присутствуют как раз в местах локализации двух систем дифракционных линий кристаллического Co . Материал прослойки (Si), по-видимому, находится в аморфном состоянии и не дает собственных дифракционных линий. В целом электронно-микроскопическое исследование показало некоторую неоднородность структурного состояния пленок $[Co/Si]_n$ по площади. Она проявляется в небольшом изменении соотношения диффузной и локализованной составляющих дифрактограмм в разных местах образцов.

Однако общая картина структурных превращений в объеме пленок при этом остается одинаковой. На некоторых дифрактограммах зафиксированы также отдельные линии малой интенсивности, которые не вписываются в структуру ГПУ Co . Это указывает на присутствие в пленках следов других кристаллических фаз. Потенциально их спектр относительно широк: окислы и силициды Co , а также сам кремний и его окислы. Однако, судя по интенсивности дифракционных рефлексов, побочные фазы занимают незначительный объем. Все это дает основание считать межслойные интерфейсы $Co-Si$ малопротяженными образованиями, которые, скорее всего, представляют собой аморфизированный двухкомпонентный твердый раствор.

1.2 Магнитооптические свойства ферромагнетиков.

Магнитооптические эффекты можно разделить на эффекты, наблюдаемые на проходящем через магнитный кристалл свете, и эффекты влияния намагничивания образца на отраженный от него свет. 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. Все другие МО эффекты являются следствием эффекта Зеемана и связаны с особенностями поляризации оптических переходов и с закономерностями распространения света в среде, обладающей дисперсией. Также вводится деление на продольные и поперечные эффекты в зависимости от геометрии распространения света относительно вектора намагниченности I_s . [13]

Различные магнитооптические эффекты должны быть связаны между собой, поскольку имеют единое происхождение. Обычно в феноменологической теории исходят из решения общих дифференциальных уравнений электромагнитного поля:

$$\begin{aligned} \operatorname{rot} \bar{H} &= \frac{1}{c} \frac{\partial \bar{D}}{\partial t}, \operatorname{div} E = 0 \\ \operatorname{rot} \bar{E} &= -\frac{1}{c} \frac{\partial \bar{B}}{\partial t}, \operatorname{div} D = 0 \end{aligned} \quad (1)$$

$$\text{и тензорных уравнений } \bar{D} = [\varepsilon] \bar{E}, \bar{B} = [\mu] \bar{H}$$

(2)

Конкретные свойства материальной среды задаются в макроскопической теории магнитооптических явлений видом тензоров $[\varepsilon]$ и $[\mu]$ (диэлектрической и магнитной проницаемости среды). Некоторые общие свойства этих тензоров для магнитоупорядоченного состояния вещества можно установить феноменологически. В простейшем случае изотропной среды или кубического кристалла тензоры диэлектрической и магнитной проницаемости представляют собой антисимметричные тензоры второго ранга с одной комплексной недиагональной компонентой. Если недиагональная компонента отлична от нуля в тензоре $[\varepsilon]$, то среда называется гироэлектрической; если в тензоре $[\mu]$, то - гиромагнитной. В случае металлов среду можно считать гироэлектрической (на оптических частотах значения магнитной проницаемости мало отличаются от единицы).

В подавляющем большинстве случаев все МО эффекты определяются гироэлектрическими свойствами среды. Рассмотрим случай оптически изотропного ферромагнетика. Наличие намагниченности понижает симметрию до одноосной. Тензор диэлектрической проницаемости в системе координат с осью z , направленной вдоль намагниченности можно записать в виде:

$$\hat{\varepsilon} = \begin{pmatrix} \varepsilon & -i\varepsilon' & 0 \\ i\varepsilon' & \varepsilon & 0 \\ 0 & 0 & \varepsilon_0 \end{pmatrix}, \text{ где } \varepsilon = \varepsilon_1 - i\varepsilon_2, \quad \varepsilon' = \varepsilon_1' - i\varepsilon_2'. \quad (3)$$

где $\varepsilon' = \varepsilon_1' - i\varepsilon_2'$ - комплексный магнитооптический параметр, зависящий от намагниченности среды, ε_0 - диэлектрическая проницаемость среды при $|M| = 0$. Совместное решение (1) и (2) с соответствующими граничными условиями дает описание всех магнитооптических эффектов, в том числе и эффектов Керра. Для экваториального эффекта Керра получены следующие формулы:

$$\begin{aligned} \delta_p &= a\varepsilon_1' + b\varepsilon_2' \\ a &= 2\sin 2\varphi(A/A^2 + B^2), b = 2\sin 2\varphi(B/A^2 + B^2) \\ A &= \varepsilon_2(2\varepsilon_1 \cos^2 \varphi - 1), B = (\varepsilon_2^2 - \varepsilon_1^2) \cos^2 \varphi + \varepsilon_1 - \sin^2 \varphi, \end{aligned} \quad (4)$$

где φ - угол падения света. На основе формул (4) можно определить недиагональные компоненты тензора диэлектрической проницаемости ε_1' и ε_2' , если известны оптические параметры материала, такие как коэффициенты преломления n и поглощения k , и значения ЭЭК для двух углов падения света. И, наоборот, зная недиагональные компоненты тензора диэлектрической проницаемости и оптические постоянные кристалла, можно рассчитать величину экваториального эффекта Керра. Таким образом, совместное использование оптических и МО методов дает возможность полностью восстановить вид тензора диэлектрической проницаемости, позволяющего достаточно полно описать свойства среды [13].

1.3. Исследования магнитооптических свойств нанокompозитов и многослойных пленок.

МО эффекты, природа которых в наноматериалах остается до конца не выясненной, чувствительны к изменениям магнитной и электронной структур, к механизмам рассеяния, к характерным размерам, форме и топологии нанонеоднородностей. На это указывают выполненные в последнее время исследования оптических и МО спектров сплавов и композитов, которые выявили многочисленные особенности линейного и нелинейно-оптического МО эффекта Керра и ряда других свойств.

В работе [14] приведены результаты исследований магнитных, оптических и магнитооптических свойств гранулированных нанокompозитов аморфный ферромагнитный металл-диэлектрик $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ и $(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$. Обнаружено усиление магнитооптического отклика для нанокompозитов вблизи перколяционного перехода. Впервые на основе экспериментально измеренных оптических констант и экваториального эффекта Керра рассчитаны диагональные и недиагональные компоненты тензора диэлектрической проницаемости для нанокompозитов. Установлено, что концентрационные зависимости недиагональных компонент этого тензора не линейны по x и наиболее сильные изменения наблюдаются вблизи порога перколяции. Теоретическое моделирование магнитооптического эффекта и тензора диэлектрической проницаемости в рамках приближения эффективной среды показало, что симметризованное приближение Максвелла-Гарнетта при определенном предположении о микроструктуре композита дает хорошее полуколичественное совпадение теоретических и экспериментальных кривых.

Подбор параметров при моделировании методом Максвелла Гарнетта начинался с МО-спектров при угле падения света 70° , так как МО-эффекты более, чем оптические спектры, чувствительны к изменениям форм факторов частиц [15]. Результаты расчета в рамках теории Максвелла Гарнетта, а также сравнение смоделированных кривых с экспериментальными зависимостями экваториального эффекта Керра представлены на рис. 7 8. Можно видеть, что варьирование формфакторов обоих видов частиц (L_a и L_b) приводит к заметному изменению вида смоделированных спектров. Так, например (см. рис. 7а), изменение формфактора L_a всего на 0.1 (как в одну, так и в другую сторону от параметров, описывающих экспериментальный спектр) приводит к значительному отклонению смоделированных кривых от экспериментальных во всем диапазоне длин волн. При аналогичном изменении формы частиц B (формфактора L_b) также наблюдается сильное

изменение вида смоделированных МО-спектров, особенно в ближней ИК-области (рис. 7б). То есть только при использовании для расчета значений L_a и L_b из очень узкого диапазона величин удается получить как качественное, так и количественное согласование теории и эксперимента. Таким образом, на основе результатов моделирования можно сделать вывод о форме частиц композита. В рассмотренном нами примере образец, имеющий состав $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{47}(\text{SiO}_2)_{53}$, состоит из частиц типа А с формфактором равным 0.43 (почти сферическая, слегка сплюснутая по направлению поля частица) и из частиц типа В, близких по форме к вытянутым по направлению поля эллипсоидам ($L_B = 0.23$).

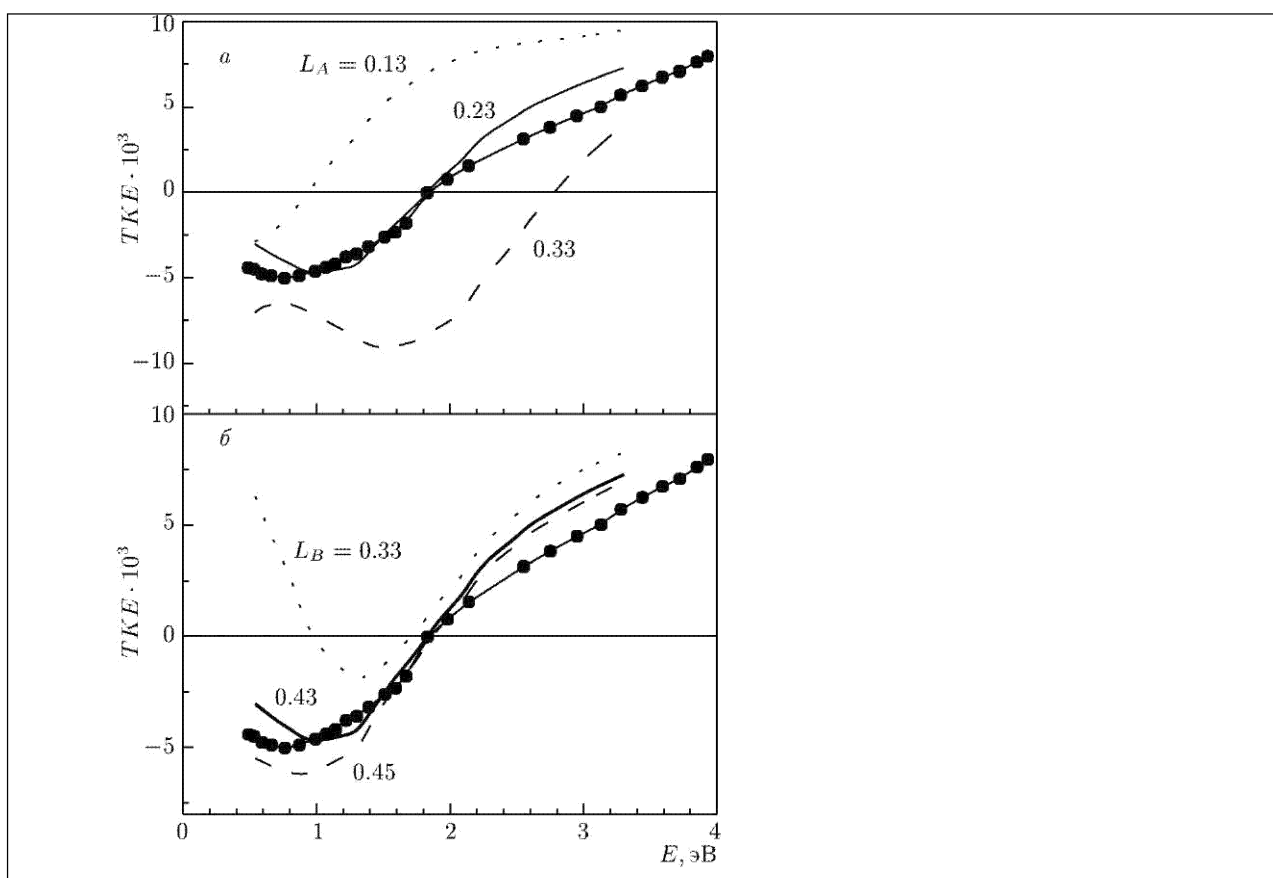


Рис.7. Результаты моделирования в симметрии зованном приближении Максвелла-Гарнетта спектральных зависимостей экваториального эффекта Керра для образца $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ с различными формфакторами L_A (а) и L_B (б) при $x = 44\%$, $L_B = 0.43$ (а) и $L_A = 0.23$ (б), точки - эксперимент

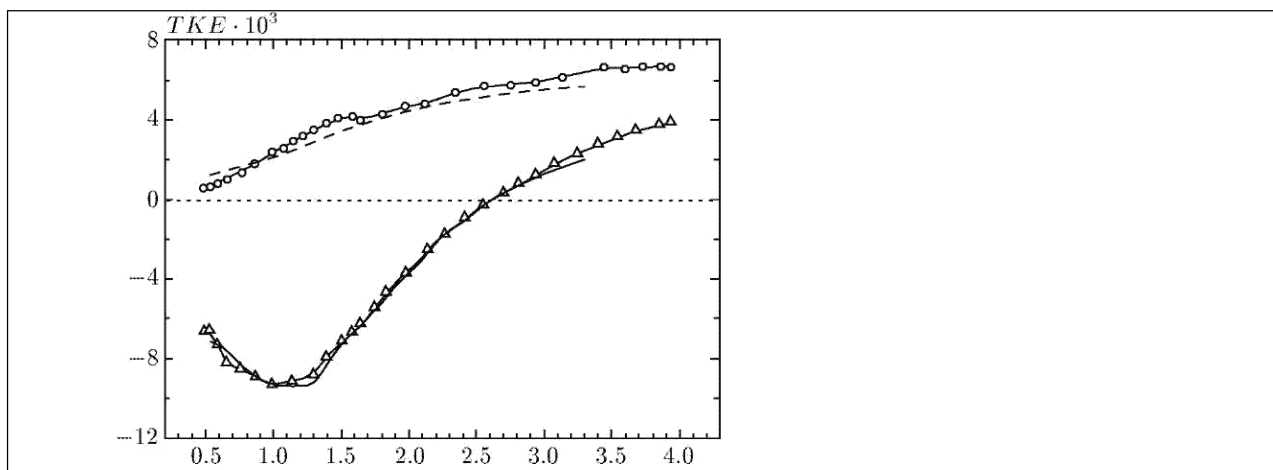


Рис.8. Результаты моделирования в симметризованном приближении Максвелла-Гарнетта спектральных зависимостей экваториального эффекта Керра для образцов системы $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ с малыми x : штриховая кривая - $x = 35\%$, $L_A = 0.25$, $L_B = 0.43$, $a = 0.25$; сплошная кривая — $x = 42\%$, $L_A = 0.18$, $L_B = 0.25$, $a = 0.5$; о - $x = 34\%$, $\varphi = 60^\circ$, Δ - $x = 40\%$, $\varphi = 75^\circ$

В работе [16] авторами были получены спектральные зависимости ЭЭК для трех систем многослойных пленок $\{\text{CoFeZr}(x)\text{-aSi}(y)\}_n$ рис.9. Из приведенных кривых следует, что вид и величина МО спектров сильно изменяются в зависимости от толщины металлических (x) и диэлектрических (y) слоев. Для системы с наиболее толстыми слоями ($x \sim 10$ нм) и $n=54$, как для нанокмозитов ферромагнитный 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 металлического и диэлектрического слоев. Для образца с большим содержанием металлической компоненты ($f = 0,71$) такого увеличения МО эффекта в ближней ИК области не обнаруживается. Авторы [16] объясняют это тем, что в образце концентрация f близка к чистому сплаву CoFeZr. Для систем с меньшими толщинами магнитного слоя ($x \sim 1-5$ нм) и $n=101, 215$ они наблюдали 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. (Было отмечено, что в системе $\{\text{CoFeZr}(x)\text{-aSi}(y)\}_{100}$ ранее наблюдалось отрицательное (спин-зависящее) магнитосопротивление при толщине aSi $y \leq 1,9$ нм и $x = 2,5-2,8$ нм, причем величина магнитосопротивления достигала максимума при толщине a-Si около 1 нм.) Для спектральных зависимостей ЭЭК мультислоев $\{\text{CoFeZr}(x)\text{-SiO}_2(y)\}_{55}$. в отличие от систем с Si наблюдается сходство МО спектров образцов между собой и с чистым

сплавом CoFeZr и монотонное падение величины эффекта с уменьшением металлической компоненты f.

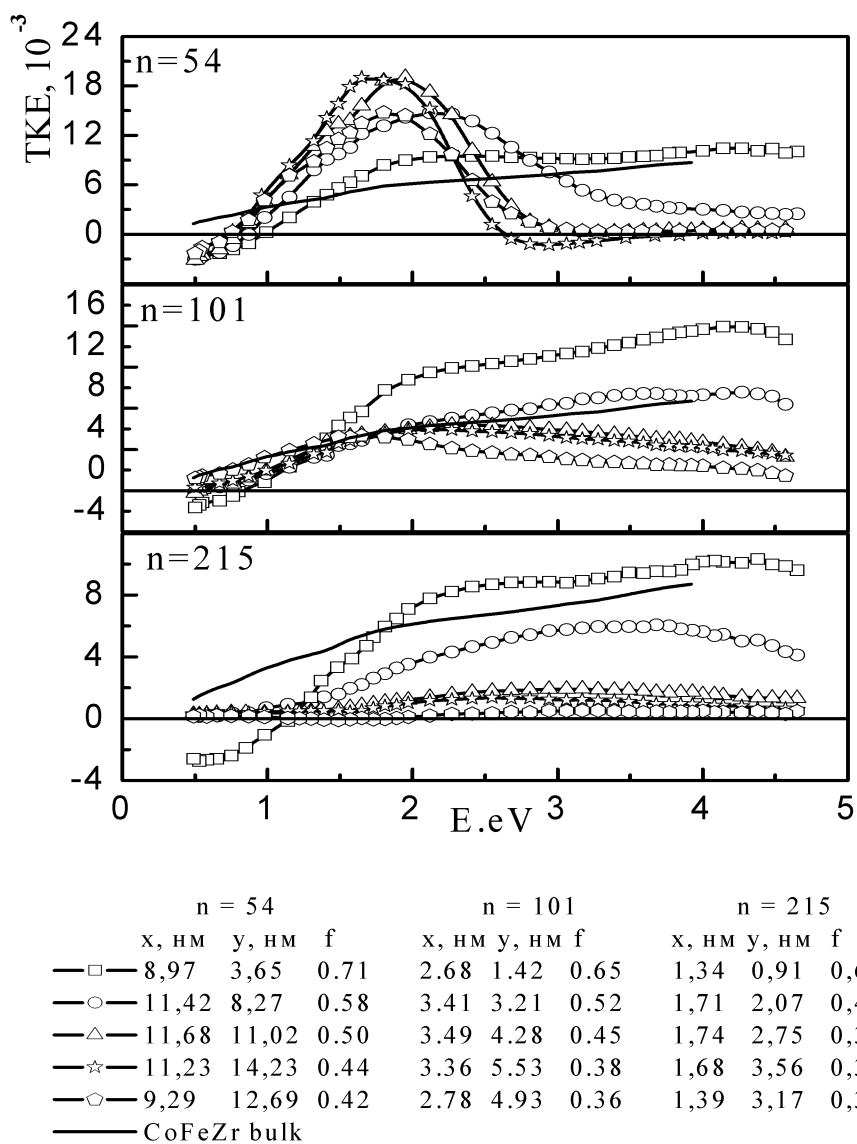


Рисунок 9. спектральные зависимости ЭЭК $\{CoFeZr(x)-aSi(y)\}_n$

Так же были получены полевые зависимости ЭЭК, которые представлены на рис.10, и показано, что мультислои с толстыми слоями

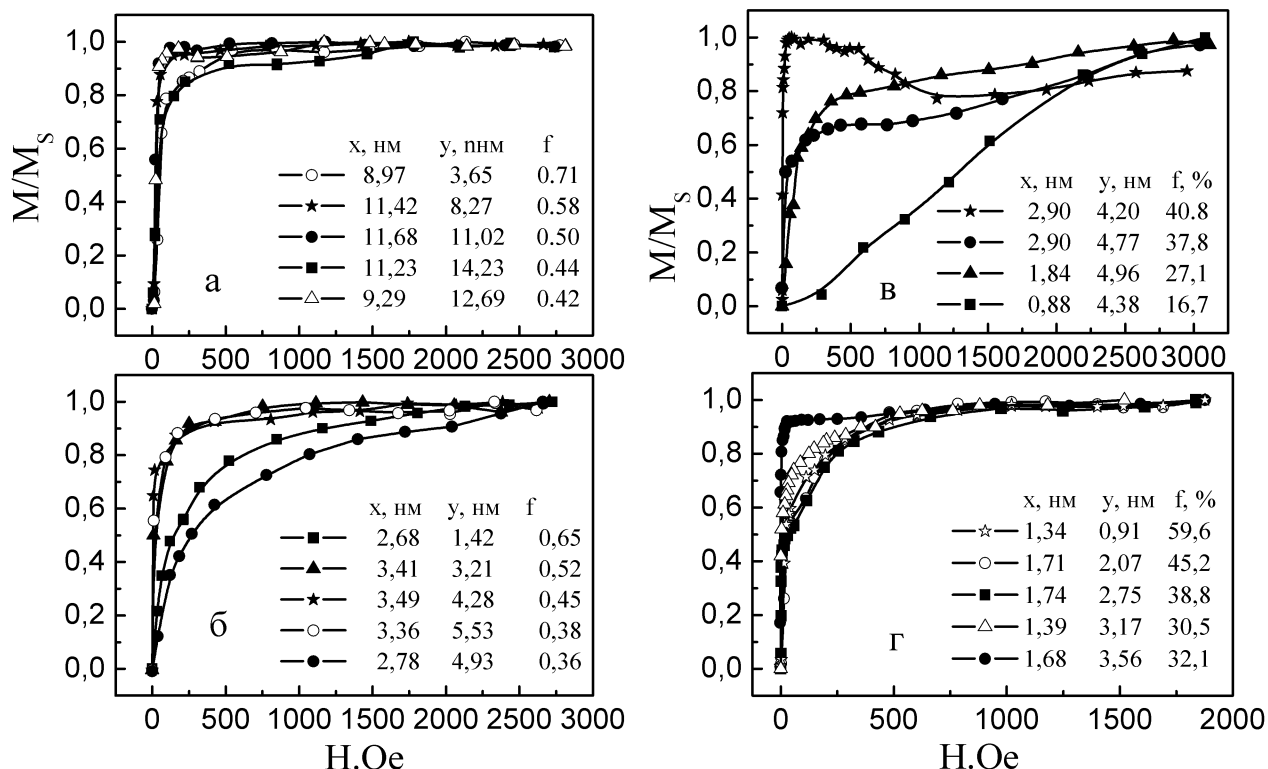
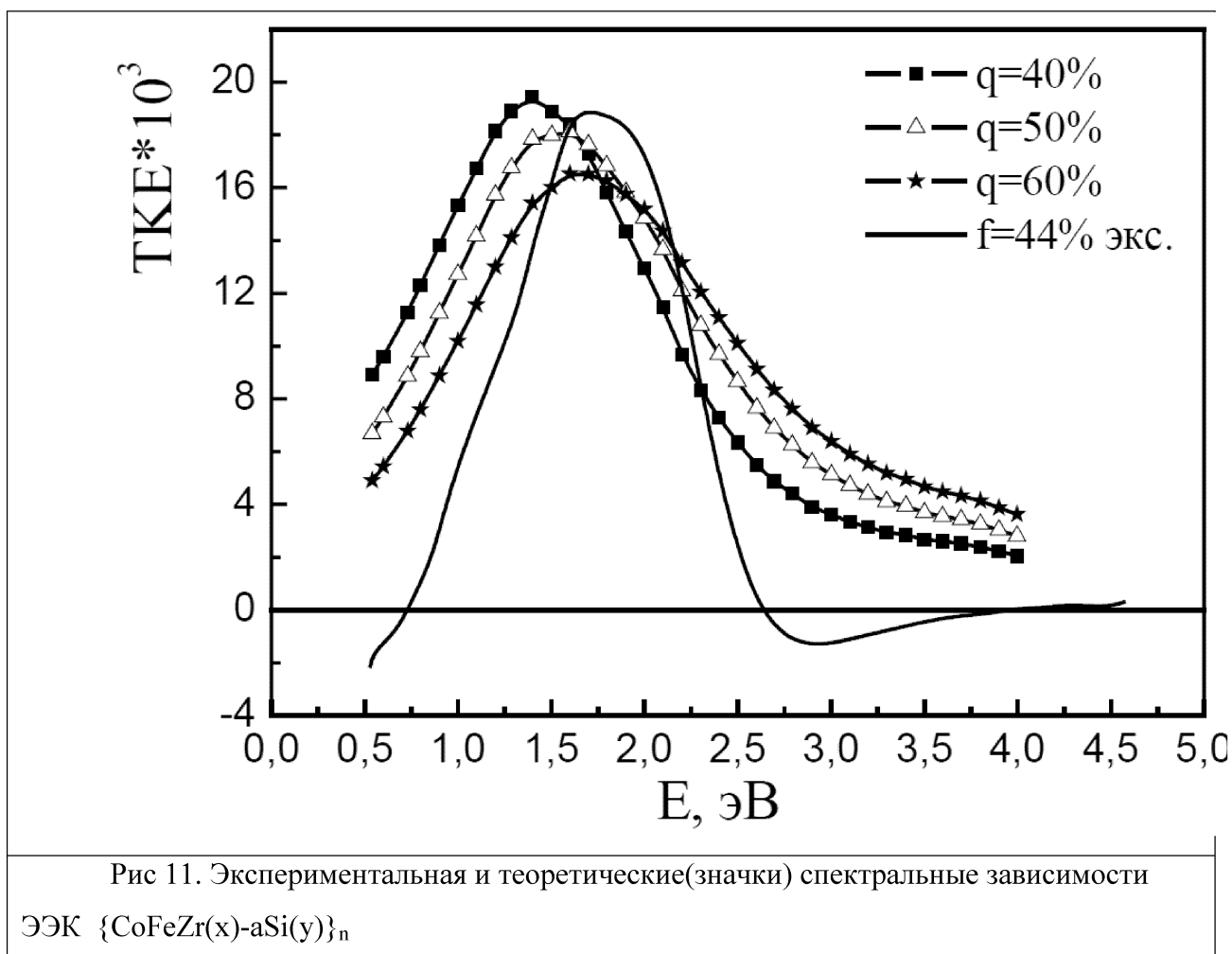


Рисунок 10. Полевые зависимости ЭЭК $\{CoFeZr(x)-SiO_2(y)\}_n$.

($x \sim 10$ нм) и $n=54$ (рис. 10а) насыщаются в полях порядка 100Э. Отмечено, что это происходит из-за того, что слои сплошные, благодаря чему каждый из ФМ слоев намагничивается независимо. Для системы с числом бислоев 101 (рис. 10б) наблюдается немонотонная зависимость намагниченности от толщины слоев, образцы с $x = 2,7$ нм, $y = 1,4$ нм и $x = 2,8$ нм, $y = 4,9$ нм не насыщаются вплоть до 2,5 кЭ. Мультислои с малыми толщинами ($x < 2.9$ нм, $y > 4.0$ нм) (рис. 10в) не насыщаются даже в полях 3,5кЭ, тогда как для мультислоев с толщинами $x < 2$ нм, $y < 3.6$ нм (рис. 10г) эксперимент показал насыщение в полях порядка 1000Э, что по мнению авторов [16] свидетельствует о том, что в этих системах ФМ островки или сами касаются друг друга или соединены силицидами, что приводит к росту магнитных кластеров.

Для объяснения полученных экспериментальных результатов ЭЭК проводилось моделирование МО спектров в приближении Бруггемана (ЕМА) [17] и на основе макроскопической френелевской магнитооптики для ультратонких слоев, с учетом

интерференции лучей, отраженных от границ слоев [18]. Было показано, что приближение эффективной среды хорошо описывает экспериментальные МО спектры для системы с наиболее толстыми слоями ($x > 10$ нм) и $n=54$ (рис.11). 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 магнитного слоя ($x \sim 1-5$ 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, чем в мультислоях с толстыми слоями, может происходить окисление аморфного кремния, что также в значительной степени изменяет оптические и МО свойства системы.



Физические свойства наномультислойных систем, где толщина слоев

порядка нескольких нанометров, во многом определяются структурой и интерфейсными

явлениями между различными фазами. Основные трудности при интерпретации полученных результатов в подобных структурах их критичность к качеству поверхности подложки и микродефектам при получении, что может быть причиной непосредственного контакта между металлическими слоями, а также процессы диффузии на границе раздела разнородных фаз, приводящие к образованию соединений металл-полупроводник.

Один из путей решения этих трудностей - использование в качестве ферромагнитного слоя композита металл-диэлектрик, состав которого находится до порога перколяции, когда наноразмерные гранулы, хаотически распределенные в изолирующей матрице, не имеют непосредственного контакта друг с другом. Подобная структура позволяет, с одной стороны, свести к минимуму влияние контактов гранул соседних слоев на макроскопические свойства системы, а с другой стороны, наличие барьерного диэлектрического слоя уменьшает процессы образования соединений на интерфейсе композит-полупроводник.

В работе [19] были представлены результаты исследования магнитных и магнитооптических свойств в сложных наномультислойных (МС) системах $[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{35}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{65}/\text{a-Si:H}(\text{Y})]_{30}$ с аморфной структурой, полученных ионно-лучевым распылением. Толщина полупроводникового слоя (Y) непрерывно изменялась от 0.45 до 5.5 нм, а магнитного слоя (X) - от 1.08 до 1.88 нм. Магнитные слои представляли собой нанокompозит до порога перколяции, в котором магнитные наногранулы сплава $\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10}$ были хаотически распределены в диэлектрической матрице Al_2O_3 .

На рис.12 приведены спектральные и полевые зависимости ЭЭК наномультислойной системы $[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_w)_{35}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{65}/\text{a-Si:H}]_{30}$. Анализ приведенных кривых показывает, что общий вид спектров ЭЭК для МС-пленок подобен спектру для гранулированного сплава $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{35}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{65}$. Для всех МС-пленок наблюдается линейная зависимость ЭЭК от величины магнитного поля. На рис. 13 показана концентрационная зависимость ЭЭК исследуемой многослойной структуры от толщины полупроводниковой прослойки (h_{Si}). Видно, величина ЭЭК сильно возрастает, при увеличении h_{Si} до 1.3-1.7 нм. Дальнейший рост толщины полупроводниковой прослойки приводит к падению величины ЭЭК. Полученные результаты магнитных и магнитооптических исследований коррелировали с данными по изучению транспортных и высокочастотных магнитных свойств этих систем [19].

На рис. 14 показана концентрационная зависимость удельного электрического сопротивления ρ исследуемой многослойной структуры от толщины полупроводниковой

прослойки. Видно, что величина удельного электрического сопротивления многослойной структуры очень сильно зависит от значения толщины α -Si:H. При $1.5 < h_{Si} < 2$ нм наблюдается резкое понижение значения ρ на три порядка величины.

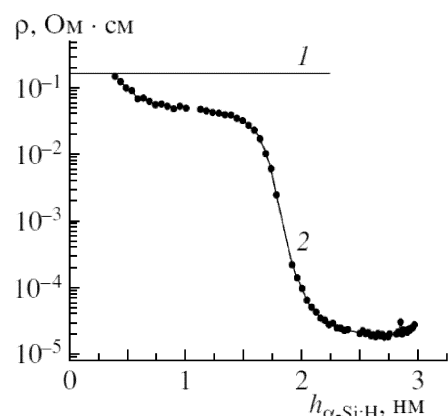
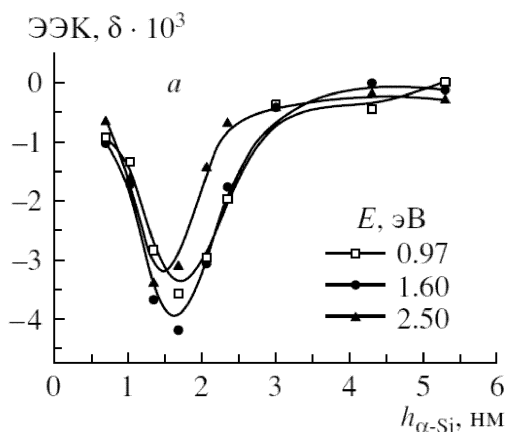
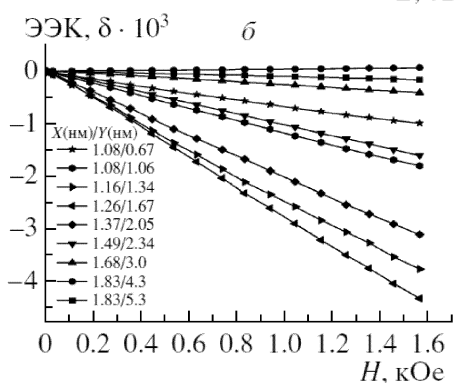
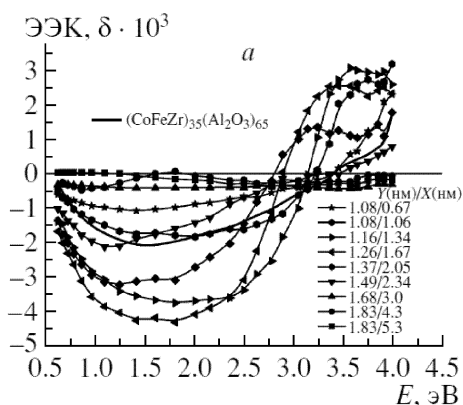


Рис. 14 Зависимость удельного электрического сопротивления многослойной структуры $[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{35}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{65}/\alpha\text{-Si:H}]_{30}$ от толщины полупроводникового слоя (кривая 2). Прямой линией (1) изображено ρ композита $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{35}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{65}$.

Рис. 12 Спектральные (а) и полевые (б) зависимости ЭЭК мультислойных наноструктур $[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{35}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{65}/\alpha\text{-Si:H}]_{30}$.

Рис. 13 Зависимость от толщины слоев $[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_w)_{35}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{65}/\alpha\text{-Si:H}]_{30}$.

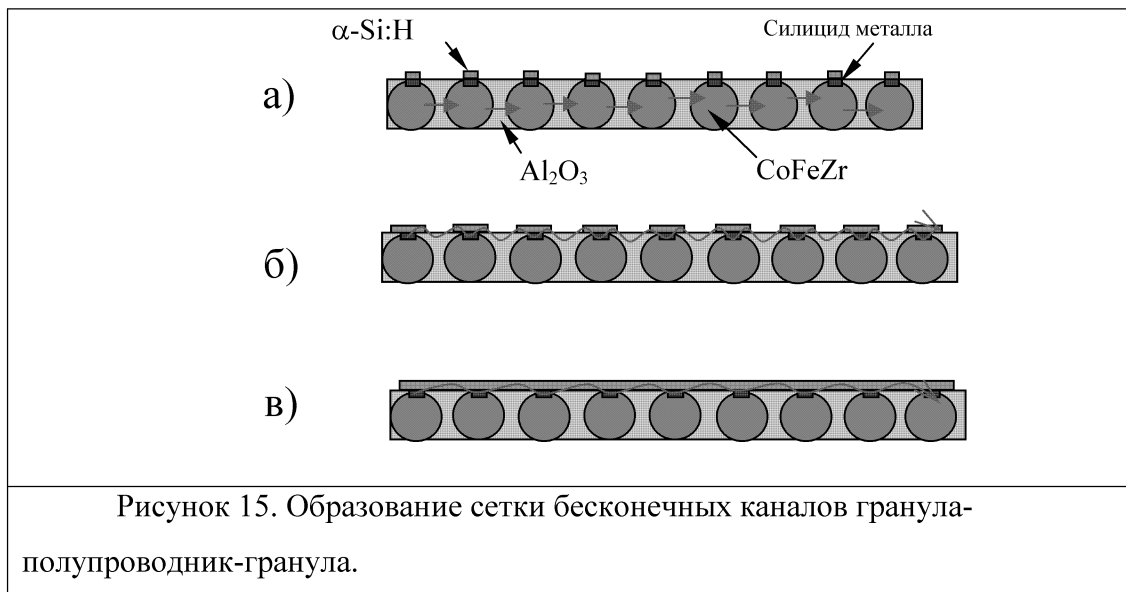
Дальнейшее увеличение толщины полупроводниковой прослойки не приводит к значительным изменениям удельного электрического сопротивления многослойной структуры. Установленное поведение $\rho(h_{Si})$ обусловлено структурными особенностями роста полупроводниковой прослойки α -Si:H на композиционном слое $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{35}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{65}$. Используя принцип минимизации поверхностной энергии структуры в процессе роста, можно предположить, что зародыши пленки полупроводника

на поверхности композита будут концентрироваться на металлических гранулах, так как величина поверхностной энергии у сплава $\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10}$ составляет $2.8 \text{ Дж} \cdot \text{м}^{-2}$, а у для Al_2O_3 и Si соответственно 1.4 и $1.2 \text{ Дж} \cdot \text{м}^{-2}$. Образование полупроводника a-Si:H на грануле металла будет происходить послойно. Первый атомный слой полупроводника с большой вероятностью может образовывать соединение с металлом в виде силицида, а затем расти на поверхности в виде островковой структуры (рис. 15а). Образующаяся островковая структура (рис. 15б) слоя a-Si:H будет оказывать незначительное влияние на величину удельного электрического сопротивления до толщины, при которой образуется сетка бесконечных каналов гранула-полупроводник-гранула (рис. 15в). Из зависимости $\rho(h)$ следует, что толщина, при которой начинается образование бесконечных каналов проводимости $\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10}$ - a-Si:H - $\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10}$, составляет 1.5 нм , а при значениях, больших, чем 2 нм , происходит завершение формирования сплошной пленки полупроводника.

Таким образом, изменение свойств наномультислойной системы в области толщин $1-2 \text{ нм}$ можно связать с образованием межгранульной прослойки Si на ФМ-гранулах CoFeZr . Из концентрационных зависимостей $\rho(h_{\text{Si}})$ следует, что перколяция в МС-системе композит - полупроводник происходит в области толщин h_{Si} порядка 1.5 нм . При этом перколяция начинается в направлении, перпендикулярном плоскости пленки (между слоями композита), что и приводит к перпендикулярной магнитной анизотропии при толщинах $h_{\text{Si}} = 1.3 \text{ нм}$.

Наблюдаемое усиление МО-отклика в данной системе также можно связать с перколяционным переходом, что неоднократно наблюдалось и для других нанокompозитов [14].

Рост намагниченности и коэрцитивной силы с увеличением толщины прослойки Si доказывает, что образование межгранульной полупроводниковой прослойки a-Si:H в мультислойной системе приводит к возникновению сильного эффективного обменного взаимодействия между изолированными гранулами ФМ сплава $\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10}$ и к переходу от суперпарамагнитного поведения к ферромагнитному. Происходит ли усиление обменного взаимодействия за счет туннелирования электронов кремния, или за счет образования силицидов, на границе ферромагнетика и Si , сказать сложно, и требуется дальнейшее изучение этого вопроса.



Целью данной дипломной работы было исследование зависимости ЭЭЖ в мультислойных структурах нанокompозит - кремний от концентрации магнитной компоненты в нанокompозите и толщины слоев.

3. МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА И ОПИСАНИЕ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЙ УСТАНОВКИ.

В настоящей работе все МО данные получены путем исследования эффекта Керра, который относится к линейным МО эффектам на отражение. Магнитооптический эффект Керра состоит в изменении интенсивности линейно поляризованного света при отражении от намагниченного образца и в случае гироэлектрической среды наблюдается на p -компоненте и равен $\delta = \frac{\Delta I}{I_0} * 100\%$, где ΔI – изменение интенсивности света при

отражении от намагниченного и не намагниченного образца, I_0 – интенсивность света, отраженного от не намагниченного образца. Исследование магнитооптических спектров в нашей лаборатории производится с помощью экваториального эффекта Керра (ЭЭК),

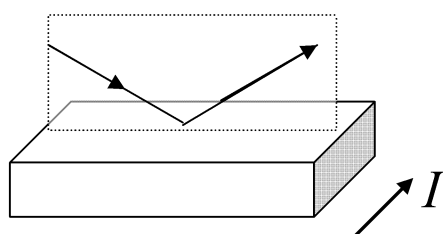


Рис.16. Геометрия ЭЭК

который наблюдается при наклонном падении света на образец, намагниченный в плоскости так, чтобы направление намагниченности было перпендикулярно плоскости падения света (рис. 16) [9]. Энергия падающей световой волны находилась в диапазоне $E = 0,5 - 4,0$ eV а напряженность магнитного поля в диапазоне $H = 0 - 3$ кОе.

Для регистрации интенсивности света в экспериментальной установке использовался динамический метод измерения, который заключается в том, что исследуемый образец находится в переменном магнитном поле, что позволяет пользоваться методикой синхронного детектирования для повышения чувствительности установки. Принципиальная схема установки приведена на рис.17. Свет, источником которого является галогенная лампа проходит через двойной монохроматор ДМР-4, на котором с помощью барабана (Б) устанавливается длина волны проходящего света. Барабан монохроматора соединен с многооборотным потенциометром, сопротивление которого изменяется при вращении барабана. Таким образом, каждому положению барабана соответствует определенное значение сопротивления потенциометра, что позволяет свести измерение длины волны света к измерению величины сопротивления потенциометра.

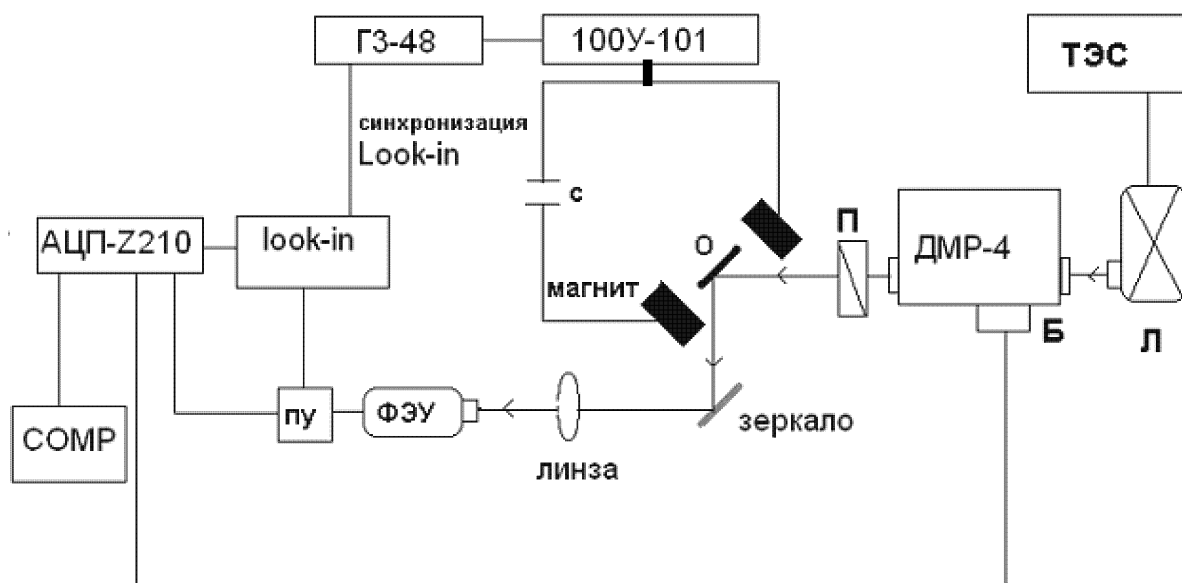


Рис.17. Принципиальная схема установки.

После монохроматора свет поляризуется призмой Глана с воздушным промежутком, обеспечивающей степень поляризации 99,99%, и, отражаясь от образца (О), фокусируется линзой Л на фотоприёмник, в качестве которого используется ФЭУ-*hamamatsu* со спектральной областью чувствительности в интервале 1,3-4,3 эВ. Частота переменного тока в электромагните (ЭМ) задаётся генератором звуковой частоты ГЗ-48 через усилитель мощности 100У-101. Это позволяет обеспечить амплитуду переменного магнитного поля в зазоре ЭМ около 3 кЭ при частоте 30 Гц. Питание лампы осуществляется от стабилизированного выпрямителя ТЭС. Монохроматор градуировался при помощи специальных фильтров и по линейчатому спектру поглощения ртутной лампы.

Для увеличения области спектральной чувствительности в инфракрасную сторону спектра вместо ФЭУ используется фотосопротивление PbS, позволяющие проводить измерения в интервале 1,5-0,4 эВ.

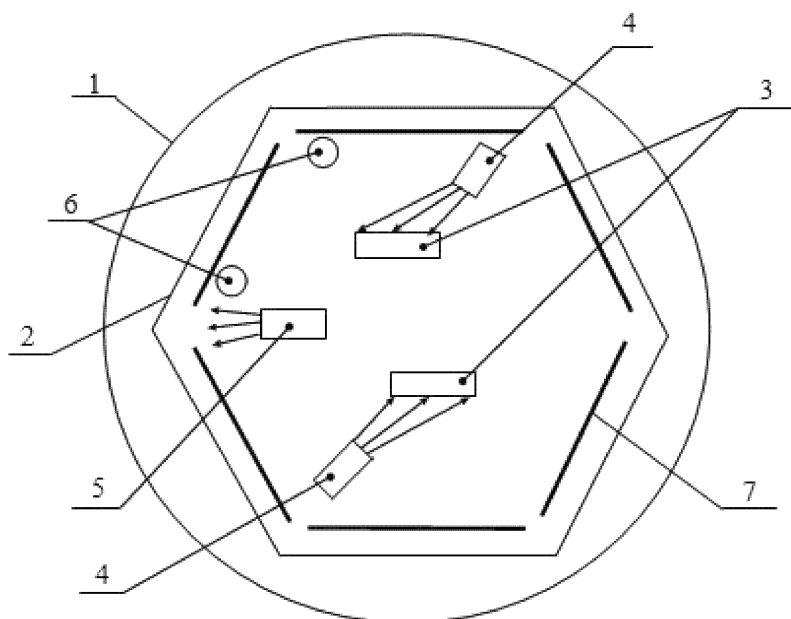
Ошибки измерений.

Ошибки в измерениях экваториального эффекта Керра вносят шумы и наводки в электрических цепях, погрешности считывания приборов, а так же погрешности настройки оптической части установки, к которым относятся абсолютная ошибка установки угла падения света, ошибка сходимости падающего света, ошибка установки на

ρ - компоненту, немонахроматичность пучка. Величина суммарной погрешности измерений не превышала 10% при чувствительности установки $1 \cdot 10^{-5}$.

4. ОБРАЗЦЫ.

Для получения исследованных в работе наноразмерных многослойных структур композит и композит–полупроводник использовался метод ионно-лучевого распыления. Напылительная установка (рис. 18, 19) была спроектирована на кафедре ФТТ Воронежского Государственного Технического Университета канд. физ.-мат. наук А.В. Ситниковым на основе вакуумного напылительного поста УВН-2М.



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

рис.18 Схема установки ионно-лучевого напыления

По периметру вакуумной камеры расположен подложкодержатель (2), который закреплен на оси и может совершать вращение со скоростью от 0.01 до 2 об/мин. На подложкодержателе закреплено шесть подложек (7) размером 200×200 мм². При напылении диэлектрических материалов с целью нейтрализации положительного потенциала, возникающего на диэлектрической поверхности, предусмотрено использование источника интенсивного электронного излучения (компенсатора) (6),

представляющего собой вольфрамовую проволоку диаметром 0.2 мм, которая подключена к отдельному источнику питания.

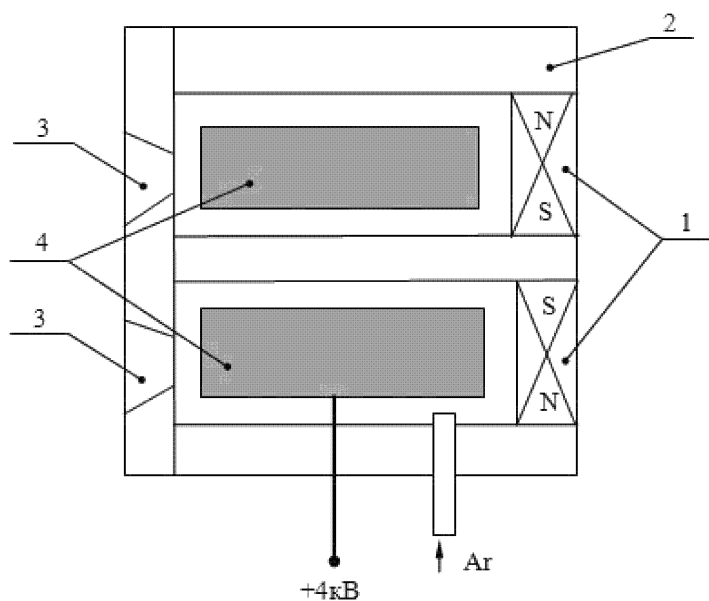


Рис.19 Источник ионно-лучевого распыления

- 1-постоянный магнит
- 2-корпус-магнитопровод;
- 3-магнитный зазор;
- 4-анод

Источник ионно-лучевого распыления рис.10 представляет магнитную систему, состоящую из постоянных магнитов (1) и корпуса магнитопровода (2). Магнитная система создает большую напряженность магнитного поля (~ 80 кА/м) в магнитном зазоре (3). К аноду (4) приложено высокое положительное смещение (1-5 кВ). Перпендикулярная конфигурация магнитного и электрического полей в области магнитного зазора (3) приводит к возникновению самостоятельного тлеющего разряда. Выталкиваемые электрическим полем из плазмы ионы аргона создают поток частиц высокой энергии, который направляется на мишень от источника распыления или на подложку от источника ионного травления. Так как данный источник ионов не связан с объектом распыления (мишенью или подложкой), он дает возможность распылять ферромагнитные сплавы, а при наличии компенсатора – и диэлектрические материалы.

Использование подобного рода источников и их компоновка в вакуумной камере установки УВН-2М позволяет получать многослойные пленки ферромагнитных сплавов с диэлектрической или полупроводниковой прослойкой на вращающуюся подложку, что способствует формированию однородных по толщине слоев.

Сплавная мишень состояла из металлов соответствующего состава: железа карбонильного особо чистого (99.9 %), особо чистого кобальта (99.98 %) и циркония (99.8 %) с весовым содержанием компонентов в соответствии с составом сплава.

Составная мишень представляла собой сплавную мишень заданного состава с закрепленными на ее поверхности несколькими пластинами из алюмооксида толщиной ~ 2 мм и шириной ~ 9 мм. Изменяя число пластин диэлектрика и расстояние между ними,

можно было изменять соотношение объемов напыляемых магнитного и диэлектрического слоев, управляя, таким образом, удельным электрическим сопротивлением материала. Серия из пяти ситалловых подложек закреплялась на подложкодержателе параллельно плоскости мишени вдоль ее длинной стороны. Из известной скорости вращения подложкодержателя, времени напыления и толщины пленки рассчитывалась толщина наносимого слоя за один оборот карусели. Исходя из полученных данных, выбиралась скорость вращения подложкодержателя для получения многослойной структуры с необходимыми толщинами слоев. При прохождении подложкодержателя через позицию распыления каждой мишени формировался один слой структуры, то есть за один оборот формировался композиционный и полупроводниковый слой. В настоящей работе были исследованы наномультислойные структуры $[(\text{CoFeZr})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}(\alpha\text{-SiH})]_n$. Для трех систем были выбраны различные толщины полупроводникового и магнитного слоёв - 716- самые тонкие слои, 718- слои более толстые, 721 самые толстые слои. И две системы нанокompозитов, выступающие «свидетелями» (667 и 715) без прослойки, которые были получены, не сплошным напылением, а послойным, т.е. последовательным напылением тонких слоев композита на вращающуюся подложку, также как и мультислойные системы. Причем 667 система имела толщину слоев примерно одинаковую с 716 мультислойной системой, а 715 система близка по толщине с 718. Параметры образцов приведены в таблице (табл. 1)

Таблица 1

№	Вид многослойной структуры	Толщина п.п., нм	Толщина мет., нм	Примечание
667	$(\text{CoFeZr})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$		1,07-2,74	Композит
715			2,7-5,8	
716	$[(\text{CoFeZr})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}/(\alpha\text{-SiH})]_{60}$	1,5-2,3	1,5-3,2	
718	$[(\text{CoFeZr})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}/(\alpha\text{-SiH})]_{40}$	2,6-4,1	3,3-7,2	
721	$[(\text{CoFeZr})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}/(\alpha\text{-SiH})]_{23}$	4,7-7,2	6,6-14,3	

Толщина плёнки $\alpha\text{-Si}$ выбиралась из расчёта создания непрерывной сплошной бесконечной двухмерной структурой на поверхности композита.

Ранее проведённые исследования размеров частиц металлической фазы в композите $(\text{CoFeZr})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ показали, что размер гранул увеличивается от 2,5 нм в составе $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{35}(\text{SiO}_2)_{65}$, до 6-7 нм в плёнках состава $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{65}(\text{SiO}_2)_{35}$. Мы предполагаем, что характерные размеры металлической фазы в исследованном составе

$(\text{CoFeZr})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ изменяются аналогично. Исходя из этого, была проведена оценка толщины слоя композита в наномультислойной структуре $[(\text{CoFeZr})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}-(\alpha\text{-SiH})]n$, соизмеримого с размером гранулы. Результаты приведены на рисунке 20. Видно, что для плёнок партии 716 толщина магнитного слоя меньше размера гранулы во всём диапазоне концентрации композита. Следовательно, в такой структуре каждая металлическая частица будет контактировать с полупроводниковой прослойкой. Также надо отметить, что размер частиц в слое $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ должен быть несколько меньшим, чем в объёмном композите. В партии 718 размер магнитного слоя незначительно превышает диаметр частицы композита, следовательно, большинство гранул будут контактировать с полупроводниковой прослойкой, а размер частиц соответствует размеру частиц в композите. В тоже время в партии 721 толщина композиционного слоя в несколько раз превышает равновесный размер частиц композита, следовательно доля частиц не имеющих контакта с полупроводниковой прослойкой достаточно значительна.

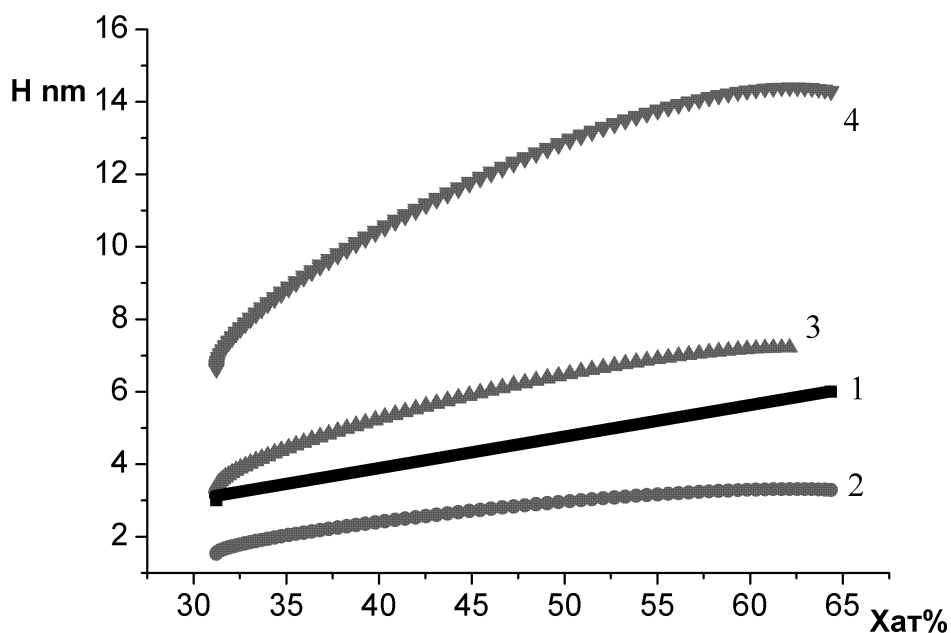
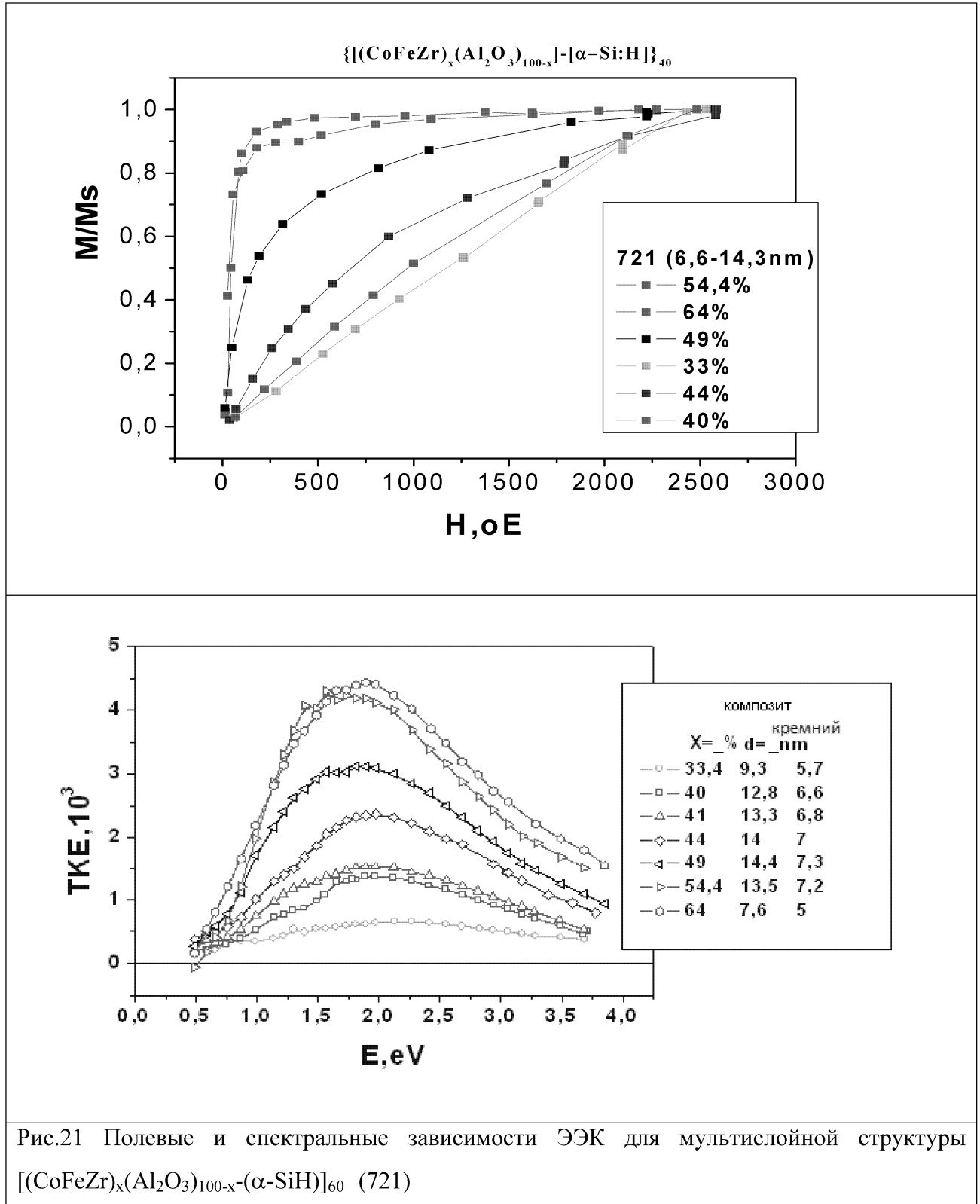


Рис.20 Кривая 1 - характеризует размер гранул в композите $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$; 2 - партия 716; 3 - партия 718; 4 - партия 721

5. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ.

На рис.21-23 приведены спектральные и полевые зависимости ЭЗК для наномультислойных систем с прослойками кремния.



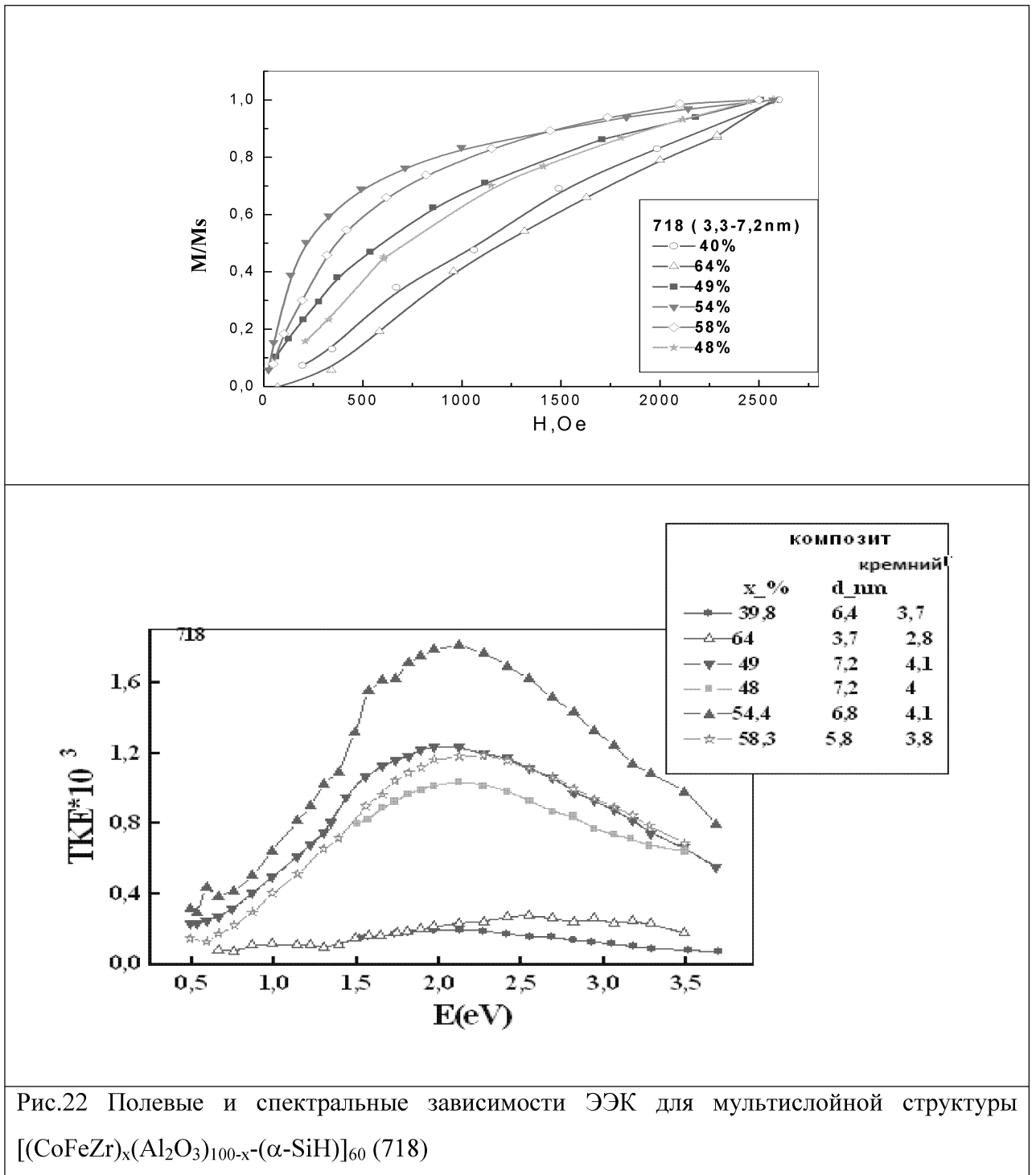


Рис.22 Полевые и спектральные зависимости ЭЖ для мультислойной структуры $[(CoFeZr)_x(Al_2O_3)_{100-x}-(\alpha-SiH)]_{60}$ (718)

Как следует из приведенных кривых, при изменении концентрации X меняется вид и величина спектральных зависимостей ЭЖ и характер магнитного поведения.

Для системы с наиболее толстыми слоями (рис.21) мы видим изменение магнитного поведения от суперпарамагнитного к ФМ с ростом концентрации магнитной компоненты X. При этом отклонение от линейной зависимости (ФМ поведение) наблюдается для

образца с $X=44$ ат.%, который насыщается в поле ~ 2500 Оэ, а при дальнейшем росте X мы видим появление магнитомягких свойств ($H_s \sim 200$ Оэ) для образцов с $X \geq 54$ ат.%

Общий вид спектральных зависимостей для 721 системы подобен виду спектров ЭЭК для мультислойных пленок (CoFeZr)/Si с толщинами слоев порядка 10 нм [16].

При переходе к системе 718 (рис 22), в которой толщина слоев композита соизмерима с размером гранул в объемном нанокompозите соответствующей концентрации, наблюдалось дальнейшее уменьшение величины эффекта. При этом для больших концентраций магнитной компоненты $X > 54$ ат.% вместо роста ЭЭК мы наблюдали резкое уменьшение величины эффекта. В полевых зависимостях для образцов 718 системы отсутствуют кривые с магнитомягкими свойствами. Для образцов с $X=54$ и 58 ат.% отмечается ФМ поведение со значениями поля насыщения больше 2000 Оэ, а для образца с $X = 64$ и 40 ат.% наблюдается линейная зависимость ЭЭК от магнитного поля.

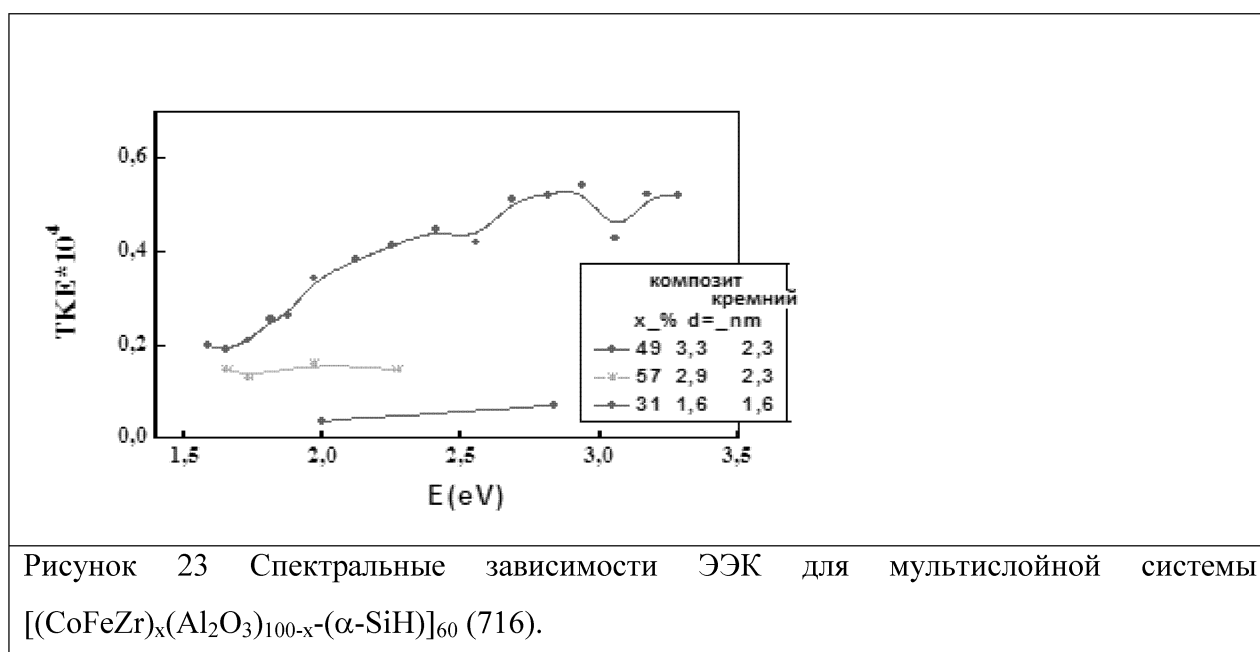


Рисунок 23 Спектральные зависимости ЭЭК для мультислойной системы $[(\text{CoFeZr})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}-(\alpha\text{-SiH})]_{60}$ (716).

Величина экваториального эффекта Керра для 716 системы, с толщиной слоев значительно меньше равновесного размера гранул, не превышала $5 \cdot 10^{-5}$ (см рис. 23) и была на пределе чувствительности установки.

Чтобы лучше разделить влияние прослойки кремния и изменение толщины композитного слоя на магнитооптические свойства мультислойных систем мы провели также исследования магнитооптических свойств двух систем многослойных композитов без прослойки кремния. В отличие от ранее изученных пленок гранулированного композита, эти системы были получены не непрерывным напылением на неподвижную подложку, а послойным, т.е. последовательным напылением тонких слоев композита на вращающуюся подложку, также как происходило напыление в

мультислойных пленках с прослойками Si. Как уже было указано в таблице №1, система 667 была получена напылением слоями толщиной 1–2,7 нм, а система 715 — 2,73–5,82 нм.

Спектры ЭЭК 667 и 715 серий и объемного композита [20] приведены на рис. 24-25.

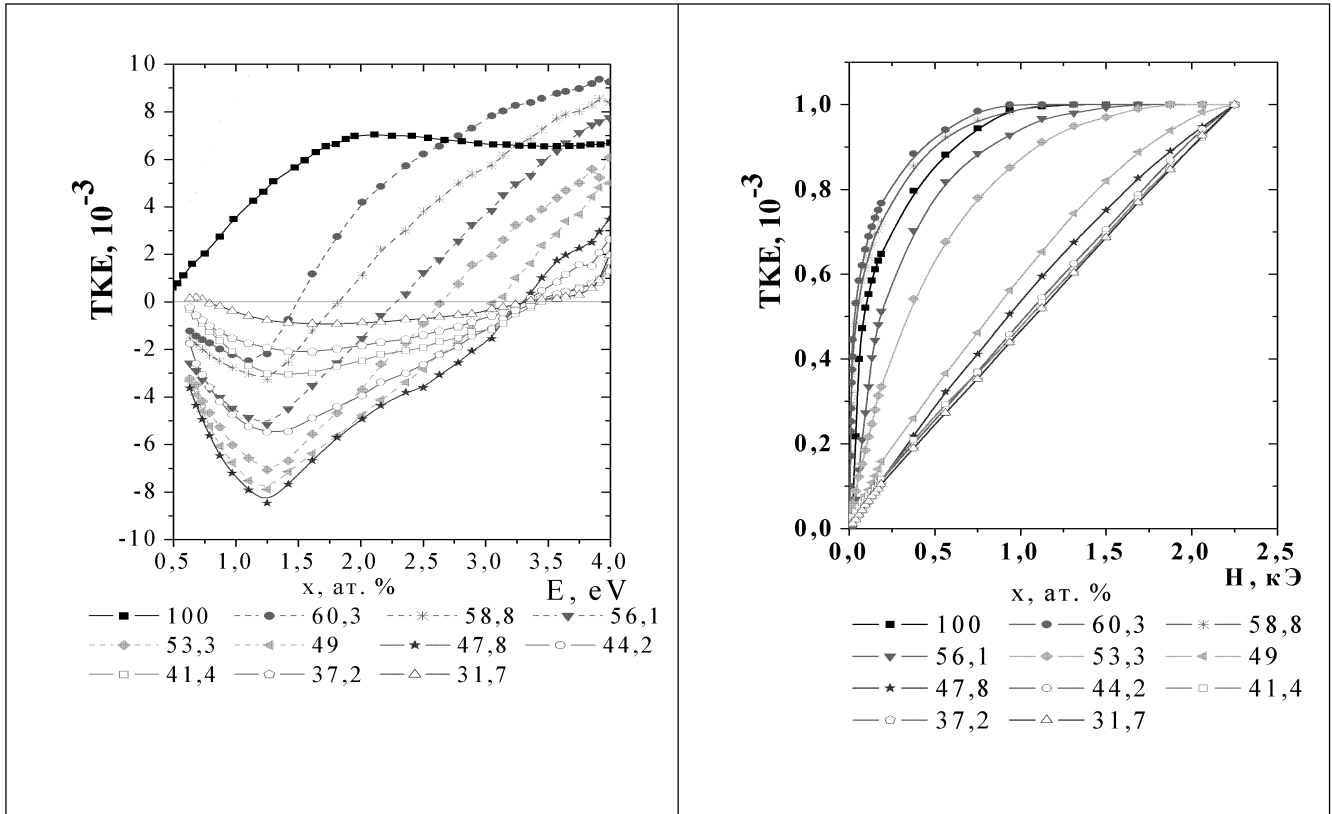
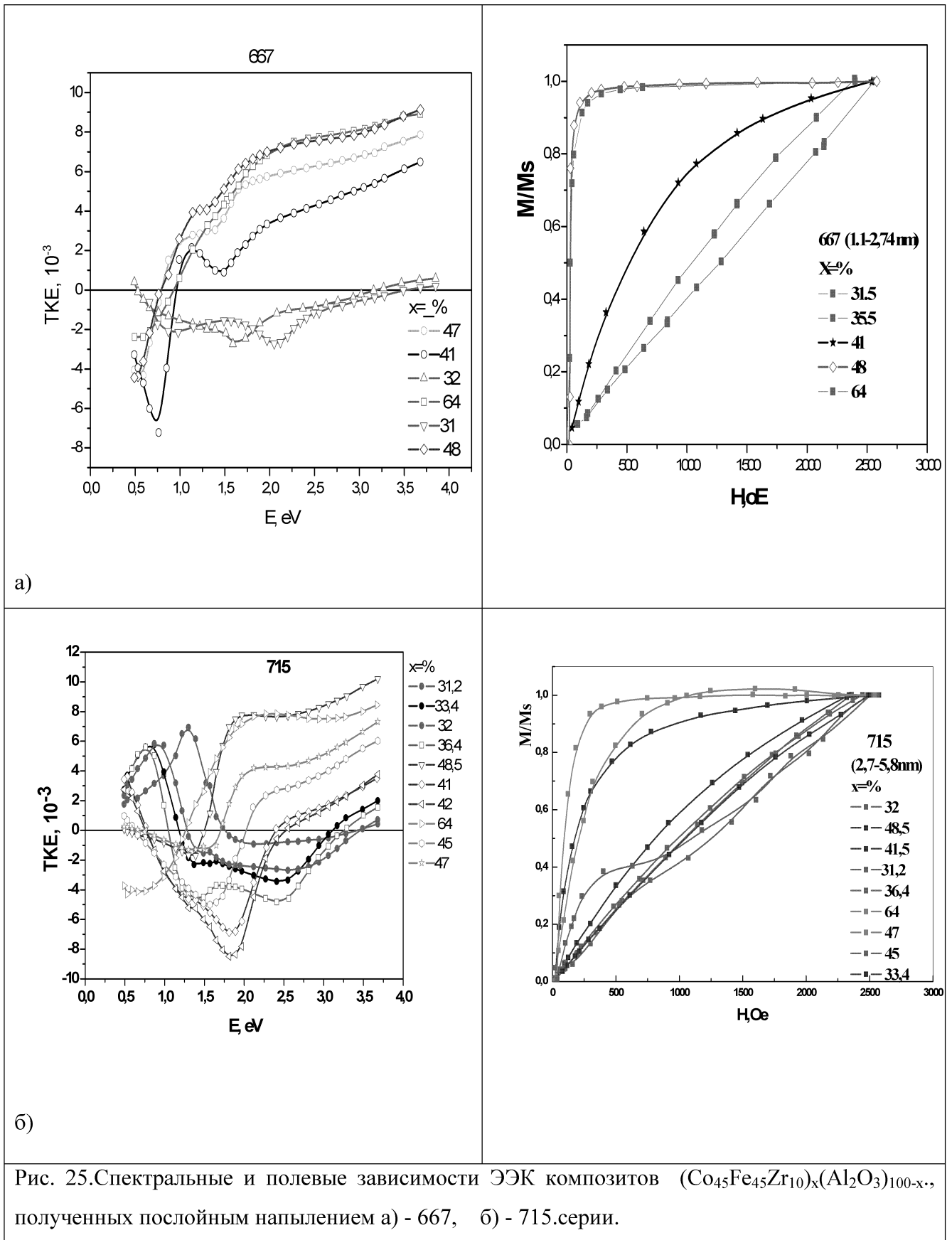


Рис. 24. Спектральные и полевые зависимости ЭЭК объемного композита $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ [20]



Видно, что при концентрациях X до 33,1 ат.% для образцов серии 667 ЭЭК имеет отрицательный знак в ближнем ИК и видимом диапазонах длин волн (0,5 – 3,25 эВ), что аналогично спектрам ЭЭК массивного нанокompозита при тех же концентрациях X . При увеличении концентрации ФМ фазы ($X \geq 36,4$ ат.%) характер спектров существенно изменяется и становится аналогичен спектру ЭЭК массивного $(Co_{45}Fe_{45}Zr_{10})_x(Al_2O_3)_{100-x}$ при концентрациях $X \sim 64$ ат.%: отрицательный по знаку эффект наблюдается в диапазоне энергий световых квантов до 1 эВ, а в остальной части спектра (1 – 3,5 эВ) ЭЭК имеет положительный знак. Также при увеличении концентрации растет и величина эффекта во всем диапазоне длин волн.

Для спектров ЭЭК образцов 715 серии вплоть до концентрации 36,4 ат.% ФМ фазы наблюдается отрицательный эффект в видимом диапазоне длин волн, что соответствует спектрам массивных пленок композита, и, в ИК диапазоне спектра виден несвойственный для гранулированных нанокompозитов положительный по знаку эффекта пик. Максимальная величина эффекта в ИК диапазоне при этом в несколько раз больше, чем максимальная амплитуда эффекта в аналогичных по содержанию ФМ фазы образцов гранулированного ферромагнетика. При увеличении концентрации ФМ фазы положительный эффект в ИК диапазоне резко падает, а величина эффекта в остальной части спектра растет. При $X = 41$ ат.% для образцов 715 серии наблюдается максимальная величина эффекта, которая в 2 раза больше, чем для массивного образца с той же концентрацией. Дальнейшее увеличение концентрации ФМ фазы приводит к уменьшению отрицательного по знаку эффекта ближе к ИК части спектра, смещению точки смены знака ЭЭК в область меньших энергий световых квантов и увеличению положительного эффекта ближе к УФ области длин волн.

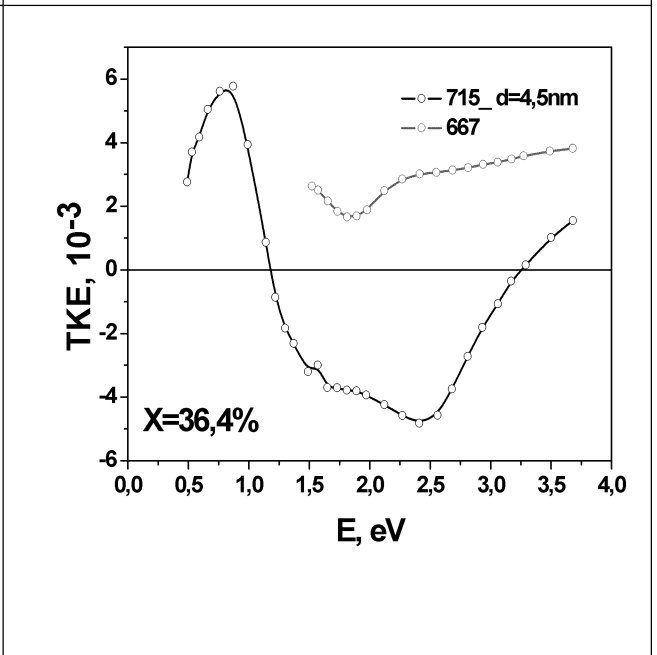
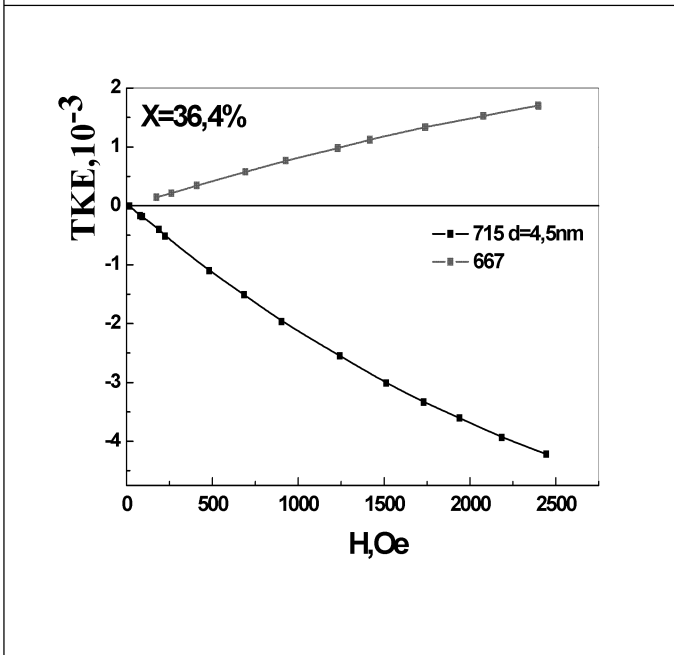
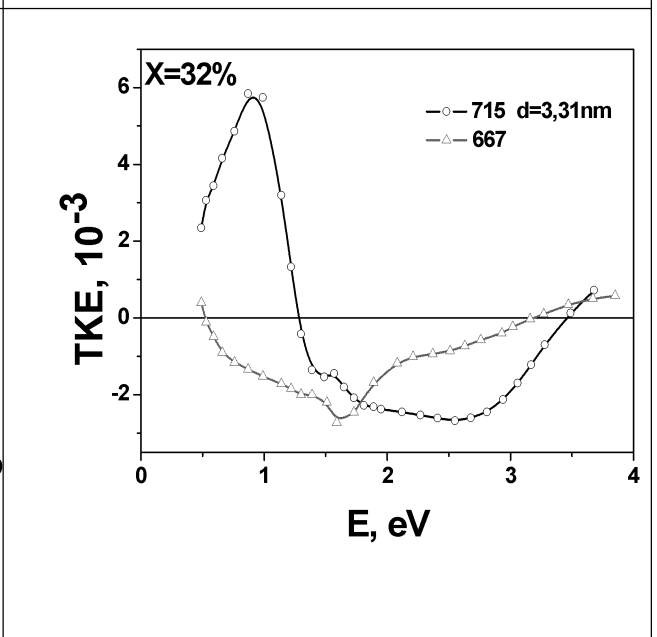
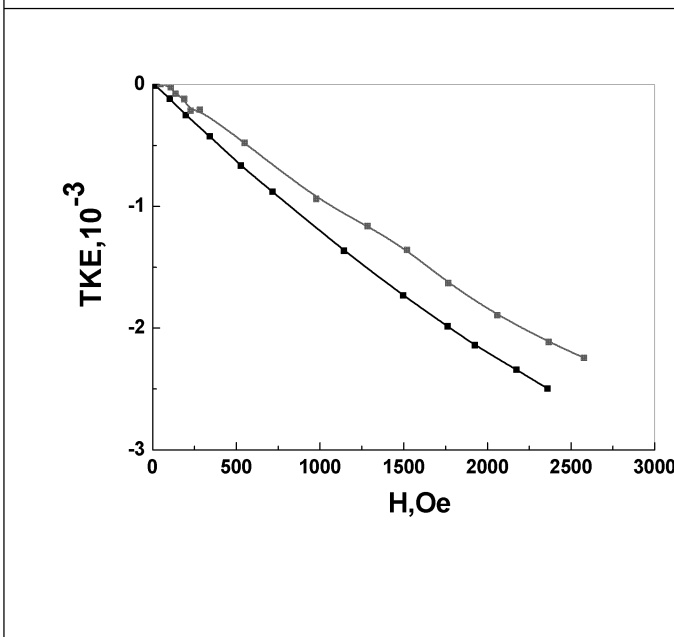
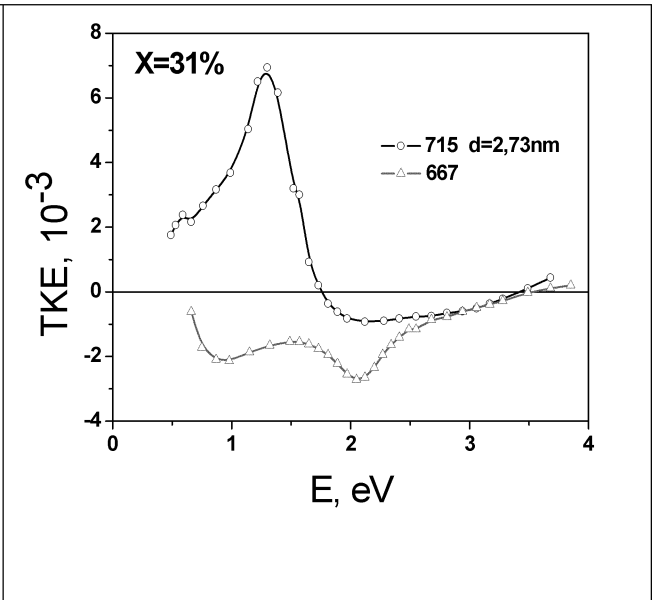
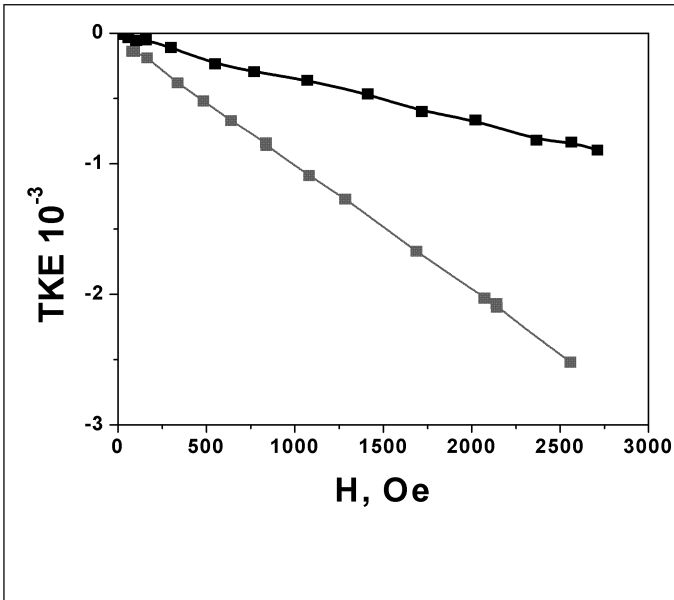
При увеличении концентрации X до 64 ат.% спектры ЭЭК обеих серий, напыленных послойно, становятся аналогичны друг другу и подобны зависимости $\delta(h\nu)$ для массивного нанокompозита с $X \sim 60$ ат.%.

Полевые зависимости образцов без прослоек кремния имеют такую же тенденцию в объемном гранулированном нанокompозите — переход от суперпарамагнитного поведения к ферромагнитному с ростом концентрации X (рис. 24, рис. 25). В области малых концентраций ФМ компоненты ($X < X_{пер}$) мы наблюдаем суперпарамагнитное поведение для обеих систем, а при $X > X_{пер}$ система с тонкими слоями становится магнитомягким ФМ с полем насыщения порядка 100 Ое, а система с толстыми слоями, с той же концентрацией не выходит на насыщение в полях до 2,5 кОе, и только при концентрации металлической фазы 64% в поле 250 Ое четко наблюдается насыщение для всех систем.

Таким образом, принимая во внимание все перечисленные сходства и отличия послойно напыленных образцов и массивного нанокompозита, можно сказать, что не только концентрация металлической фазы влияет на МО отклик систем, но и толщина слоев композита существенно сказывается на магнитооптических свойствах наноструктур. Можно отметить, что перколяционный переход в каждой системе происходит при различных X : (для 667 серии $X \sim 36,4$ ат.%, 715 серии $X \sim 41,5$ ат.%, для массивного нанокompозита $X \sim 48$ ат.%), о чем свидетельствует отклонение характера $\delta(H)$ от линейной зависимости, и резкое изменение вида спектров ЭЭК, и максимальная величина эффекта в ИК области спектра. Т.о., при уменьшении толщины композитного слоя перколяционный переход происходит при все меньших концентрациях X , что, по-видимому, можно связать с особенностями напыления таких пленок.

Толщина пленок задается скоростью вращения подложки вокруг распыляющихся мишеней (рис. 19). Между напылениями каждого слоя проходит некоторое время, за которое более тонкая пленка будет быстрее остывать, чем более толстая пленка. Массивный композит напыляется на неподвижную подложку, и поэтому температура, при которой формируется структура, остается постоянной. Если предположить, что при остывании тонких слоев формирование гранул происходит не таким же образом, как в объемном композите, т.е. не успевают сформироваться гранулы характерных размеров, как в массивном образце, 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.

На рисунке 26, представлены для сравнения кривые с одинаковыми концентрациями для 667 и 715 систем. В области низких энергий ($E < 2\text{эВ}$), разница в величине и форме спектров больше чем в ультрафиолетовом диапазоне и различие в спектрах уменьшается при больших концентрациях X . Система с самыми тонкими слоями имеет порог перколяции при наименьшем X из всех исследованных систем.



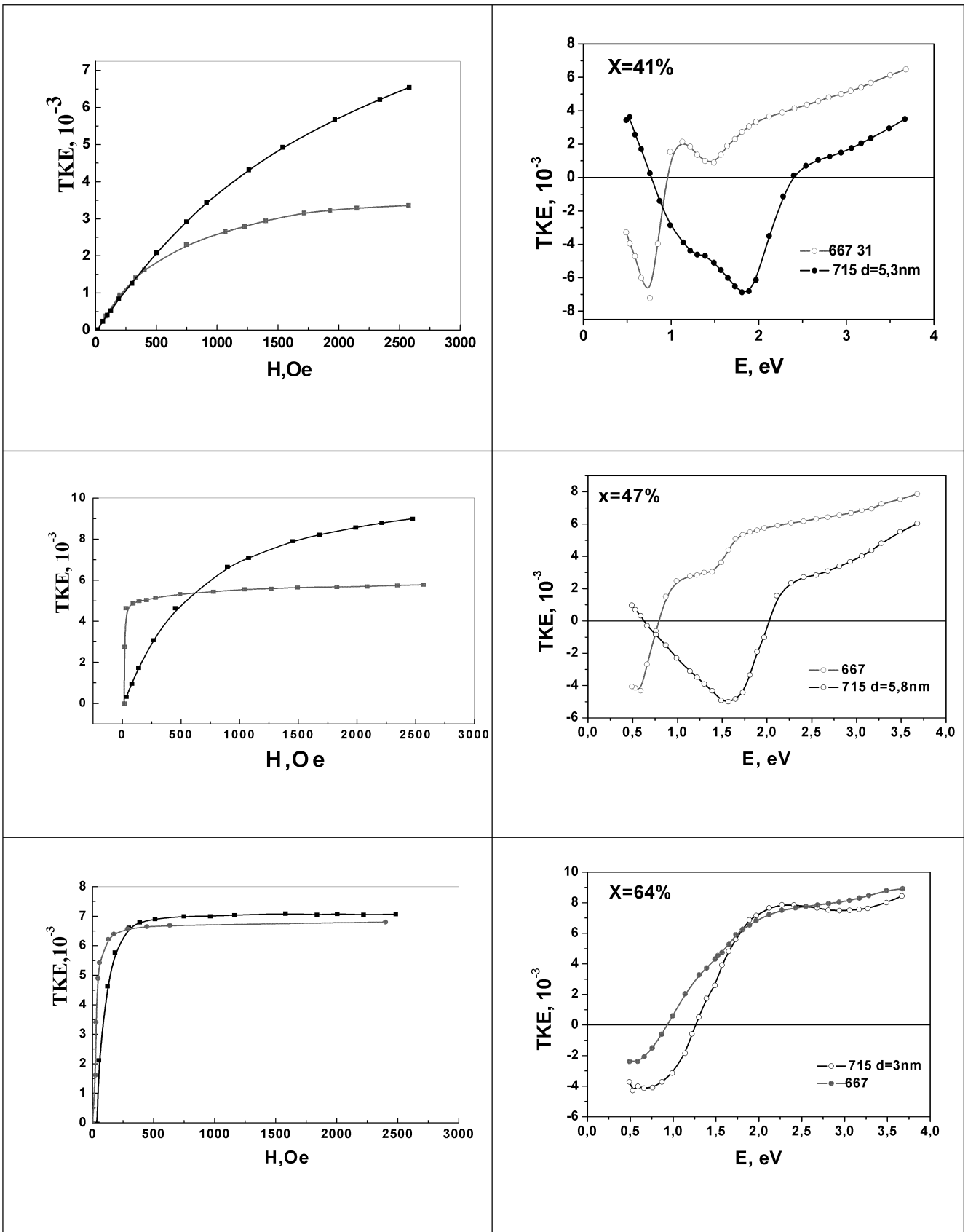


Рисунок 26. Сравнение спектральных и полевых зависимостей для нанокompозитов $(Co_{45}Fe_{45}Zr_{10})_x(Al_2O_3)_{100-x}$, полученных послойным напылением, при некоторых ,выделенных значениях концентрации магнитной компоненты x

На рисунке 27 представлены концентрационные зависимости ЭЭК для всех исследованных систем. Многослойные пленки с тонкими слоями $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ без прослоек кремния проявляет монотонный рост ЭЭК для энергий больше $E=1,22\text{эВ}$. Для 715 системы наблюдаются более сильная зависимость ЭЭК от длины волны и более сложная форма кривых, чем для образцов 667 серии. Необходимо заметить, что максимальные различия в поведении спектральных и полевых зависимостей ЭЭК для 667 и 715 систем наблюдаются в области средних концентраций, т.е. в районе порога перколяции.

В области энергий меньше $1,22\text{эВ}$ для 667 серии наблюдалась немонотонная зависимость величины ЭЭК от концентрации магнитной компоненты с экстремумом вблизи порога перколяции. В этой же области энергий для ряда образцов мы получили аномальные полевые зависимости $\delta(H)$ (рис. 28).

Аномальные кривые $\delta(H)$ для некоторых образцов 667 серии говорят о том, что структуры, полученные методом последовательного напыления слоев, являются магнито-неоднородными. То есть, при напылении образуются не только гранулы меньших размеров, чем в объемном композите, но и достаточно большие кластеры, состоящие из металлических гранул CoFeZr , которые дают свой вклад в МО отклик всей системы. Иными словами можно сказать, что аномальная кривая $\delta(H)$ является особой суммой вкладов двух различных в магнитном отношении фаз: ферромагнитной и суперпарамагнитной, при этом суперпарамагнитные гранулы дают ЭЭК одного знака, а ферромагнитные противоположного. И, таким образом, в малом поле возникает резкое насыщение для ферромагнитной фазы, а при увеличении магнитного поля начинает намагничиваться суперпарамагнитная фаза, для которой ЭЭК имеет другой знак, что и приводит к уменьшению величины суммарного магнитооптического отклика. Учитывая, что во всем исследованном диапазоне энергий ЭЭК для CoFeZr имеет положительный знак, а для нанокompозита $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ в области $X < X_{\text{пер}}$ — отрицательный, можно предположить, что ФМ вклад в малых полях связан с перемагничиванием больших кластеров CoFeZr , а суперпарамагнитный (в больших полях) с намагничиванием всего нанокompозита. Конкуренцией этих двух вкладов, по-видимому, можно объяснить сдвиг спектральных зависимостей ЭЭК для 667 системы в область положительных значений при $X > 36\text{ ат.}\%$, по сравнению с объемным композитом (рис. 24, 25). Для 715 системы вклад нанокompозита становится больше и мы наблюдаем более сложную зависимость концентрационных кривых от длины волны.

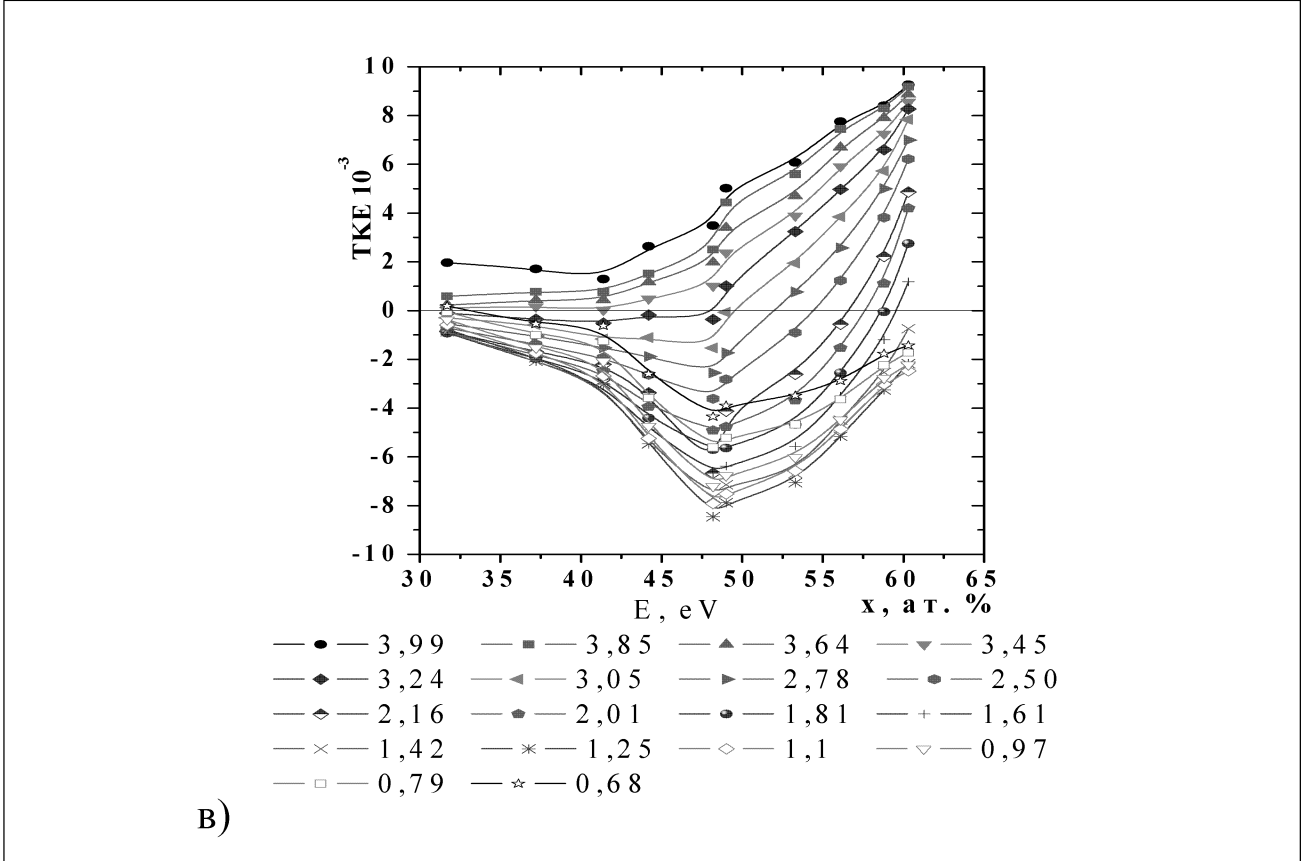
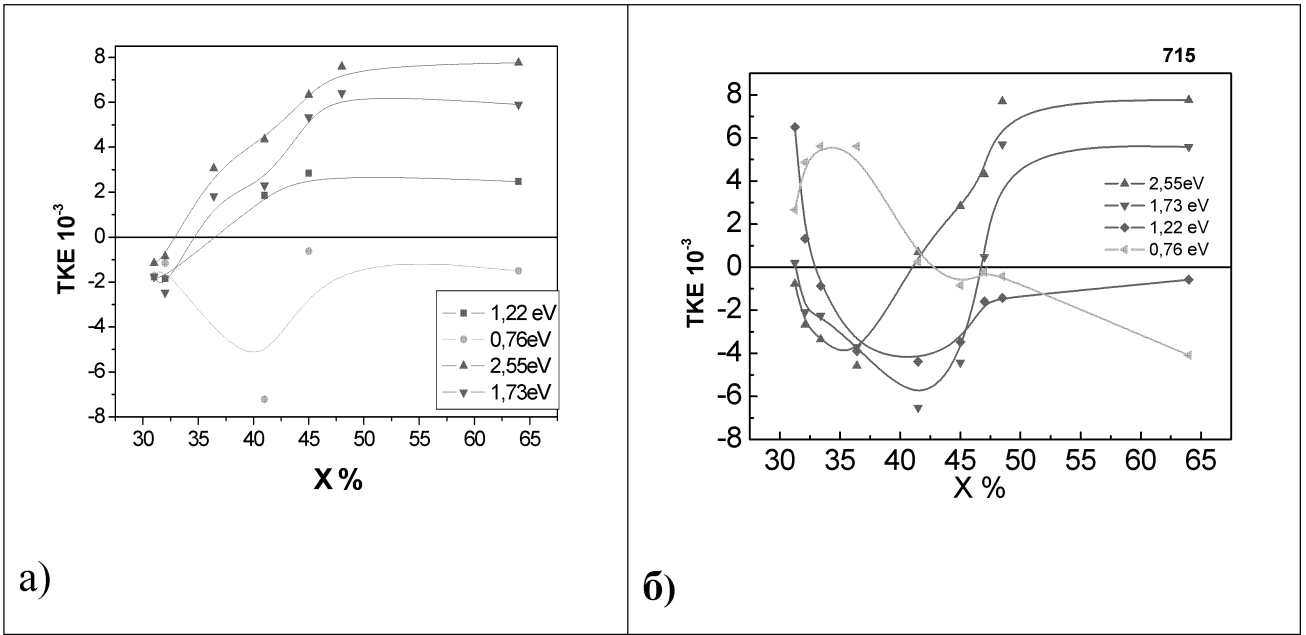
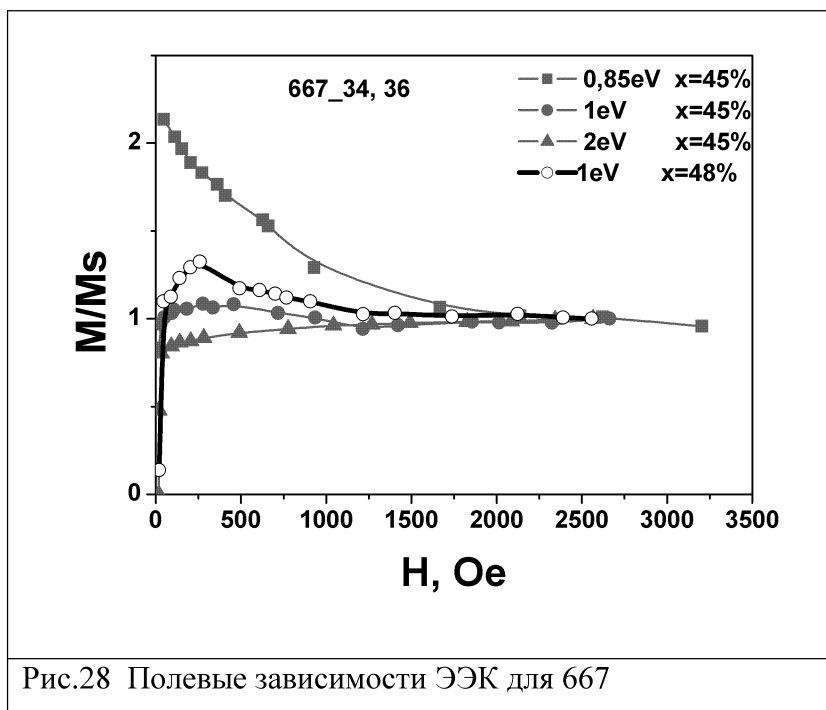


Рис. 27. Концентрационные зависимости для композита $(Co_45Fe_45Zr_{10})x(Al_2O_3)_{100-x}$ А) - 667серия полученная послойно, слоями толщиной (1-2,3 нм) Б) -715, полученная послойно слоями (2,7-6 нм) В – объемный композит [20]



Таким образом, полученные экспериментальные результаты для систем нанокompозитов без прослойки Si, свидетельствуют о том, что размер и форма гранул в нанокompозитном слое зависят от толщины слоя; микроструктура слоев существенно отличается от микроструктуры объемного нанокompозита. С учетом этого можно объяснить поведение спектральных и концентрационных зависимостей ЭЭК для наномультислойных систем с прослойкой кремния.

Если в МС, полученных послойно с нулевой прослойкой кремния, изменение вида спектров ЭЭК и магнитного поведения можно объяснить конкуренцией двух магнитных вкладов от ФМ фазы (большие кластеры CoFeZr) и нанокompозита, то для МС нанокompозит-Si изменение вида спектров ЭЭК можно объяснить конкуренцией вкладов композитов (CoFeZr+Si) и (CoFeZr+Al₂O₃) и диффузного интерфейса на границе ФМ гранула – кремний.

На рис. 29 приведены концентрационные зависимости ЭЭК для 721 и 718 систем. Полученные результаты для серий с прослойками кремния можно объяснить следующим образом. При малых концентрациях, образцы 721 и 718 серий, имеют маленькие ФМ гранулы, находящиеся в диэлектрике. Гранулы однодоменные и не чувствуют магнитные моменты друг друга, что соответствует суперпарамагнитному поведению композита, что видно по полевым зависимостям ЭЭК. Величина магнитооптического отклика при этом небольшая в силу малого количества магнитной фазы. С увеличением X и толщины нанокompозитного слоя растет объем ФМ фазы, что должно приводить к росту ЭЭК и переходу к ферромагнитному поведению, но в то же время с ростом размера гранул и

образованием ФМ кластеров увеличивается количество контактов ФМ гранула — полупроводник, что приводит к образованию немагнитных силицидов и уменьшению ЭЭК.

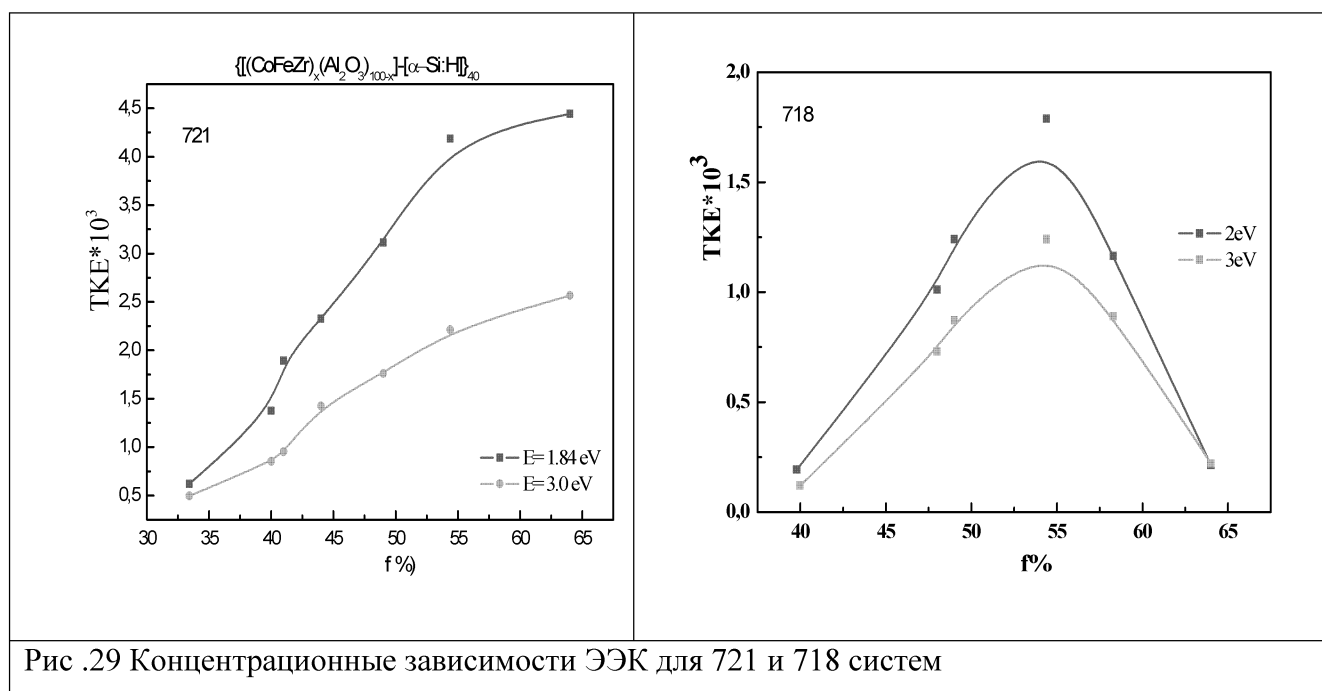


Рис .29 Концентрационные зависимости ЭЭК для 721 и 718 систем

Для системы с наиболее толстыми слоями (721 система), как и для МС CoFeZr/Si (с толщиной слоев > 10 нм) влияние интерфейса должно быть минимально, так как толщины слоев больше размера гранул в объемном композите и контакты CoFeZr с Si минимальны.

В концентрационной зависимости ЭЭК мы видим рост величины эффекта с ростом концентрации X. Вид спектров ЭЭК для 721 системы подобен спектру CoFeZr/Si, а величина эффекта меньше за счет меньшего объема ФМ гранул. При переходе к 718 системе с уменьшением толщины слоев, размер гранул уменьшается, растет их количество и растет число контактов ФМ гранула-Si, что неизбежно должно приводить к росту вклада от силицидов и уменьшению величины ЭЭК, что мы и наблюдаем экспериментально. Особо следует рассмотреть поведение образцов с X= 58,3 и 64 ат.% для 718 системы.

По технологическим причинам при напылении МС вместе с ростом концентрации X до 54 ат.% в нанокompозитном слое увеличивалась и толщина слоев, а при дальнейшем росте X толщина слоев начинает уменьшаться. То есть для МС с X > 54 % должен резко увеличиться вклад от силицидов, так как число контактов ФМ гранула-Si начинает расти, как за счет роста X (больше гранул), так и за счет уменьшения толщины нанокompозитного слоя (меньше гранулы- больше границ). Таким образом за

магнитооптический отклик в этом случае отвечает другая эффективная среда. Можно предположить, что для образца с 64 ат.% и толщиной слоев 3,7 /2,8 нм отдельные гранулы CoFeZr находятся в матрице силициды +Si+Al₂O₃. Действительно, для этого образца наблюдается суперпарамагнитное поведение в полевых зависимостях ЭЭК, и не просто уменьшение величины эффекта, а изменение вида спектральной зависимости ЭЭК. Спектр ЭЭК для этого образца становится подобен спектрам МС CoFeZr/Si, с толщинами слоев порядка 2-3 нм.

Для 716 системы, в которой толщины композитных слоев еще меньше, вклад силицидов максимальный, а величина эффекта минимальна и наблюдалась только для отдельных образцов (см. рис 23).

6. Результаты и Выводы.

- Проведено исследование магнитооптических свойств мультислойных наноструктур $\{[(\text{CoFeZr})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}] - [\text{a-Si:H}]\}_{40}$ в широкой области концентраций x магнитной фазы выше и ниже порога перколяции.
- Установлено, что магнитные и магнитооптические свойства мультислойных наноструктур «композит/полупроводник» сильно зависят не только от концентрации магнитной фазы, но и толщины магнитных и полупроводниковых слоёв.
- Увеличение числа гранул ферромагнетика, контактирующего с кремнием приводит к уменьшению величины ЭЭК, что, по-видимому, связано с образованием немагнитных силицидов на границе ферромагнитная гранула-кремний.
- Исследована зависимость магнитооптических свойств нанокompозитов $[(\text{CoFeZr})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}]$, полученных послойным напылением, от толщины слоев. Установлено, что размер и форма гранул в нанокompозитном слое зависят от толщины слоя и микроструктура послойно напыленных композитов существенно отличается от микроструктуры объемного нанокompозита

6. ЛИТЕРАТУРА.

1. V.G Kravets, A.K. Petford-Long, A.F. Kravets Journ.App.Phys., 2000, 87 №4, 1762-1768
2. E. Gan'shina, A. Granovsky, V. Gushin, M. Kuzmichev, P. Podrugin, A.Kravetz, E. Shipil, Optical and magneto-optical spectra of magnetic granular alloys // Physika A, 1997, 241, 45-51.
3. Ганьшина Е.А., Грановский А.Б., Диени Б., Кумаритова Р.Ю., Юрасов А.Н., Особенности магнитооптических спектров гибридных мультислоев Co/SiO₂ // ФТТ, 2000, 42, вып.10, 1860.
4. H. Akinaga, M. Mizuguchi, T. Manado, E. Gan'shina, A. Granovsky, I. Rodin, A. Vinogradov and A. Yurasov, Enhanced magneto-optical response of magnetic nanoclusters embedded in semiconductor // Journ.Magn.Magn.Mat., 2002, v.242-245, 470.
5. И.В. Быков, Е.А. Ганьшина, А.Б. Грановский, Гуцин В.С., Магниторефрактивный эффект в гранулированных пленках с туннельным магнитосопротивлением // ФТТ, 2000, 42, вып.3, 48.
6. А.Б. Грановский, И.В. Быков, Е.А. Ганьшина, В. Гуцин, А. Козлов, А. Юрасов, Ю. Калинин, М. Инуе, Магниторефрактивный эффект в магнитных нанокompозитах // ЖЭТФ, 2003, 123, №6, 1256
7. E. Gan'shina, R. Kumaritova, A. Bogorodisky, M. Kuzmichov, S. Ohnuma, Magneto-optical spectra of insulating granular system Co-Al-O // The Journal of the Magnetism Society of Japan, 1999, 23, 379.
8. T.V. Murzina, E.A. Gan'shina, V.S. Guschin, T.V. Misuryaev, O.A. Aktsipetrov, Non-linear magneto-optical Kerr effect and second harmonic generation interferometry in Co-Cu granular films // Appl. Phys. Lett. 1998, 73, 3769.
9. D.E. Burgler, M. Buchmeier, S. Cramm, S. Eisebitt, R.R. Gareev, P. Grunberg, C.L. Jia1, L.L. Pohlmann, R. Schreiber, M. Siegel, Y.L. Qin and A. Zimina // J. Phys.: Condens. Matter.-2003.-15.-P.443-450.
10. А.В.Огнев, А.С. Самардак // Вестник ДВО РАН.-2006. № 4.-С.70-80
 - i. Спинтроника: физические принципы, устройства, перспективы /
11. В.О. Васьковский, Г.С. Патрин, Д.А. Великанов, А.В. Свалов, П.А. Савин, А.А. Ювченко, Н.Н. Щеголева Магнетизм слоев Co в составе многослойных пленок Co/Si // Физика твердого тела.-2007.-т.49.-вып.2. С.291-296 /
12. Бозорт Р.М. Ферромагнетизм // М.: ИЛ, -1956.-622 с.)

13. Кринчик Г.С. Физика магнитных явлений, М., (1985).
14. Ганьшина Е.А., Вашук М.В., Виноградов А.И. и др. // *ЖЭТФ. 2004. Т. 125. Вып. 5. С. 1172*Е. Эволюция оптических и магнитооптических свойств в нанокompозитах аморфный металл-диэлектрик.
15. E. Gan'sliina, R. Kumaritova, A. Bogorodisky, M. Kuzmicliev, and S. Olinuma, J. Magn Magneto-optical spectra of insulating granular system Co-Al-O. Soc. Jpn. 23, 379 (1999).
16. 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.
17. Bruggeman D. A. G. // *Ann. Phys. (Leipzig). 1935. V.24. P.636.*
18. Борискина Ю.В., Ерохин С.Г., Грановский А.Б., Виноградов А.П., Инуе М. // *Физика тв. тела. 2006. V.48. Вып.4. С.674*
19. Е.А. Ганьшина, Н.С. Перов, С. Пхонгхирун, В.Е. Мигунов, Ю.Е. Калинин, А.В. Ситников *Известия РАН Сер. Физ. 2008, т.. 72, No.10 стр.1455-1457*
20. Пхонгхирун Сонгсак. Магнитооптические свойства нанокompозитов ферромагнитный металл-диэлектрик и наномультислойных пленок ферромагнетик-полупроводник. Кандидатская диссертация. Физический факультет. Москва 2007