

ВОРОНЕЖСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ ТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ

На правах рукописи

Тарасова Оксана Сергеевна

ВЫСОКОЧАСТОТНЫЕ МАГНИТНЫЕ И ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
ПЛЕНОК И ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СТРУКТУР НА ОСНОВЕ НАНОКОМПО-
ЗИТА $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$

Специальность 1.3.8. Физика конденсированного состояния

ДИССЕРТАЦИЯ

на соискание ученой степени
кандидата физико-математических наук

Научный руководитель
доктор физико-математических наук,
доцент
Ситников Александр Викторович

Воронеж – 2022

Содержание

1 Обзор литературы	12
1.1 Описание нанокompозитов	12
1.2 Структурные и фазовые особенности нанокompозита (Co ₄₀ Fe ₄₀ B ₂₀) _x (SiO ₂) _{100-x}	14
1.3 Магнитные явления в гетерогенных наносистемах	19
1.3.1 Ферромагнитный резонанс.....	19
1.3.2 Магнитостатические и магнитодинамические свойства гетерогенных наносистем	24
1.3.3 Высокочастотные магнитные свойства материалов.....	31
1.4 Адсорбционные свойства наногранулированных композиционных структур в СВЧ диапазоне.....	33
2. Методики измерения и изготовление образцов.....	36
2.1 Методика измерения намагниченности нанокompозитов.....	36
2.2 Измерение комплексной магнитной проницаемости на частоте от 15 до 250 МГц.....	37
2.3 Измерение комплексной магнитной проницаемости на частоте от 0.5 до 10 ГГц.....	40
2.4 Измерение электромагнитных свойств образцов рупорным методом	45
2.4.1 Измерение коэффициента отражения однорупорным методом.....	45
2.4.2 Измерение коэффициента поглощения двух рупорным методом	47
2.4.3 Измерение коэффициента поглощения одно рупорным методом в геометрии экрана Солсбери	49
2.5 Изготовление образцов.....	50
2.5.1 Установка ионно-лучевого распыления	51
2.5.2 Получение многослойных структур композит – окисленный композит	54
2.5.3 Получение стеклотекстолита с нанесенным функциональным покрытием из нанокompозита (Co ₄₀ Fe ₄₀ B ₂₀) _{58,5} (SiO ₂) _{41,5} и многослойной структуры $\{[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}]/[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}+\text{O}_2]\}_n$ на поверхность стеклоткани	58

2.5.4 Получение квазифрактальной структуры с нанесенным функциональным покрытием из нанокompозита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ на поверхности лавсана	64
Заключение к главе 2	70
3 Электрические и магнитные свойства композита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ и многослойных структур $\{[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}]/[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x} + \text{O}_2]\}_n$	71
3.1 Электрические свойства композита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ и многослойных структур $\{[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}]/[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x} + \text{O}_2]\}_n$	71
3.2 Магнитные свойства	75
3.2.1 Магнитные свойства композитов $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ и многослойных структур $\{[(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}]/[(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x} + \text{O}_2]\}_n$ в ВЧ диапазоне.....	75
3.2.2 Магнитные свойства функциональных покрытий для адсорбционных структур в СВЧ диапазоне	80
Заключение к главе 3.	92
4. Высокочастотные свойства СВЧ структур с функциональным покрытием на основе нанокompозитов $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$	93
4.1 Коэффициент отражения структур с функциональным покрытием на основе нанокompозитов $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$	93
4.2 Коэффициент поглощения структур с функциональным покрытием на основе нанокompозитов $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$	100
4.3 Коэффициент поглощения структур с функциональным покрытием на основе нанокompозитов $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ в геометрии экрана Солсбери.....	108
Заключение к главе 4	124
Выводы:.....	126

Введение

Актуальность темы

Повышенный интерес к нанокompозитам металл-диэлектрик обусловлен проявлением в них квантовых эффектов при высоких температурах (гигантский магниторезистивный и магниторефрактивный эффекты, прыжковая проводимость, аномальный эффект Холла и т. д.). Поэтому данные гетерогенные системы актуальны как функциональные среды в элементах памяти на магниторезистивном и мемристорном эффектах, датчиках магнитного поля, устройствах спинтроники и т.д. К тому же, введение в качестве металлической фазы элементов или сплавов с ферромагнитным упорядочением, обеспечивает применение нанокompозита в высокочастотной области электромагнитного излучения (МГц, ГГц).

Установление влияния структуры нанокompозитов на магнитные и электрические свойства в гигагерцовом диапазоне частот является важной задачей физики конденсированного состояния. В этом случае важнейшее значение приобретает выявление закономерностей естественного ферромагнитного резонанса, условий согласования волнового сопротивления функционального материала с воздушным пространством, принципы достижения высокой магнитной проницаемости гетерогенных структур, и др. Для нанокompозитов ферромагнитный металл-диэлектрик, подходящих для применения в качестве активных сред, поглощающих электромагнитное излучение в области ВЧ и СВЧ частот, решение подобного рода задач является актуальным с точки зрения развития указанных выше приложений. Однако на пути реализации данного направления имеются серьезные физические ограничения. Так, величина удельного электрического сопротивления пленки нанокompозита имеет не высокое значение после порога перколяции, где наблюдается ферромагнитное упорядочение магнитной структуры гетерогенных пленок. Наличие анизотропии формы наногранул в перпендикулярном к поверхности пленки направлении существенно понижает величину ее магнитной проницаемости. В данной работе разрабатывались оригинальные подходы преодоления этих ограничений. Введение наноразмерных прослоек окисленного нанокompозита между слоями композита толщиной соизмеримой с размером металлических

наногранул (4-6 нм) дает возможность уменьшить магнитную анизотропию формы ферромагнитных частиц и повысить значение удельного электрического сопротивления пленки. Фрагментация функционального покрытия и распределение этих фрагментов в пространстве уменьшает значение эффективной диэлектрической проницаемости активной среды. Обозначенные направления существенно изменяют механизм взаимодействия электромагнитного излучения с пленкой нанокompозита и позволяют создать перспективное направление на пути использования нанокompозитов в ВЧ и СВЧ устройствах. Таким образом, установление закономерностей структуры, электрических и магнитных свойств новых многослойных систем на основе нанокompозита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ является актуальной научной проблемой.

Цели и задачи работы

Целью работы являлось установление закономерностей взаимодействия электромагнитного излучения в диапазоне частот 1 – 10 ГГц с пленками нанокompозита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ и многослойной структуры $\{[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}]/[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x} + \text{O}_2]\}_n$ в зависимости от соотношения диэлектрической и металлической фаз, параметров формирования 2D неоднородностей в процессе синтеза, структурных и пространственных особенностей фрагментации пленочного покрытия на подложке.

Для достижения поставленной цели необходимо было решить следующие задачи:

1. Разработка комплекса технологических приемов для получения образцов нанокompозитов $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ и многослойной структуры $\{[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}]/[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x} + \text{O}_2]\}_n$ размером 400x400 мм² на поверхности лавсана и стеклоткани, формирования рисунка квазифрактальной структуры на поверхности лавсана и формовки стеклотекстолита из стеклоткани с нанесенным на ее поверхность пленки нанокompозита, обеспечивающего возможности исследований взаимодействия электромагнитного излучения с пленками рупорным методом на частоте от 1 ГГц до 10 ГГц .

2. Анализ взаимосвязи параметров осаждения (парциальное давление кислорода и концентрация диэлектрической фазы) и электрических свойств нанокompозита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}$ и многослойной структуры $\{[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}]/[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}+\text{O}_2]\}_n$.

3. Исследование магнитостатических и магнитодинамических свойств синтезируемых гетерогенных пленок.

4. Установление параметров абсорбции электромагнитного излучения в диапазоне частот 1 – 10 ГГц образцов стеклотекстолита с нанесенным функциональным покрытием из нанокompозита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}$ и многослойной структуры $\{[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}]/[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}+\text{O}_2]\}_n$ на поверхность стеклоткани и квазифрактальной структуры с нанесенным функциональным покрытием из нанокompозита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ на поверхности лавсана.

5. Разработка эмпирической модели механизмов взаимодействия электромагнитного излучения в диапазоне частот 1 – 10 ГГц с исследуемыми структурами.

Научная новизна

1. Установлено, что для пленок нанокompозитов $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ и многослойных структур $\{[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}]/[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}+\text{O}_2]\}_n$, полученных при циклическом добавлении кислорода, в диапазоне концентраций x от 22 ат.% до 70 ат.% невозможно согласовать волновое сопротивление воздушного пространства и гетерогенной пленки.

2. Установлено, что фрагментация пленки композита приводит к увеличению частоты естественного ферромагнитного резонанса и полуширины на кривой частотной зависимости мнимой части комплексной магнитной проницаемости за счет формирования магнитной анизотропии формы, которая задается структурой стеклотканного полотна.

3. Выявлен превалирующий вклад электрической составляющей электромагнитной волны во взаимодействие электромагнитного излучения с функциональным покрытием образцов на основе нанокompозитов $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ в диапазоне частот 1-10 ГГц, связанный с большим значением мнимой части ком-

плексной диэлектрической проницаемости пленок по сравнению с мнимой частью комплексной магнитной проницаемостью.

Практическая значимость работы

1. Разработан комплекс технологических приемов обеспечивающий получение образцов стеклотекстолита из стеклоткани с нанесенной на ее поверхность пленки нанокompозита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ и многослойной структуры $\{[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}]/[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}+\text{O}_2]\}_n$ размером до 350x300 мм² для высокочастотных электромагнитных измерений.

2. Использование ионно-лучевого осаждения и технологии лазерной резки, позволяет получить образцы квазифрактальной структуры с нанесенным функциональным покрытием из нанокompозита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ на поверхности лавсана размером до 400x400 мм² для высокочастотных электромагнитных измерений.

3. Выявлены оптимальные параметры, обеспечивающие максимальное поглощение в квазифрактальных структурах функционального покрытия. При толщине пленки нанокompозитов $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{66,1}(\text{SiO}_2)_{33,9}$ 1.4 мкм и удельном электрическом сопротивлении 4.75 Ом·м СВЧ поглощение достигает ~ 50 % по мощности излучения в диапазоне частот 2 - 7 ГГц .

4. Установлен оптимальный состав нанокompозита $((\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{53,1}(\text{SiO}_2)_{46,9}$ для квазифрактальных структур на лавсановой подложке и $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}$ для стеклотекстолита изготовленного из стеклоткани 1) и толщина воздушного зазора (12 мм), для которых в геометрии экрана Солсбери достигнут максимальный коэффициент поглощения по энергии электромагнитной волны, равный 0.8 в диапазоне частот 3 - 5 ГГц.

Научные положения, выносимые на защиту:

1. Максимально достигнутые значения произведения удельного электрического сопротивления на магнитную проницаемость для пленки многослойной структуры $\{[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}]/[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}+\text{O}_2]\}_n$, полученной при циклическом добавлении кислорода с давлением ~ 4.3 пар.%, в области концентраций металлической фазы от 40 ат.% до 60 ат.% на ча-

стоте 50 МГц, обусловлено увеличением магнитной проницаемости за счет подавления перпендикулярной магнитной анизотропии пленки, а также увеличением удельного электрического сопротивления образцов и незначительным сдвигом порога перколяции гетерогенной структуры.

2. Пленки нанокompозита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}$ и многослойных структур $\{[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}]/[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}+\text{O}_2]\}_n$, осажденные на стеклоткань имеют большую частоту естественного ферромагнитного резонанса и полуширину частотной зависимости мнимой части комплексной магнитной проницаемости по сравнению с образцами на гладкой поверхности, что связано с наличием магнитной анизотропии формы фрагментов пленки на поверхности стеклотканей.

3. Пространственное перераспределение электрической составляющей электромагнитной волны в объеме образца относительно проводящих частиц структуры определяет уменьшение эффективной диэлектрической проницаемости стеклотекстолита с пленкой нанокompозита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}$ и многослойной структуры $\{[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}]/[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}+\text{O}_2]\}_n$, осажденной на стеклоткань по сравнению с квазифрактальной структурой пленки нанокompозита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ на лавсане при равенстве удельных электрических сопротивлений резистивных слоев.

4. Основной вклад во взаимодействии СВЧ излучения (1-10 ГГц) с пленкой функционального покрытия на основе нанокompозитов $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ определяется электрической составляющей электромагнитной волны.

5. Частотная зависимость коэффициента поглощения в области частот 1 – 10 ГГц нанокompозита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}$ и многослойных структур $\{[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}]/[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}+\text{O}_2]\}_n$, определяется пространственным распределением и топологией функционального покрытия.

Апробация работы

Основные результаты научно-квалификационной работы были доложены и обсуждались на следующих конференциях:

- 8 th International School and Conference on Optoelectronics, Photonics, Engineering and Nanostructures “Saint Petersburg OPEN 2021” St. Petersburg, Russia, (May 25 – 28, 2021);
- VIII Международная молодежная научная конференция. Физика. Технологии. Инновации. ФТИ-2021 (17-21 мая 2021 г.);
- VII Международная молодежная научная конференция. Физика. Технологии. Инновации. ФТИ-2020 (18-22 мая 2020 г.);
- VI Международная молодежная научная конференция. Физика. Технологии. Инновации. ФТИ-2019 (20-24 мая 2019 г.);
- VIII Международная научная конференция «Актуальные проблемы физики твердого тела» (ФТТ-2018) (г. Минск, 24-28 сентября 2018 г.);
- VIII Байкальская Международная конференция «Магнитные материалы. Новые технологии» (г. Иркутск, 24–28 августа 2018 г.);
- Всероссийская научно-практическая конференция с международным участием «Новые технологии, материалы и оборудование российской авиакосмической отрасли» (8-10 августа 2018 г.);
- V Международная молодежная научная конференция, посвященной памяти Почетного профессора УрФУ В. С. Кортova «Физика. Технологии. Инновации» (ФТИ-2018) (14–18 мая 2018 г.);
- XXIII Международная конференция «Новое в магнетизме и магнитных материалах» (НМММ- XXIII) (г. Москва, 30 июня – 5 июля 2018 г.);
- 20th International Conference on Composite Structures (ICCS20) (4-7 September 2017);
- Moscow International Symposium on Magnetism (MISM) (Moscow, 1-5 July, 2017).

Публикации

Основные результаты по теме диссертации изложены в 15 научных работах, входящих в перечень ВАК, среди которых 7 статей, опубликованных в ведущих рецензируемых изданиях, индексируемых базами данных Web of Science и Scopus и получен патент РФ на полезную модель.

Публикации в изданиях, рекомендованных ВАК РФ

1. Высокочастотная магнитная проницаемость однослойных и многослойных нанокompозитов $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ Тарасова О.С. и др. Физика твердого тела. 2016. Т. 58. № 12. С. 2365-2368.

2. Влияние окисленных прослоек на магнитные свойства многослойных пленок на основе нанокompозитов аморфный ферромагнетик-диэлектрик Тарасова О.С. и др. Физика твердого тела. 2016. Т. 58. № 5. С. 910-916.

3. Высокочастотные свойства многослойных систем на основе нанокompозитов $(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ и $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ О.С. Тарасова и др. Перспективные материалы, Издательство: ООО "Интерконтакт Наука" Москва, 2015 №5, С 42-49.

4. Высокочастотные магнитные свойства стеклотекстолита с нанокompозиционным функциональным тонкопленочным покрытием $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$, О.С. Тарасова и др. Материаловедение, 2018 Вып. 10, С 18-22.

5. Структура и электрические свойства многослойных пленок на основе композитов ферромагнетик-диэлектрик, О.С. Тарасова и др., Вестник Воронежского государственного технического университета, 2015 Т.11. №5, С 100-108.

6. Высокочастотные магнитные свойства многослойных гетерогенных пленок на основе нанокompозитов ферромагнитный металл-диэлектрик, О.С. Тарасова и др, Вестник Воронежского государственного технического университета, 2015 Т.11. №5, С 112-119.

7. Магнитостатические и магнитодинамические свойства многослойных систем на основе нанокompозитов $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$, О.С. Тарасова и др., Вестник Воронежского государственного технического университета, 2016 Т.12. №6, С 30-37.

Статьи в изданиях, индексируемые в WoS

8. Magnetic properties of nanocomposites metal-carbon, Tarasova O. and etc, Solid State Phenomena [this link is disabled](#), (2015) Vol.233-234, pp. 538–541.

9. High-frequency properties of multilayer systems based on the $(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ and $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)$ nanocomposites, Tarasova O. and etc, Solid State Phenomena, (2015), 233-234, p. 467–470.

10. High-Frequency Magnetic Properties of Glass-Reinforced Plastic Laminate with Deposited Functional Thin-Film Coating Based on $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ Nanocomposite, Tarasova O.S., and etc, Inorganic Materials: Applied Research this link is disabled, (2019), Vol. 10(4), pp. 812–817.

11. Magnetodynamic properties of spatially distributed films based on a metal-dielectric composite, O.S. Tarasova, and etc, Physics, Technologies and Innovation (PTI-2017) AIP Conf. Proc. Vol. 1886, P.020051-1–020051-4.

12. Creation of Broadband Radio-Absorbing Structures Based on Frequency-Selective Gratings with Distributed Losses, O.S. Tarasova, and etc, Physics, Technologies and Innovation (PTI-2018), AIP Conf. Proc. Vol. 2015, P.020101-1–020101-5.

13. High-frequency properties of a fractal-like structure of a frequency-selective lattice with a distributed resistive load based on a nanocomposite $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ film, Tarasova O.S., and etc, AIP Conference Proceedings this link is disabled, (2019), Vol. 2174, pp. 020258.

14. Magnetic Properties of $(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ Nanocomposites near the Percolation Threshold, Tarasova, O.S., and etc, Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics this link is disabled, (2019), Vol. 83. Iss. 7, p. 835–837.

Результаты интеллектуальной деятельности

1. Патент 209860 U1 Российская Федерация, СПК H01Q 17/00 (2022.01). Тонкий сверхширокополосный поглотитель электромагнитного излучения / О.С. Тарасова, А.В. Ситников, В.А. Пендюрин; заявитель и патентообладатель ФГБОУ ВО «ВГТУ». -№ 2021104827; заявл. 25.02.2021; опубл.23.03.2022 Бюл. №9.

Структура и объем работы

Диссертация состоит из введения, четырех глав, заключения, списка литературы из 148 наименований. Основная часть работы изложена на 144 страницах, содержит 79 рисунков и 17 таблиц.

1 Обзор литературы

1.1 Описание нанокompозитов

Тонкие нанокompозитные пленки и структуры на их основе, обладают рядом уникальных физических и химических свойств, не встречающихся у объемных материалов [1–7], что делает их актуальным объектом экспериментального и теоретического исследования уже не одно десятилетие [8–18]. Особое место среди них занимают наноструктурированные гетерогенные среды, к которым относятся нанокompозиты, однослойные и многослойные структуры, содержащие наночастицы, а именно: наногранулированные пленки металл-металл, металл-диэлектрик, металл-полупроводник и др. Принято считать, что тонкой магнитной пленкой называется слой магнитного материала толщиной от нескольких десятков нанометров до нескольких микрон. Многочисленные исследования выявили, что в этом пределе происходят значительные изменения механических, магнитных, электрических, оптических и химических свойств наноматериалов по сравнению с аналогичными объемными материалами.

Гранулированные нанокompозиты ферромагнетик-диэлектрик представляют собой искусственно созданные среды, состоящие из металлических гранул размером 2–10 нм, случайным образом распределённых в объеме диэлектрической матрицы. Такие композиты, благодаря уникальной наноструктуре и несложным технологическим приемам, позволяющим легко изменять концентрацию и размеры частиц, представляют собой почти идеальные системы для исследования многих физических свойств наноструктурированных материалов, а также применения этих материалов на практике.

Ферромагнитные (ФМ) пленки и многослойные структуры на их основе предоставляют качественно новые возможности для оптимизации и миниатюризации компонентной базы твердотельной микроэлектроники и разработки сенсоров магнитного поля, токовых генераторов СВЧ, спиновых транзисторов и других твердотельных устройств, основанных на спиновом транспорте. Однако, каждая из перечисленных выше потенциальных областей приложения тонких ФМ пле-

нок, накладывает, определенные ограничения на свойства, которыми они должны обладать. Свойства пленок существенным образом определяются их микроструктурным строением [19–22], кристаллической структурой и кристаллографической ориентацией (текстурой) [23–25], которые, в свою очередь, зависят от метода получения пленки, выбора технологических режимов напыления [26–30], материала подложки [31,32] и состояния ее поверхности [33]. Существенное влияние на свойства ФМ пленок также оказывает размерный эффект [34–36]. По строению кристаллической структуры пленки можно разделить на 4 класса: аморфные пленки, поликристаллические пленки, текстурированные пленки (т.е. поликристаллические пленки с преимущественной кристаллографической ориентацией зерен в выделенном направлении) и эпитаксиальные пленки. Нужно отметить, что необходимым условием для практического применения тонких пленок и структур на их основе в твердотельных электронных устройствах является высокая повторяемость свойств получаемых пленок. На сегодняшний день наиболее распространенными методами получения тонких ФМ пленок с высокой повторяемостью свойств являются методы вакуумного осаждения. В значительной степени это обусловлено тем, что, в отличие от методов электрохимического или плазмохимического осаждения, методами вакуумного осаждения удается получать пленки толщиной от долей нанометра до сотен нанометров с низким содержанием примесей, а подбором параметров напыления, можно легко и с высокой точностью управлять скоростью осаждения, толщиной пленки и ее физическими свойствами, в частности ее микроструктурой, кристаллической структурой и кристаллографической ориентацией.

Основными технологическими параметрами, влияющими на свойства растущей пленки, являются: базовое давление, давление рабочего газа P_{Ar} во время напыления и его состав [39, 43, 44], материал подложки [23], температура T_s подложки во время напыления [28, 37, 38, 40, 45], температура отжига пленки T_a [38, 41], рабочее напряжение U_m , ток разряда I_m , напряжение смещения $U_{см}$, подаваемого на подложку и ток смещения $I_{см}$ [19, 42, 40, 45, 46], скорость напыления V и параметры поверхности подложки, в частности ее шероховатость σ [33]. Эти па-

раметры непосредственно определяют энергию атомов распыленного материала и их миграционную способность на поверхности подложки и, следовательно, оказывают влияние на процесс формирования пленок с определенной кристаллической структурой и микроструктурой. Нужно отметить, что важным физическим параметром пленок, который определяет их свойства, независимо от метода получения, микроструктуры и кристаллического строения пленки, является толщина пленки. При этом, одним из наиболее значимых параметров микроструктуры пленки, который существенно зависит от ее толщины и определяет возможность применения пленок в различных планарных твердотельных микро – и наноструктурах (полосно–заграждающие фильтры, фазовращатели) и их оптимизации, является шероховатость поверхности пленки. Известно, что шероховатость поверхности тонких ФМ пленок оказывает влияние на их коэрцитивность, магнитосопротивление, доменную структуру, ширину линии ферромагнитного резонанса (ФМР) и вид спектра ФМР [47–52].

1.2 Структурные и фазовые особенности нанокompозита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$

Нанокompозит $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ был впервые получен в лаборатории Воронежского государственного технического университета в 2000 г [53]. За прошедший период структура и фазовый состав гетерогенной системы изучался во многих лабораториях с применением различных современных методов исследования. Разобраться со структурными особенностями и закономерностями взаимодействия атомов в объеме материала, является отнюдь, не тривиальной задачей. Отметим объективные трудности выполнения данных исследований.

Нанокompозит металл-диэлектрик формируется путем самоорганизации атомов на поверхности подложки. Атомы попадают на подложку в результате ионно-лучевого распыления составной мишени. В данном случае металлического сплава $\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20}$ и кварцевых навесок (SiO_2). Гетерогенная структура пленки формируется путем самоорганизации в случае, когда фазы, ее составляющие не растворя-

ются и не образуют химических соединений. Действительно оксид кремния и основные элементы сплава $\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20}$ отвечают данным условиям. Однако, при ионном распылении на поверхность подложки поступают не только молекулы данных фаз, но и отдельные элементы (Co, Fe, B, Si и O), входящие в состав соединения и сплава. В этом случае выполнение критерия образования композита для данного набора фаз выглядит не очевидно. Могут образовываться оксиды и силициды металлов, бор может входить в состав оксида кремния и образовывать сложную аморфную фазу, подобную боросиликатному стеклу. Все это чрезвычайно усложняет фазовый состав системы.

Еще одним не маловажным фактором является наноразмерный масштаб композита. Как показали исследования структуры, размер металлических гранул составляет 3-5 нм. Воспроизвести точный элементный состав отдельных гомогенных участков пленки на расстоянии порядка 1 нм весьма непросто, даже используя современные методы исследования.

В дополнении обратим внимание на то, что при таких масштабах фрагментации относительно большое число атомов расположены на границе раздела фаз и относить их к какому-либо соединению можно весьма условно.

Не смотря на все эти трудности и не очевидные условия синтеза, одновременное распыление сплава $\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20}$ и SiO_2 ионно-лучевым методом формирует нанокompозит, что подтверждается многочисленными ПЭМ исследованиями [54] (рис. 1.1). Кроме того, приведенные электронограммы показывают аморфную структуру образовавшихся фаз.

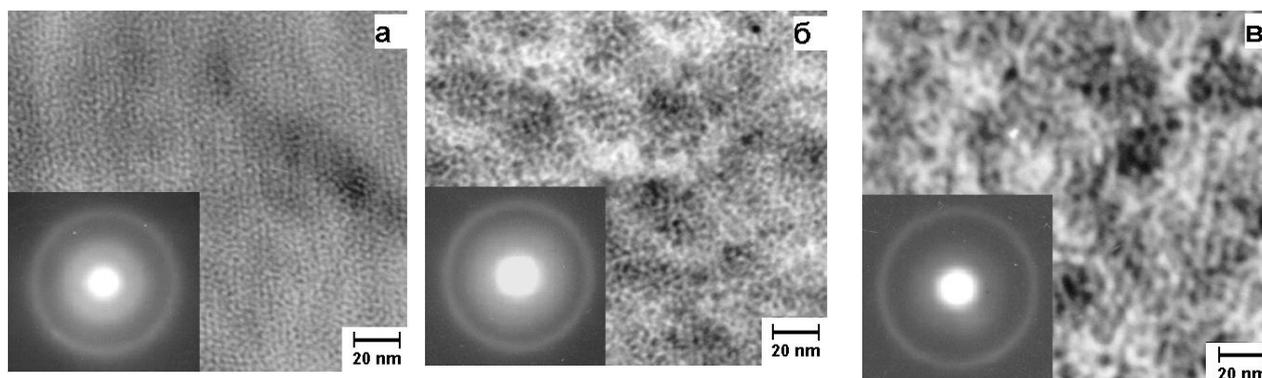


Рис. 1.1 Микрофотографии и электронограммы гранулированных композитов $(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$: а - $(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_{30}(\text{SiO}_2)_{70}$; б - $(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_{44}(\text{SiO}_2)_{56}$; в - $(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_{52}(\text{SiO}_2)_{48}$

Большой вклад в изучение фазового состава нанокompозита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ внесли сотрудники лаборатории физики твердого тела и наноструктур ВГУ под руководством Э.П. Домашевской, которые были обобщены в дис. Сторожилова С.А. [55].

Методами ультрамягкой рентгеновской эмиссионной спектроскопии (УМРЭС, XES), а также спектроскопии ближней тонкой структуры края рентгеновского поглощения (БТСРП, XANES) было исследовано ближайшее химическое окружение атомов определенного сорта в нанокompозите. Для выявления ближнего окружения атомов кремния были получены и рентгеновские эмиссионные Si $L_{2,3}$ спектры нанокompозитов $(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{1-x}$. Анализ спектров показал, что диэлектрическая компонента композита помимо SiO_2 , содержит порядка 15 % субоксида $\text{SiO}_{1.7}$ и возможно низкокоординированный (аморфный) кремний. Также рассматривается возможность наличия относительно небольшого количества силикатных или боросиликатных фаз в результате взаимодействия металлической и диэлектрической компонент с образованием более сложных соединений, нежели силициды.

Были получены и проанализированы спектры XANES элементов, принадлежащих металлической компоненте нанокompозитов, т.е. Fe $L_{2,3}$, Co $L_{2,3}$, B K, а затем спектры XANES элементов, принадлежащих диэлектрической компоненте

наноконпозитов Si L_{2,3} и O K. Анализ проводился в рамках приближения дипольных правил отбора с привлечением современных представлений о мультиплетной структуре спектров. Исследовались композиты различного состава, полученные в среде Ar и с добавлением O₂.

Для атомов Fe выявлено наличие соединений со степенью ионизации Fe³⁺, Fe²⁺. Наиболее полно спектр описывается при его моделировании соединениями железа Fe₂O₃ и FeSiO₄ а также сложным оксидом CoFe₂O₄. Надо заметить, что при добавлении O₂ в процессе получения композита почти полностью отсутствует фаза металлического железа.

Для атомов Co выявлено наличие соединений с степенью ионизации Co²⁺. В этом случае как основные соединения кобальта, входящие в состав гетерогенной системы, рассматриваются CoFe₂O₄ и CoO. Надо заметить, что металлический Co составляет большую часть в образцах, чем Fe и при добавлении O₂ остается в существенном количестве не окисленным.

Пространственное расположение оксидов металлической фазы интерпретируется как металлическое ядро, окруженное оксидами металла.

XANES В К спектры показали, что бор в наноконпозите имеют ближайшее окружение ионами кислорода смешанной тетраэдрической и тригональной симметрии [BO₄]:[BO₃] в соединениях с составом (BO_x)[(Fe²⁺,Fe³⁺)O_y].

В результате проделанных измерений выявлено, что в композите (Co₄₁Fe₃₉B₂₀)_x(SiO₂)_{1-x} имеются соединения CoFe₂O₄, 2FeO·FeBO₃, Fe₂SiO₄, FeO, CoO, SiO_x (x<2), а также Co и Fe в металлической фазе и кластеры аморфного Si. При добавлении кислорода увеличивается доля соединений металла с кислородом, в оксиде кремния SiO_x увеличивается значение x, приближаясь к 2 и уменьшается количество Co и Fe в металлической фазе.

Пространственная модель распределения соединений и фаз в композите (Co₄₁Fe₃₉B₂₀)_x(SiO₂)_{1-x}, сделанная по результатам исследований, представлена на рис.1.2. Из приведенных результатов становится ясно, что формульное обозначение композита (Co₄₁Fe₃₉B₂₀)_x(SiO₂)_{100-x} достаточно условно и характеризует только относительное количество атомов разного рода, ни в коем мере не претендуя

на соотношение диэлектрической и металлической фаз компонентов. Однако, данная форма представления связана с непреодолимой трудностью полной количественной интерпретации фазового состава наноструктурированных гетерогенных систем на данном этапе их изучения.

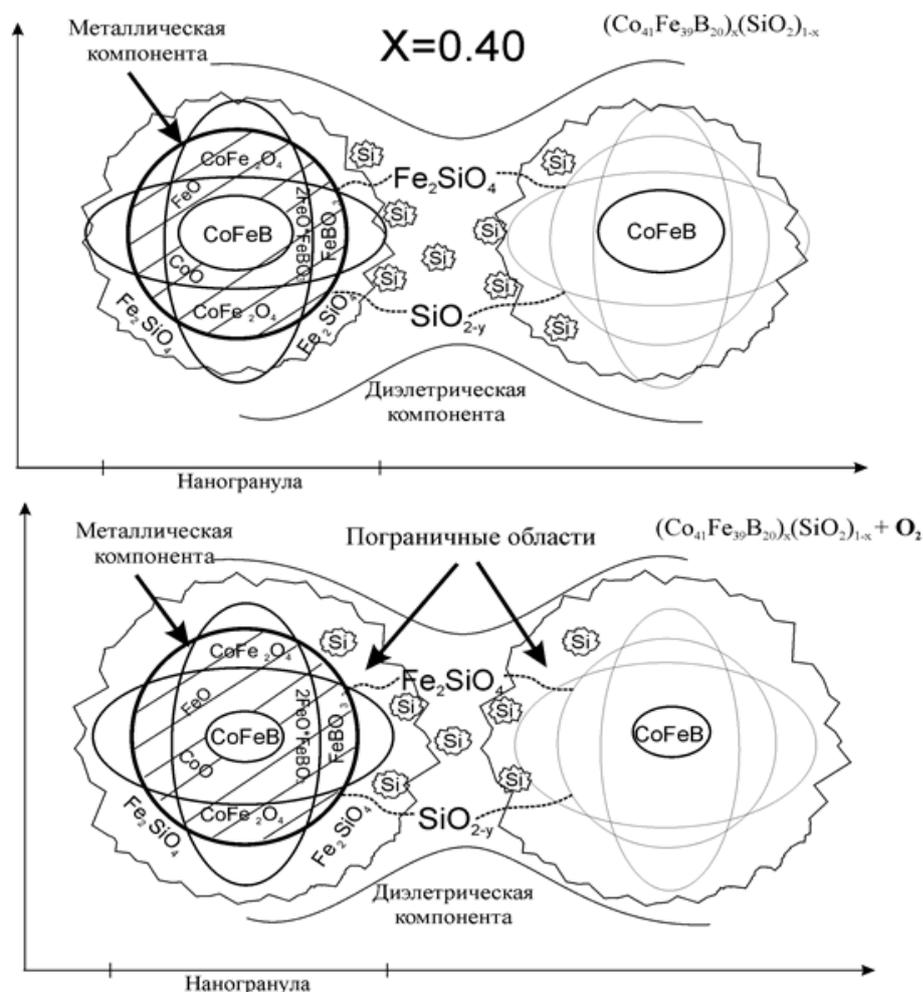


Рис. 1.2 Топологические модели нанокompозитов $(Co_{41}Fe_{39}B_{20})_x(SiO_2)_{1-x}$, полученных без и с добавлением O_2

Другой особенностью при формировании нанокompозита металл-диэлектрик является принципиальная невозможность получить изотропную во всех направлениях гетерогенную структуру. Условия формирования пленки в плоскости и перпендикулярно подложки различаются. По этой причине размер металлических гранул в плоскости и в направлении роста разный. Как правило в направлении ро-

ста гранулы вытянуты (вплоть до столбчатой структуры). Это хорошо видно на рис. 1.3. Такая конфигурация гранул создает условия формирования магнитной анизотропии в перпендикулярном к подложке направлении.

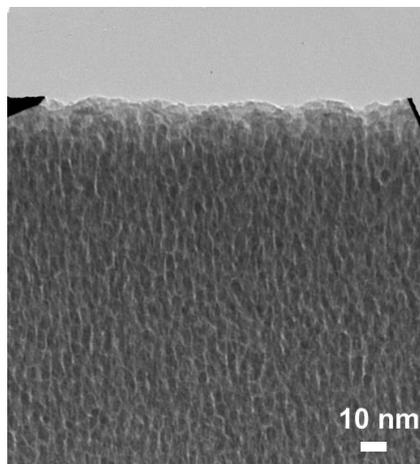


Рис. 1.3 Микрофотография поперечного сечения пленки наногранулированного композита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{60}(\text{SiO}_2)_{40}$

Таким образом в случае композита $(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ мы имеем дело со сложным многофазным, структурно неоднородным объектом изучения.

1.3 Магнитные явления в гетерогенных наносистемах

1.3.1 Ферромагнитный резонанс

На высокой частоте намагничивание магнитного материала не может достаточно быстро реагировать на изменение магнитного поля, вызывая фазовую задержку между ними. Это явление может быть представлено комплексной относительной проницаемостью, $\mu_r = \mu' - j\mu''$ [56]. Действительная часть комплексной проницаемости μ' отражает способность материала накапливать магнитную энергию, тогда как мнимая часть μ'' представляет потерю магнитной энергии. На определенной частоте, известной как частота ферромагнитного резонанса (ФМР), $f_{\text{рез}}$, мнимая часть комплексной проницаемости достигает пикового значения, по-

сколькx действительная часть быстро падает, указывая на максимальную потерю энергии (рис. 1.4). Эта частота, которая ограничивает рабочую частоту магнитных материалов, является важным фактором, учитываемым при проектировании материалов.

Ферромагнитный резонанс возникает из-за естественного прецессионного резонанса магнитных моментов во внешнем поле. В постоянном магнитном поле H магнитные моменты стремятся выстраиваться параллельно полю. Прецессионное движение намагниченности может быть предсказано уравнением Ландау-Лифшица-Гильберта (ЛЛГ) [57, 58]

$$\frac{dM}{dt} = -\gamma M \times H_{\text{эфф}} - \frac{\alpha\gamma}{M_s} M \times (M \times H_{\text{эфф}}), \quad (1.1)$$

где γ - гиромагнитное отношение электронов (обычно $\gamma / 2\pi \approx 28$ ГГц/Тл), и α - постоянная демпфирования, безразмерная постоянная, характеризующая демпфирующую силу, противодействующую прецессии. $H_{\text{эфф}}$ - это эффективное внутреннее поле, испытываемое намагничиванием, комбинацией внешнего магнитного поля, поля размагничивания и других полей анизотропии.

Как схематично показано на рис. 1.5, статическое поле H выравнивает магнитные моменты, поскольку микроволновое поле $H_{\text{microwave}}$ прикладывается перпендикулярно статическому полю, чтобы заставить магнитные моменты прецессировать. Если частота микроволн совпадает с частотой естественной прецессии намагниченности, максимальная энергия будет поглощена ферромагнитным образцом и передана прецессии намагничивания. Это называется ферромагнитным резонансом.

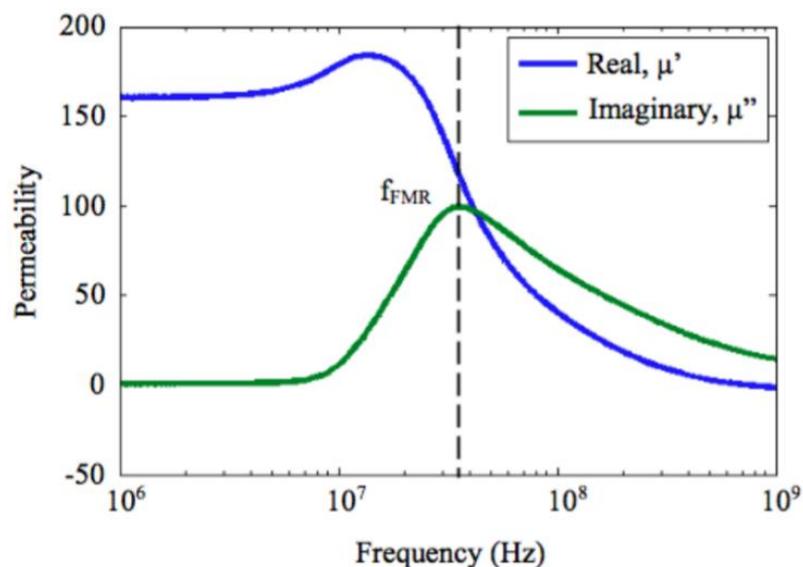


Рис. 1.4 Комплексная магнитная проницаемость ферритового сердечника, измеренная от 1 МГц до 1 ГГц

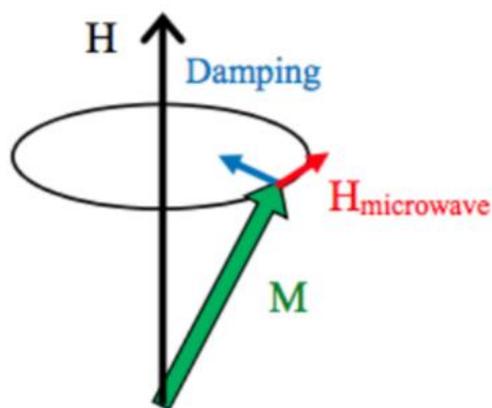


Рис. 1.5 Схема прецессии намагниченности вокруг постоянного магнитного поля H

Предполагая однородную прецессию намагничивания с малым углом прецессии (слабое микроволновое поле $H_{\text{microwave}}$), частота ферромагнитного резонанса может быть решена аналитически из уравнения ЛЛГ (уравнение 1.1). Обычно ис-

пользуются два подхода: частота ферромагнитного резонанса может быть определена либо связанными дифференциальными уравнениями для зависимых от времени компонент намагниченности [59, 60] или двойными производными свободной энергии магнитного поля [58, 61]. Ферромагнитный резонанс идеального объемного магнитного образца без какой-либо анизотропии равен

$$f_{\text{рез}} = \frac{\gamma}{2\pi} \mu_0 H_r. \quad (1.2)$$

Поля магнитной анизотропии из-за анизотропии формы, магнитокристаллической анизотропии и магнитоупругой анизотропии будут действовать как внутреннее магнитное поле, и изменять условие локального ферромагнитного резонанса как

$$f_{\text{рез}} = \frac{\gamma}{2\pi} \mu_0 (H_r + H_{\text{int}}). \quad (1.3)$$

Если H_r применяется в том же направлении, что и H_{int} , частота ферромагнитного резонанса, $f_{\text{рез}}$, смещается выше, обеспечивая более высокую рабочую частоту для материала.

Влияние анизотропии формы на ферромагнитный резонанс описывается уравнением Киттеля [60]:

$$f_{\text{рез}} = \frac{\gamma}{2\pi} \mu_0 \sqrt{(H_r + (N_y - N_z)M_s)(H_r + (N_x - N_z)M_s)}, \quad (1.4)$$

где N_x , N_y , N_z - коэффициенты размагничивания в направлениях x , y и z , а H_r применяется в направлении z .

Примеры ФМР-откликов тонких пленок Ni-Fe, измеренных при ориентации вне плоскости, показаны на рис. 1.6. Профили поглощения микроволновой мощности ФМР измерены на разных частотах (рис. 1.6а). Из каждой резонансной кри-

вой можно извлечь резонансное поле H_r и полную ширину линии на полувысоте ΔH . Предположим, что образец имеет поле анизотропии, отличное от плоскости, H_{anis} . Для внеплоскостной ориентации приложенного поля $N_x = N_y = 0$, $N_z = 1$,

$$f_{рез} = \frac{\gamma}{2\pi} \mu_0 (H_r - M_s + H_{anis}) \quad (1.5)$$

Измеренное резонансное поле, H_r , в зависимости от частоты $f_{рез}$, отклик показывает линейный отклик. Наклон линейного отклика равен $\gamma / 2\pi$; внутреннее магнитное поле, $H_{int} = H_{anis} - M_s$, может быть извлечено из вертикального смещения между измеренным откликом и откликом «идеального объема», описываемым уравнением (1.2).

Ширина линии ФМР, ΔH , также зависит от частоты, как поясняется ниже [62-65]

$$\Delta H = \Delta H_{int} + \Delta H_{ext} = \frac{4\pi\alpha}{\mu_0\gamma} f + \Delta H_{ext} \quad (1.6)$$

На ширину линии ФМР влияют два механизма: собственная ширина линии от затухания Гильберта и внешняя ширина линии от неоднородного уширения. Константа затухания Гилберта α в основном зависит от материала, в то время как неоднородное уширение связано с локальной дисперсией поля анизотропии и дефектами решетки, вызванными рассеянием магнонов.

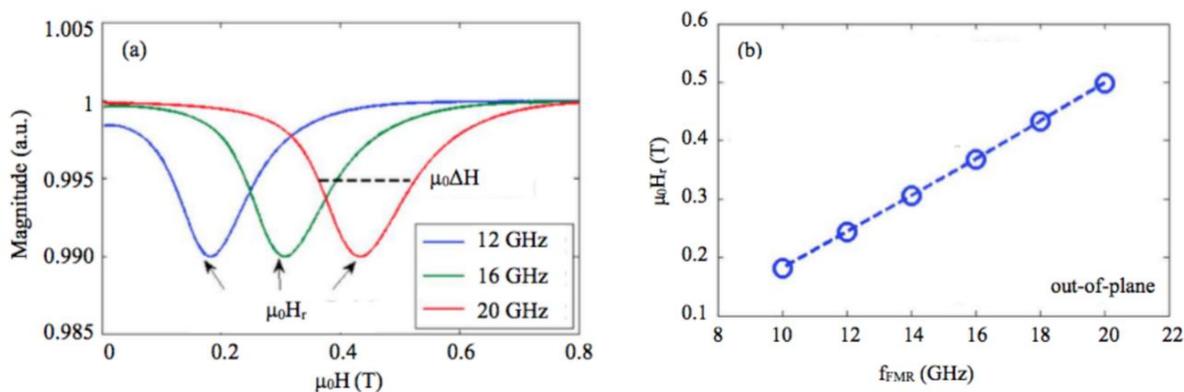


Рис. 1.6 (a) - профиль поглощения ферромагнитного резонанса и (b) - отклик резонансного поля с различными частотами

1.3.2 Магнитостатические и магнитодинамические свойства гетерогенных наносистем

Исследования магнитных свойств широкого класса нанокomпозиционных материалов показали, что определяющее влияние на формирование их параметров имеет как толщина, так и концентрация фаз, и структура кластеров ферромагнитных наногранул, сформированная в процессе роста пленки [66]. Если сетка металлических гранул изотропна, то после порога перколяции формируется хорошая магнитно-мягкая структура композита с высокими значениями магнитной проницаемости в ВЧ- и СВЧ-диапазонах частот [67]. До порога перколяции композиты ферромагнетик-диэлектрик находятся в суперпарамагнитном состоянии. Такие системы, обладая наноразмерной гетероструктурой, в которой магнитные гранулы диаметром несколько нанометров окружены диэлектриком, имеют высокое удельное электрическое сопротивление, зависящее от соотношения проводящей и диэлектрической фаз. Как правило, в качестве ферромагнитной фазы композитов применяются либо переходные металлы Co, Fe, Ni, либо сплавы на их основе. В качестве диэлектрической матрицы чаще всего используются окислы Si, Al, Zr, Cr, Hf и т. д. или фториды, например, MgF_2 . В ряде публикаций сообщалось о хороших высокочастотных свойствах таких композитов. Так, в работе [68] для ком-

позита состава $\text{Co}_{59}\text{Al}_{11}\text{O}_{30}$ эффективная магнитная проницаемость имеет значение порядка 120 на частоте 500 МГц, удельное электрическое сопротивление сотни $\text{мкОм}\cdot\text{см}$, намагниченность насыщения до 1,07 Тл и коэрцитивность 5,8 Э. Для подобной системы в [69] приводятся аналогичные данные: $\rho \sim 500\text{--}1000\text{ мкОм}\cdot\text{см}$, поле анизотропии $H_a \sim 80\text{ Э}$, действительная часть магнитной проницаемости (μ') постоянна до частоты 500 МГц. Исследования композитов Co-Cr-O [70] показали для состава $\text{Co}_{75,5}(\text{Cr}_2\text{O}_3)_{24,5}$ хорошие магнитомягкие свойства: $H_c \sim 0,39\text{ Э}$, $H_a \sim 80\text{ Э}$, и постоянное значение $\mu' \sim 141$ до частоты 800 МГц, с частотой естественного ферромагнитного резонанса порядка 2,9 ГГц. Применение в качестве матрицы окиси Hf позволяет получить композиты с высоким значением удельного электрического сопротивления при хороших высокочастотных магнитных свойствах [71-74].

Кроме окисных диэлектрических матриц изучались фторсодержащие диэлектрики. Так, в [75] для состава $\text{Co}_{45}(\text{MgF}_2)_{55}$ использовалось соединение MgF_2 при $H_c \sim 0,7\text{ Э}$ и $M_S \sim 0,7\text{ Тл}$; восприимчивость, равная 26, не изменяла своего значения до частоты 300 МГц.

Использование в качестве ферромагнитной фазы композитов магнитомягких сплавов или составов, имеющих высокое значение намагниченности насыщения, позволило увеличить значение магнитной проницаемости гетерогенных систем, а также увеличить частоту естественного ферромагнитного резонанса [76-81]. Например, в работе [76] в композите $(\text{Fe}_{65}\text{Co}_{35})_{91,2}(\text{Zr}_2\text{O}_5)_{8,8}$ эффективная проницаемость составляла ~ 400 при $H_c \sim 5\text{ Э}$, $H_a \sim 12\text{ Э}$, $\rho \sim 36\text{ мкОм}\cdot\text{см}$ и $f_{\text{рез}} \sim 1\text{ ГГц}$.

В большинстве случаев исследуемые композиты с хорошими магнитными параметрами имели кристаллическую структуру магнитной фазы, поэтому применение гетероструктур ферромагнитных сплавов в качестве материала металлической компоненты весьма ограничено, поскольку они склонны к аморфизации. Наиболее часто используется состав аморфного сплава $\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20}$ [82-83]. Так, в работе [82] композит $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{60}(\text{SiO}_2)_{40}$ имел значения действительной ($\mu' \sim 40$) и мнимой ($\mu'' \sim 50$) частей комплексной магнитной проницаемости на частоте 2 ГГц и $f_{\text{рез}} \sim 2,8\text{ ГГц}$.

В последние годы появилось много теоретических работ, рассматривающих процессы динамического перемагничивания композиционных материалов [78, 84–90]. Как правило, выражения для действительных и мнимых частей комплексной магнитной проницаемости могут быть получены с помощью уравнения Ландау-Лифшица-Гильберта и уравнений Максвелла, а также с учётом того факта, что изменение намагниченности вызвано вращением векторов намагничивания, а не движениями границ доменов. При этом в приложении композитов обычно рассматривается ансамбль не взаимодействующих или слабо взаимодействующих однодоменных ферромагнитных частиц с одноосной магнитной анизотропией и коррелированным расположением осей легкого намагничивания (ОЛН) гранул. Обычно для расчетов частотного спектра μ' и μ'' в теоретических расчетах берется константа кристаллографической анизотропии элемента или сплава, входящего в композит в качестве металлической ферромагнитной фазы. В экспериментальных работах используется поле анизотропии, полученное из кривых намагниченности образцов.

Независимо от элементного состава диэлектрической или металлической фазы кривые намагничивания композитов подчиняются общим закономерностям. На рис. 1.7 приведены кривые намагничивания аморфных композитов с гранулами из сплава $\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20}$, измеренные при комнатной температуре и ориентации намагничивающего поля параллельно плоскости пленки.

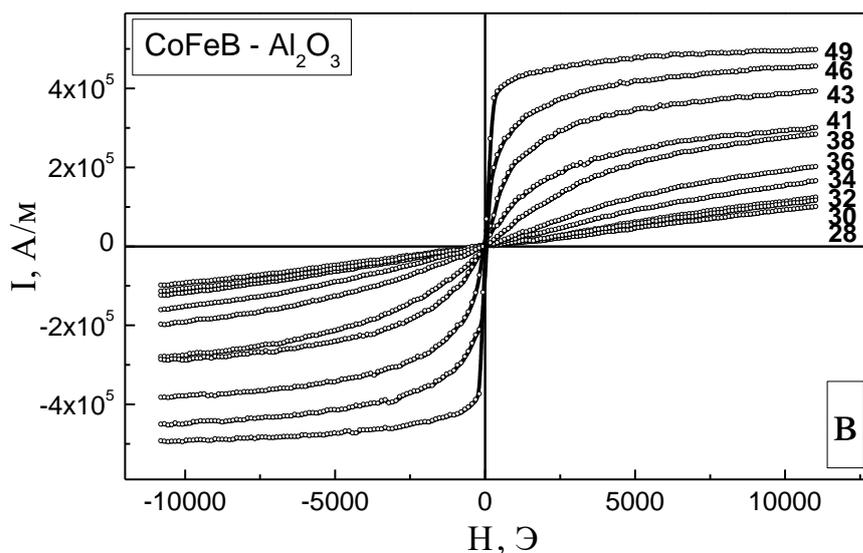


Рис. 1.7 Кривые намагничивания гранулированных композитов при $T = 300$ К $(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{Al}_2\text{O}_n)_{100-x}$. Цифры у кривых обозначают содержание металлической фазы в % (ат.)

Анализ результатов магнитостатических исследований гранулированных пленок, выполненных при намагничивании параллельно плоскости пленок при комнатной температуре, показал, что все образцы можно разбить на три группы:

1) В образцах с содержанием ферромагнитной фазы заметно ниже порога перколяции ($x < 40$ at.%) кривые перемагничивания соответствуют равновесному суперпарамагнитному режиму, при котором форма кривых и их наклон в нулевом магнитном поле модифицируются в зависимости от концентрации ферромагнитной фазы и температуры, при которой проводились измерения. В этом случае каждая гранула является монодоменом с магнитным моментом, совершающим под действием тепловой энергии флуктуационные переориентации вдоль локальных осей легкого намагничивания с частотой $109 \div 1012$ Гц.

2) Для композитов в диапазоне концентраций в окрестности порога перколяции и небольших полях (~ 2 кЭ) наклон зависимости намагниченности образца M , нормированной на намагниченность насыщения, M_s , от магнитного поля, приложенного в плоскости пленки, практически не зависит от концентрации ферромаг-

нитной фазы и температуры. Эта зависимость в достаточно широком интервале малых полей линейна с дальнейшим перегибом и выходом на насыщение. Установлено, что форма кривых перемагничивания не зависит от направления магнитного поля в плоскости пленок, т.е. какая-либо заметная внутриплоскостная анизотропия пленок отсутствует. Таким образом, перемагничивание композитов в плоскости пленки имеет вид, типичный для намагничивания в «трудном» направлении. Это позволяет утверждать, что у образцов данной группы имеется одноосная анизотропия с легкой осью намагничивания, перпендикулярной плоскости пленки. Отметим, что поле анизотропии, определенное из экстраполяции линейного по полю участка зависимости намагниченности в плоскости до пересечения со значением намагниченности насыщения, для образца с $x = 48$ at. % превышает 2 кОе.

В этой области концентраций процесс перемагничивания определяется только вращением вектора намагниченности гранул, поскольку движение доменных границ невозможно в результате морфологии их распределения в диэлектрической матрице. Вращение вектора намагниченности происходит с гораздо большей скоростью по сравнению с движением доменных границ, что способствует сохранению высоких значений магнитной проницаемости в более высокочастотном диапазоне по сравнению с гомогенными ферромагнетиками, в том числе и с аморфной структурой, которые перемагничиваются посредством движения доменных границ.

3) Для более высоких концентраций ферромагнитной фазы кривые перемагничивания зависят от состава композитов. Для композитов $(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{Al}_2\text{O}_n)_{100-x}$ этой группы, для которых характерно расположение вектора намагниченности в плоскости пленки, кривые намагничивания выходят в насыщение в полях несколько эрстед.

Для композитов этой группы, расположенных за порогом протекания, возникает нарастающее межгранульное взаимодействие, приводящее к формированию коллективного состояния, магнитные свойства которого начинают доминировать над свойствами отдельных гранул. При этом макроскопические магнитные свой-

ства в существенной степени будут определяться энергией магнитной анизотропии уже самой композитной пленки. Формирование гетерогенной структуры пленки происходит при ее росте в результате процессов самоорганизации, а самоорганизация гранулированной среды в процессе роста пленки анизотропии – сложный процесс, зависящий от многих технологических параметров. Основными требованиями для реализации данного процесса при росте пленки из паровой фазы, является отсутствие взаимной растворимости и химических соединений между образующимися фазами. Если учитывать, что состав фаз гетерогенных систем содержит различные атомы и их химические соединения, а распыление происходит ионно-плазменным методом, то моделирование процесса самоорганизации гетерогенной структуры – достаточно сложная задача. Пространственная структура металлических гранул и кластеров зависит от многих параметров, и изотропное их распределение в объемном композите скорее исключение, чем правило. Поэтому однозначное установление природы магнитной анизотропии в тонкопленочных композитах требует не только проведения исследований магнитных свойств, но и данных, полученных с помощью электронной микроскопии и других методов.

В последние годы учёные проявляют большой интерес и к исследованиям мультислойных систем ферромагнитный металл-полупроводник в связи с осцилляцией магнитных взаимодействий между металлическими слоями от толщины полупроводниковой прослойки [91-96]. Физические свойства наномультислойных систем, где толщина слоев порядка нескольких нанометров, во многом определяются структурой [97] и интерфейсными явлениями между различными фазами. Главными трудностями при интерпретации полученных результатов в подобных структурах являются 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 [98].

Не менее любопытные закономерности имеют многослойные пленки «суперпарамагнитный композит с полупроводниковой прослойкой». Если толщина композиционного слоя составляет несколько нанометров и состав его находится до порога перколяции (ферромагнитные гранулы не соприкасаются), то полупроводниковая прослойка усиливает взаимодействие между ферромагнитными частицами настолько, что структура становится магнитоупорядоченной при комнатной температуре [97-102].

На представленной зависимости удельного электрического сопротивления многослойной структуры $\{[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{33,9}(\text{SiO}_2)_{66,1}]/[\text{C}]\}_{46}$ от толщины углеродной прослойки имеется достаточно узкий диапазон толщин прослойки полупроводника, в котором наблюдается значительное (на несколько порядков) изменение (h) (рис. 1.8a). Именно в этом диапазоне наступает магнитное упорядочение композиционных слоёв плёнок, проявляющееся в возрастании значений действительной μ' и мнимой μ'' частей комплексной магнитной проницаемости (рис. 1.8b).

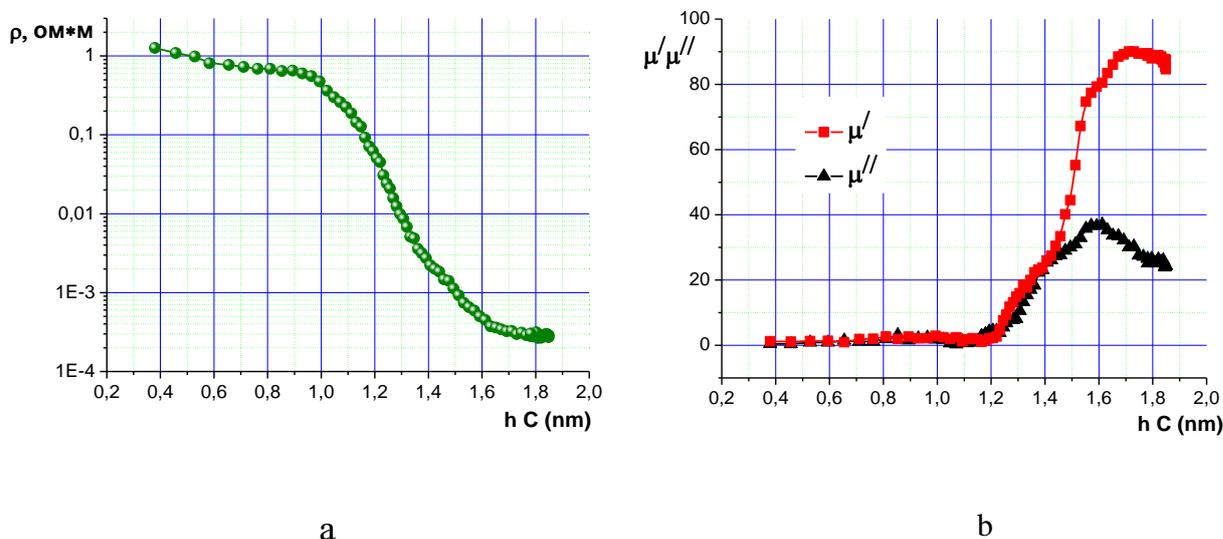


Рис. 1.8 Зависимости удельного электрического сопротивления ρ и действительной μ' и мнимой μ'' частей комплексной магнитной проницаемости (на 50 МГц) от толщины прослойки C для $\{[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{33,9}(\text{SiO}_2)_{66,1}]/[\text{C}]\}_{46}$

В настоящее время существует две точки зрения на наблюдаемое явление. Первая связана с увеличением температуры бифуркации и температуры перехода

в суперпарамагнитное состояние при введении в суперпарамагнитный композит проводящих прослоек [98]. Вторая базируется на возникновении сильного обменного взаимодействия между магнитными моментами гранул через электроны проводимости проводящей прослойки [103-104]. Поэтому комплексные экспериментальные исследования различных гетерогенных систем с разной толщиной суперпарамагнитных слоев и проводящих прослоек позволят в дальнейшем однозначно установить механизм магнитного упорядочения в такого рода гетерогенных системах. Таким образом, теоретически в данных системах главный научный интерес вызывает взаимодействие квазидвумерных моногранульных пленок из ферромагнитных гранул в диэлектрической матрице, находящихся в суперпарамагнитном состоянии, через проводящую прослойку. Подобная структура может обладать уникальными магнитными и магнитооптическими свойствами [105-107].

1.3.3 Высокочастотные магнитные свойства материалов

Практически значимые высокочастотные магнитные свойства композиты проявляют в области составов за порогом перколяции. В этой области концентраций фаз гетерогенной системы металлические гранулы, соприкасающиеся и их уже нельзя рассматривать как изолированные не взаимодействующие ферромагнитные частицы. Используют подход однородной магнитной среды, где для тонких пленок с плоскостной анизотропией, частота $f_{рез}$ рассчитывается, как [108, 109]

$$f_{рез} = 2\pi\nu\sqrt{H_a 4\pi M_s}, \quad (1.7)$$

где H_a – поле плоскостной анизотропии, ν – гиромагнитное отношение ($2\pi\nu = 2.8$ МГц/Э) и M_s – намагниченность насыщения.

Из выражения видно, чтобы регулировать частоту естественного магнитного резонанса, необходимо уметь управлять полем магнитной анизотропии. В работе [110] рассматриваются механизмы создания магнитной анизотропии в композитах с аморфной структурой ферромагнитных гранул. Было показано, что отсутствие

сферичности металлических гранул, анизотропное расположение диэлектрических включений и наночастиц металла могут быть причинами формирования макроскопической магнитной анизотропии формы. Если мы используем в качестве магнитной фазы сплав с не нулевой магнитострикцией, то присутствие макронапряжений между пленкой и подложкой может быть причиной возникновения магнитострикционной анизотропии. Если магнитная фаза композита имеет аморфную структуру, то релаксационные процессы в рамках аморфного состояния при повышенных температурах могут привести к парному упорядочению атомов сплава. Такое упорядочение вызывает магнитную анизотропию парного упорядочения, что присуще аморфным сплавам. На примере композита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ все эти механизмы были экспериментально подтверждены. Обычно для формирования одноосной анизотропии в плоскости пленки используют напыление образцов в присутствии внешнего магнитного поля напряженностью несколько сот Э в области расположения подложки. Это позволяет сформировать одноосную анизотропию композиционной пленки и в этом случае экспериментальное значение $f_{\text{рез}}$ согласуется с расчетными значениями. Но если пленка в большой степени изотропна, тогда полученные кривые не согласуются с теоретическими [111].

В первом приближении рассмотренные структуры композиционных пленок существенно не отличаются друг от друга, следовательно, должны быть похожи и их магнитные свойства. Но в работах [112,113] сообщалось о наличии в композитах в составах после порога перколяции существенной перпендикулярной плоскости пленки магнитной анизотропии. Тогда, существенно значимым параметром для магнитных свойств является наличие второго уровня неоднородностей в гетерогенных средах. Анизотропия организации кластерной структуры соприкасающихся гранул после порога перколяции и методы изменения этой структуры являются очень важными для создания гетерогенных сред с заданными магнитодинамическими характеристиками в гигагерцовом диапазоне частот.

Кроме того, в нанокompозитах металл-диэлектрик, составы которых находятся после порога перколяции и имеют низкое значение ρ , при котором мнимая часть

диэлектрической проницаемости составляет несколько тысяч единиц, о согласовании величин волнового сопротивления свободного пространства и магнитной среды речи быть не может. Иными словами, пленка композита будет отражать электромагнитную волну от своей поверхности.

1.4 Адсорбционные свойства наногранулированных композиционных структур в СВЧ диапазоне

Поглотители электромагнитных волн (ПЭВ) представляют собой структуры, устройства, конструкции из заданных материалов (как правило, радиопоглощающих), имеющих определённую последовательность изменений диэлектрических и магнитных свойств. ПЭВ обеспечивают эффективное поглощение электромагнитной энергии в требуемом диапазоне частот при незначительном её отражении или рассеянии. По физическому принципу работы поглотители электромагнитных волн принято делить на три группы.

В первой - уменьшение энергии отражённых волн достигается путём их гашения вследствие интерференции, возникающей у поверхности материала поглотителя, который выполняется в виде плоских однослойных или многослойных плит.

У второй группы ПЭВ энергия электромагнитной волны превращается в тепловую за счёт диэлектрических потерь, а также за счёт рассеяния при распространении волны в поглотителе, имеющем структурную неоднородность. Ко второй группе ПЭВ относятся все поглотители, которые поглощают большую часть энергии, прежде чем электромагнитные волны достигнут отражающей поверхности и, поэтому их радиотехнические характеристики не зависят от металлического экрана рабочих поверхностей ПЭВ. Данная группа поглотителей имеет огромное разнообразие конструкторских решений в виде сотовых, трубчатых, ячеистых, конусных, пирамидальных, воронкообразных, клиновидных образований, а также в виде накидок, ковровых дорожек, пористых резиновых ковриков и других вариантов ПЭВ, основным принципом конструкции которых, является постепенное нарастание в структуре поглотителя содержания частиц, обеспечивающих погло-

щение электромагнитного поля.

К третьей группе относятся ферромагнитные ПЭВ, взаимодействующие с Е-и Н- полями и имеющие электрические и магнитные потери. Выпускаются они, в основном, в виде ферритовых плиток или резиновых ковриков. Создание на их основе комбинированных ПЭВ, в настоящее время, является перспективным и актуальным направлением развития в этой области.

Для более эффективного поглощения СВЧ-излучения предпочтительно использовать материалы с высокими значениями мнимых частей диэлектрической и магнитной проницаемостей. Для создания слабо отражающих поглотителей могут потребоваться и материалы с малыми значениями диэлектрической и магнитной проницаемостей для согласования импеданса свободного пространства и внешнего слоя поглотителя. Материалы с такими свойствами достаточно легко получают на основе пористых композитов, в которых поглотитель насыщен заданным количеством микропор.

Создание современных поглощающих материалов с заданными характеристиками, в частности, с малым коэффициентом отражения, возможно только с применением композитных материалов.

В настоящее время получено большое разнообразие различных композиционных материалов. Наногранулированные композиты получали разные авторы, используя различные методы формирования гетерогенных структур. Далекое не все композиты и не во всем концентрационном диапазоне (особенно после порога перколяции) имеют магнитные свойства, благоприятные для использования их в высокочастотных поглотителях электромагнитных волн (ПЭВ).

Перспективными являются материалы с магнитодиэлектрическими потерями. Многослойные поглотители с использованием ферритов или ферромагнитных материалов имеют очень широкую полосу поглощения при достаточно малом коэффициенте отражения. С этой точки зрения особенно перспективны магнитные материалы, представляющие собой наноструктурный композит, в котором металлические ферромагнитные наночастицы (гранулы нанометрового размера с аморфной или кристаллической структурой) расположены в диэлектрической матрице

[114-116]. С целью расширения рабочего диапазона частот и снижения уровня коэффициента отражения многослойного ПЭВ в его структуру вводятся частотно-селективные поверхности (ЧСП). Использование ЧСП дает возможность управлять эффективными толщинами поглощающих слоев за счет реализации в структуре ПЭВ процессов дифракции и интерференции электромагнитной волны [117]. Частотно-селективные поверхности могут быть изготовлены методом ионно-плазменного напыления металлов, аморфных сплавов или магнитных нанокompозитов.

Перспективными композиционными структурами для разработки ПЭВ являются многослойные пленки композит-полупроводник. Проведенные предварительные исследования показали, что если толщина композиционного слоя составляет несколько нанометров и состав его находится до порога перколяции, то есть ферромагнитные гранулы не соприкасаются, а их магнитное взаимодействие меньше энергии kT , то полупроводниковая прослойка усиливает взаимодействие между ферромагнитными частицами настолько, что структура становится магнитоупорядоченной [118-119]. Этот эффект требует теоретического объяснения, которое до настоящего времени не выработано. С практической точки зрения подобные магнитные структуры имеют прекрасные перспективы для использования в ВЧ- и СВЧ-диапазонах частот. Обладая хорошими магнитомягкими свойствами, высокими значениями комплексной магнитной проницаемости, многослойные пленки по причине доперколяционного состава композита могут иметь низкое значение диэлектрической проницаемости. Используемый технологический подход в получении данных структур позволяет наносить полупроводниковые прослойки практически любого состава. Это особенно важно в плане расширения используемых материалов для формирования гетерогенных структур. Как правило, два соединения (сплав, элемента) образуют композит, если они не имеют устойчивых соединений и не растворяются друг в друге. При формировании данных гетерогенных структур это правило не имеет значения, т.к. нанесение слоев производится последовательно.

2. Методики измерения и изготовление образцов

2.1 Методика измерения намагниченности нанокompозитов

Для исследования магнитных характеристик, гранулированных нанокompозитов применялась установка, блок-схема которой приведена на рисунке 2.1.

Образец (1), расположенный между измерительными катушками (4), обладая собственным магнитным моментом p_m , создает вокруг себя магнитный поток, пересекающий витки измерительных катушек (4). Если образец неподвижен, то изменение потока в обмотках отсутствует – ЭДС в измерительных катушках не возникает. Образец крепился на длинном штоке, передающем колебания от механического осциллятора (2), возбуждающиеся благодаря синусоидальному сигналу, поступающему с генератора (3). В том случае, когда образец совершает колебания, реализуются условия, при которых в катушках возникает ЭДС, величина, которой пропорциональна p_m . Для усиления полезного сигнала, возникающего в измерительных катушках (и очень слабого при измерении тонкопленочных образцов гранулированных нанокompозитов), служил линейный усилитель (5) и селективный усилитель (6).

Полезный синусоидальный сигнал, идущий от измерительных катушек, преобразуется в постоянный сигнал и усиливается усилителем (6), до значений, которые можно сравнительно легко регистрировать. Для повышения чувствительности методики полезный сигнал обрабатывался с помощью селективного усилителя УПИ-2. Особенностью этого прибора являлось то, что он усиливал сигнал, частота которого совпадала с частотой опорного сигнала. Поскольку в качестве опорного сигнала использовался тот же сигнал, что и сигнал, поступающий на осциллятор 2, усиливался именно полезный сигнал, идущий от измерительных катушек 4, с той же частотой, что и опорный УПИ-2, в то время как сигналы других частот не усиливались. Полезный сигнал, пропорциональный ЭДС и, следовательно, пропорциональный намагниченности образца, поступал на вход АЦП. Сигнал с датчика Холла также поступал на вход АЦП. Вибрационный магнетометр смонтирован в зазоре между кернами электромагнита.

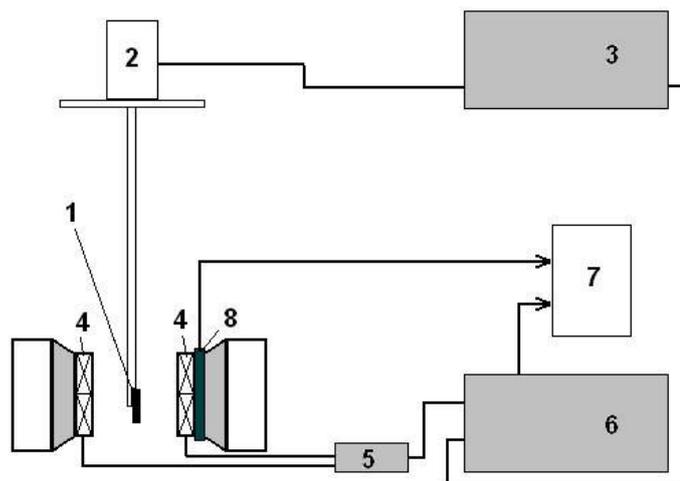


Рис.2.1 Схема вибрационного магнетометра: 1 – образец, 2 – механический осциллятор, 3 – генератор сигналов специальной формы Г6-26, 4 – измерительные катушки, 5 – выносной (линейный) усилитель, 6 - селективный усилитель УПИ-2, 7 – компьютер, 8 –датчик Холла

2.2 Измерение комплексной магнитной проницаемости на частоте от 15 до 250 МГц

Для определения комплексной магнитной проницаемости в данной работе использовался резонансный метод, в котором измерения проводились с помощью измерителя добротности Е9-5А в диапазоне частот от 15 до 250 МГц (рис.2.2) [120].

Колебательный контур, состоящий из внешней катушки индуктивности и внутренней подстраиваемой емкости, на определенной частоте (f) настраивался в резонанс. Параметрами, снимаемыми с прибора, являлись C_0 – емкость колебательного контура без образца, Q_0 – добротность колебательного контура без образца.

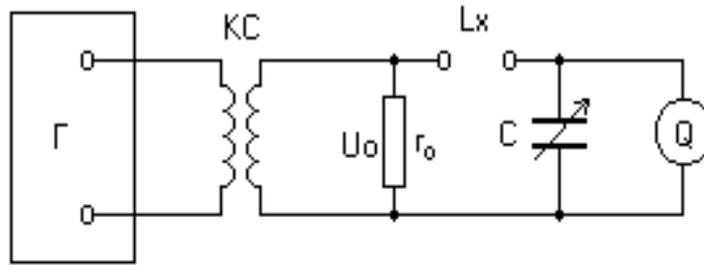


Рис. 2.2 Принципиальная схема Q-метра для измерения индуктивности и добротности

Далее в катушку индуктивности вносился образец, который выводил систему из резонанса, и с помощью подстраиваемой емкости находился новый резонанс системы. В этом случае параметрами, снимаемыми с прибора, были C_1 – емкость колебательного контура с образцом, Q_1 – добротность колебательного контура с образцом и частота резонанса f . Зная что, добротность колебательного контура Q определяется уравнением [121].

$$Q = \frac{\omega L}{R}, \quad (2.1)$$

где ω – циклическая частота, L – индуктивность, R – активное сопротивление, можно записать следующую систему уравнений

$$\begin{cases} Q_0 = \frac{\omega L_0}{R} \\ Q_1 = \frac{\omega L'}{R + \omega L''} \end{cases}, \quad (2.2)$$

где L' – действительная часть индуктивности колебательного контура, L'' – мнимая часть индуктивности колебательного контура с образцом,

L_0 – индуктивность катушки без образца. Решая систему уравнений, находим мнимую часть индуктивности колебательного контура с образцом L''

$$L'' = \frac{L'}{Q_1} - \frac{L_0}{Q_0} \quad (2.3)$$

Выражение для индуктивности катушки имеет вид [122]

$$L_0 = \mu_0 \mu \frac{S_0 N^2}{l} \left(1 - \frac{8\pi R}{3 l} \right), \quad (2.4)$$

где μ_0 – магнитная постоянная, равная $4\pi \cdot 10^{-7} \text{ Гн/м}$, S_0 – сечение катушки без образца, N – количество витков катушки индуктивности, l – длина катушки индуктивности, R – радиус катушки индуктивности. Подставляя формулу (2.3) в (2.4), находим мнимую часть комплексной магнитной проницаемости исследуемого образца

$$\mu'' = \left(\frac{L'}{Q_1} - \frac{L_0}{Q_0} \right) \frac{l}{\mu_0 S_1 N^2 \left(1 - \frac{8\pi R}{3 l} \right)}, \quad (2.5)$$

где S_1 – сечение катушки индуктивности с образцом. Величины L' и L_0 определяются из соотношений

$$L' = \frac{K}{f^2 C_1}, \quad (2.6)$$

$$L_0 = \frac{K}{f^2 C_0}, \quad (2.7)$$

где K – индивидуальный численный коэффициент для измерителя добротности Е9-5А, равный 2.53×10^{10} , f – частота резонанса. Таким образом, окончательно мнимая часть комплексной магнитной проницаемости равна

$$\mu'' = \left(\frac{1}{Q_1 C_1} - \frac{1}{Q_0 C_0} \right) \frac{lK}{\mu_0 S_1 N^2 f \left(1 - \frac{8\pi R}{3 l} \right)^2} . \quad (2.8)$$

Для нахождения действительной части комплексной магнитной проницаемости μ' решается следующая система уравнений

$$\begin{cases} L_0 = \mu_0 \frac{S_0 N^2}{l} \left(1 - \frac{8\pi R}{3 l} \right) \\ L' = \mu_0 \frac{(S_0 - S_1)}{l} N^2 \left(1 - \frac{8\pi R}{3 l} \right) + \mu_0 \mu' \frac{S_1}{l} N^2 \left(1 - \frac{8\pi R}{3 l} \right) . \end{cases} \quad (2.9)$$

Отсюда

$$\mu' = \frac{l(L' - L_0)}{\mu_0 S_1 N^2 \left(1 - \frac{8\pi R}{3 l} \right)} + 1 . \quad (2.10)$$

С учетом (1.11) и (1.12) получаем

$$\mu' = \frac{lK}{\mu_0 S_1 N^2 f^2 \left(1 - \frac{8\pi R}{3 l} \right)} \left(\frac{1}{C_1} - \frac{1}{C_0} \right) + 1 . \quad (2.11)$$

Полученные выражения корректировались, исходя из измерений тестовых образцов аналогичной геометрии, предоставленных сотрудниками Института теоретической и прикладной электродинамики РАН.

2.3 Измерение комплексной магнитной проницаемости на частоте от 0.5 до 10 ГГц

Для определения комплексной магнитной проницаемости в диапазоне частот 0.5-10 ГГц, в данной работе применялся резонансный метод. В качестве полувол-

новой резонаторной ячейки использовался отрезок коаксиальной линии, закрытый на концах металлическими пластинами. Условием резонанса T_1 волны в такой ячейке является кратность полудлины волны электромагнитного излучения расстоянию L между металлическими пластинами, замыкающими коаксиальную линию на ее торцах. В случае основной гармоники данное условие можно записать

$$v_{рез} = \frac{2c}{L\epsilon\mu}, \quad (2.12)$$

где c -скорость света, ϵ и μ -диэлектрическая и магнитная проницаемость среды резонатора, соответственно. В случае воздушной среды ϵ и μ можно принять равным единице.

На рисунке 2.3 представлена блок-схема установки для определения комплексной магнитной проницаемости тонких пленок в СВЧ области электромагнитных излучений. Коаксиальный резонатор изготовлен из латунной трубки 1 и латунного стержня 2 в качестве центрального проводника.

Неподвижная металлическая пластина 3 имеет цанговый зажим, который обеспечивает надежный электрический контакт с центральным проводником и возможность плавного перемещения его относительно корпуса 1. Подвижная металлическая пластина 4 имеет пружинный цанговый зажим, который обеспечивает хороший электрический контакт данной детали с внутренней поверхностью латунной трубки 1 и перемещение ее относительно неподвижной пластины 3. Такая конструкция резонатора позволяет плавно изменять расстояние L , и, следовательно, резонансную частоту ячейки в ходе измерения комплексной магнитной проницаемости. Связь между резонатором, ВЧ генератором 8 и анализатором спектра 7 осуществляется за счет индуктивной петли 5, расположенной в непосредственной близости к неподвижной металлической пластине 3 в пучности магнитного поля T_1 электромагнитной волны. Образец 6 устанавливается на поверхности подвижной металлической пластины 4 также в пучность магнитной составляющей T_1 электромагнитной волны в резонаторе.

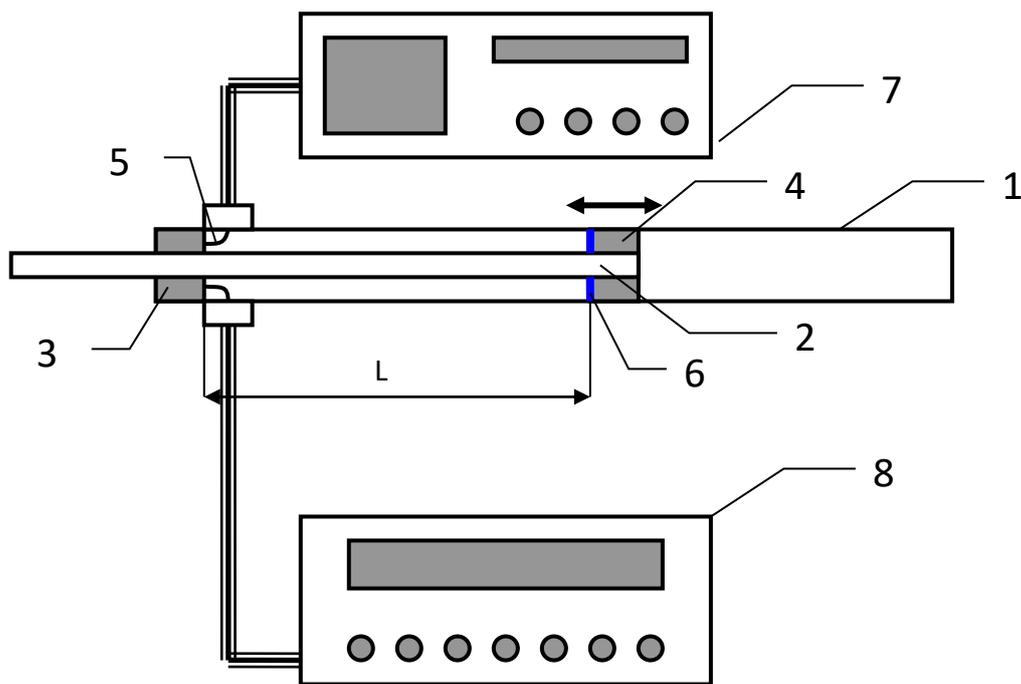


Рис. 2.3. Схема установки для определения комплексной магнитной проницаемости тонких пленок в СВЧ области электромагнитных излучений: 1 – корпус резонатора, 2 – центральный проводник, 3 – не подвижная стенка резонатора, 4 - подвижная стенка резонатора, 5 – петли индуктивной связи, 6 – образец, 7 - анализатор спектра, 8 - ВЧ генератор

Конфигурация измеряемых тонкопленочных образцов зависит от вида подложек, на которые наносится ферромагнитная структура. В ходе эксперимента использовались три вида подложек, это стеклотекстолит, лавсан и ситалл. Для гибких подложек из стеклотекстолита и лавсана, применялась схема расположения образца, представленная на рисунке 2.4а. Лавсановая полоска шириной 1 мм наматывается на фторопластовую оправку (рис. 2.4а). Если пленка наносилась на керамическое основание, подложка разрезалась на полоски размером $60 \times 3 \times 0,6$ мм³. В зависимости от расположения осей магнитной анизотропии в плоскости образца, полоска разрезалась на сегменты, которые крепились на фторопластовое кольцо таким образом, чтобы направление оси трудного намагничивания (ОН) совпадало с $H_{\text{внутр}}$ резонатора (рис. 2.4b).

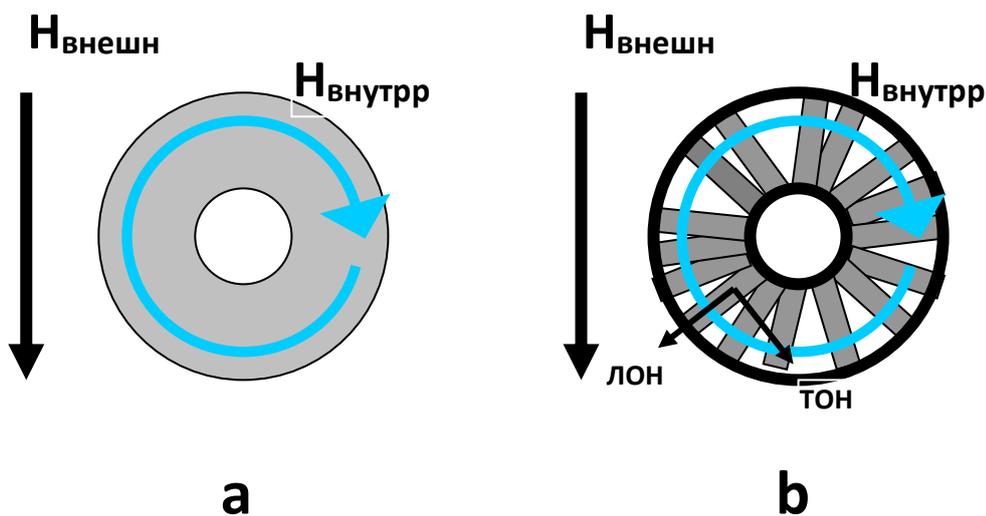


Рис. 2.4. Схема расположения подложек в коаксиальном резонаторе для измерения комплексной магнитной проницаемости в случае нанесения пленки на гибкую подложку (а) и на поверхность ситалла (б)

Из теории возмущения справедливы выражения для комплексной магнитной восприимчивости [123]

$$\frac{\Delta f}{f} = -\frac{1}{2} \frac{\chi'_m h_{\max}^2 \Delta V}{\int h_0^2 dV}, \quad (2.13)$$

$$\Delta\left(\frac{1}{\Theta}\right) = \frac{\chi''_m h_{\max}^2 \Delta V}{\int h_0^2 dV}, \quad (2.14)$$

где $\chi'_e h_{\max}^2 \Delta V$ - изменение магнитной энергии при внесении образца в пучность магнитного поля в резонаторе, $\int h_0^2 dV$ - полная магнитная энергия в резонаторе, $\chi''_e h_{\max}^2 \Delta V$ - потеря магнитной энергии при внесении образца в пучность магнитного поля в резонаторе, ΔV - объем образца, $\frac{\Delta f}{f}$ - относительное изменение резонансной частоты при внесении образца в пучность магнитного поля,

$\Delta\left(\frac{1}{\Theta}\right) = \frac{1}{\Theta_{\mu}} - \frac{1}{\Theta_0}$ изменение добротности резонатора с образцом. Магнитная восприимчивость и проницаемость связаны, как $\chi'_m = \mu' - 1$, $\chi''_m = \mu''$. Если предположить, что магнитное поле в резонаторе изменяется по гармоническому закону, тогда изменение магнитного поля в случае стоячей волны можно выразить

$$h = h_{\max} \cdot \cos \frac{2\pi n x}{\lambda}, \quad (2.15)$$

где λ - длина волны, n - мода, на которой производится измерение, x - текущая координата. В этом приближении полная энергия магнитного поля, запасенная в резонаторе

$$\int h_0^2 dV = \int_0^{\frac{n\lambda}{2}} h_{\max}^2 \cdot \left(\cos \frac{2\pi n x}{\lambda}\right)^2 \frac{\pi}{4} (D^2 - d^2) dx = \frac{\pi}{4} h_{\max}^2 (D^2 - d^2) \frac{n\lambda}{4}, \quad (2.16)$$

где D - диаметр внешней латунной трубки резонатора, d - диаметр латунного стержня (рис.2.3). Подставляя данное выражение в (2.13) и учитывая, что $\lambda \approx c/f$, получим выражение для действительной части комплексной магнитной проницаемости

$$\mu' = \left(\frac{\Delta f}{f^2} \cdot \frac{\pi m c (D^2 - d^2)}{8 \Delta V} \right) - 1. \quad (2.17)$$

Аналогично можно получить выражение для мнимой части комплексной магнитной проницаемости

$$\mu'' = \Delta \left(\frac{1}{\theta} \right) \cdot \frac{\pi m c (D^2 - d^2)}{16 \Delta V f}. \quad (2.18)$$

Для расчета комплексной магнитной проницаемости необходимо иметь данные по резонансной частоте и добротности резонансной ячейки с образцом и без него. Такие измерения нами проводились при использовании внешнего постоянного магнитного поля напряженностью ~ 4500 Э, расположенного перпендикулярно (см. рис. 2.4a) и в плоскости пленки (см. рис. 2.4b). В этом случае образец намагничивается внутри резонатора до насыщения, следовательно, можно считать, что в таком состоянии $\mu'' \approx 0$ и $\mu' \approx 1$. Проведенные в таком состоянии измерения Q и f резонансной ячейки можно считать измерениями без образца и использовать для расчетов комплексной магнитной проницаемости. Поскольку выражения для расчета комплексной магнитной проницаемости не учитывают всех параметров реального резонатора (потерь энергии на вводах и выводах и т.д.), то нами были рассчитаны поправочные коэффициенты из измерений тестовых образцов аналогичной геометрии, предоставленных сотрудниками Института теоретической и прикладной электродинамики РАН.

2.4 Измерение электромагнитных свойств образцов рупорным методом

Измерения проводились с использованием рупорных антенн с широкой полосой излучения П6-126. Коэффициент отражения S_{11} и коэффициент прохождения S_{21} был измерен с помощью векторного анализатора Agilent E8363B.

2.4.1 Измерение коэффициента отражения однорупорным методом

Мощность электромагнитного излучения отраженной волны (R) соответствует сигналу, приходящему на векторный анализатор цепей с датчика измерительной рупорной антенны и измеряемому параметру S_{11} . Проводились три измерения. Рупор закрывали металлическим экраном и измеряли S_{11}^{Me} , и считая, что коэффициент отражения во всем диапазоне частот равен 1 (рис. 2.5a). Затем рупор оставляли открытым и измеряли S_{11}^0 (рис. 2.5b). В этом случае, если измерения проводятся в безэховой камере, мы будем иметь сигнал близкий к 0, если измерения проходят в лаборатории S_{11}^0 , то $S_{11}^0 \neq 0$ и данное пере отражение необходимо

учитывать в расчетах коэффициента отражения измеряемого образца. Измеряли S_{11} , когда рупор закрыт измеряемым объектом (образцом) (рис. 2.5с).

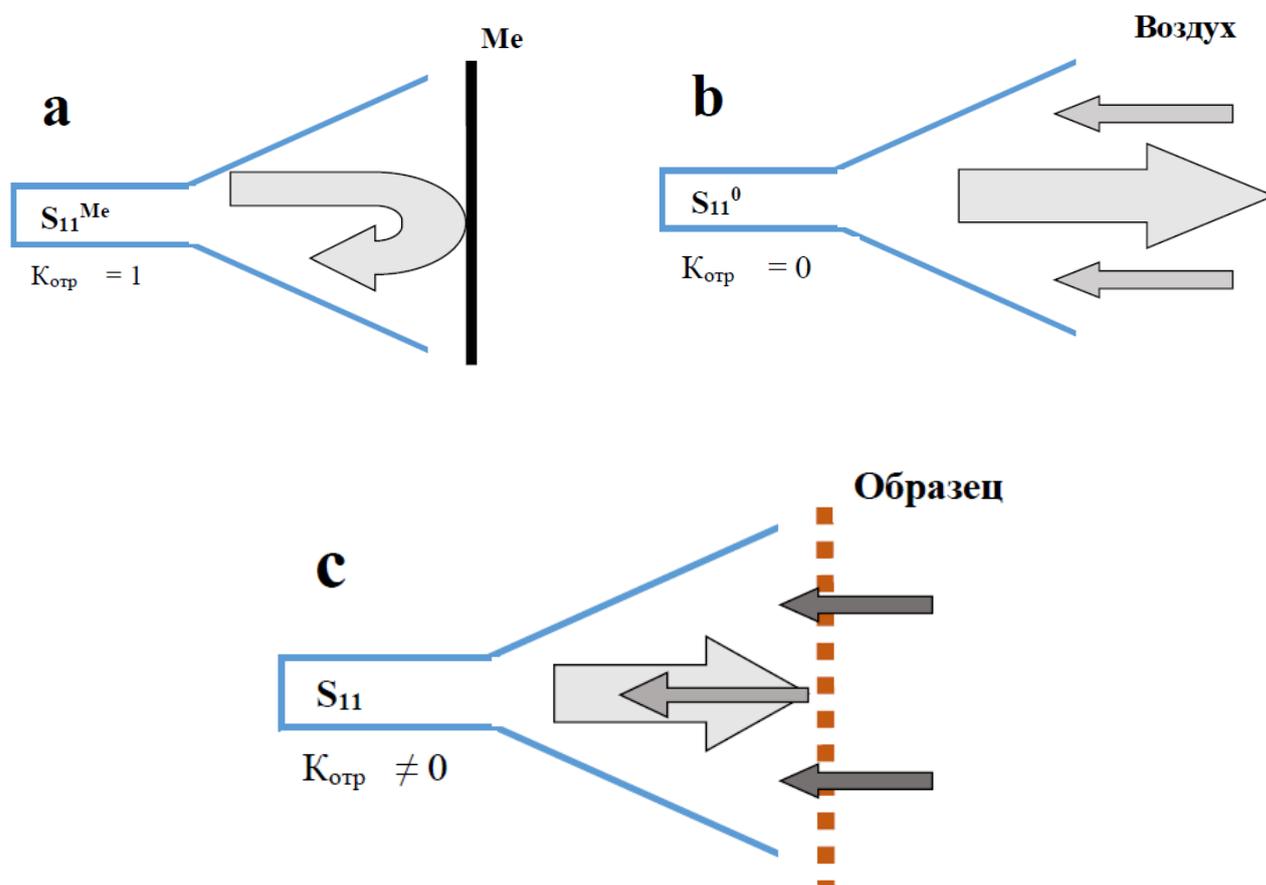


Рис. 2.5 Принципиальная схема измерения коэффициента отражения одно рупорным методом

Учет процессов пере отражения сложная задача, поэтому для оценки R можно воспользоваться выражением

$$R \approx \frac{S_{11} - S_{11}^0}{S_{11}^{Me} - S_{11}^0}, \quad (2.19)$$

как относительное изменение отраженной мощности от образца.

2.4.2 Измерение коэффициента поглощения двух рупорным методом

Коэффициент поглощения (L) электромагнитного излучения был исследован с помощью двух рупорных антенн с широкой полосой излучения расположенных на встречу друг другу как показано на рисунке 2.6. Измеряли два параметра: мощность отраженной волны (параметр S_{11}) и мощность прошедшего сигнала (S_{21}). Сравнивали результаты трех измерений:

- отражение от металлической поверхности (рис. 2.6а),
- параметры, полученные в отсутствие преграды между рупорами (рис. 2.6б),
- параметры S_{11} и S_{21} в случае, когда в зазор между рупорами помещался исследуемый образец (рис. 2.6с).

Анализ данных измерения показал, что в отсутствие образца сигнал S_{11} имеет маленькое значение (~ 20 dB) (граф. рис. 2.6б), что говорит о эффектах пере отражения от стенок рупора, но пренебрегать им нельзя, на фоне не высоких значений S_{21} . В этом случае, в первом приближении (учет только одного процесса пере отражения), оценка значений L может быть произведена исходя из выражения (2.21) полученного при решении системы уравнений (2.20)

$$\begin{cases} S_{11} = S_{11}^{Me} \cdot R + S_{11}^0 \cdot (1 - R - L)^2 \\ S_{21} = S_{21}^0 \cdot (1 - R - L) \end{cases} \quad (2.20)$$

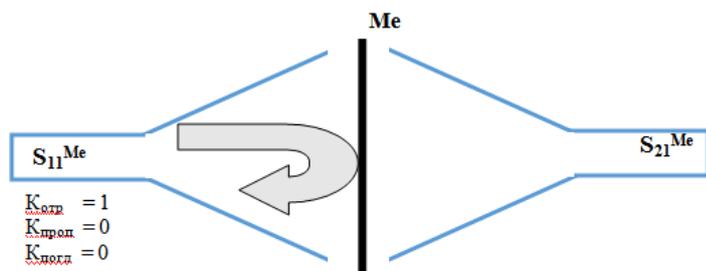
Преобразовываем систему 2.20:

$$S_{21} = S_{21}^0 - S_{21}^0 \cdot R - S_{21}^0 \cdot L;$$

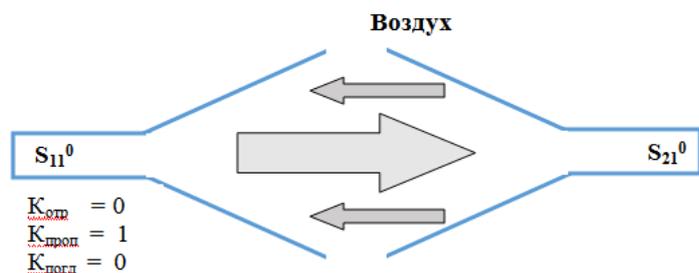
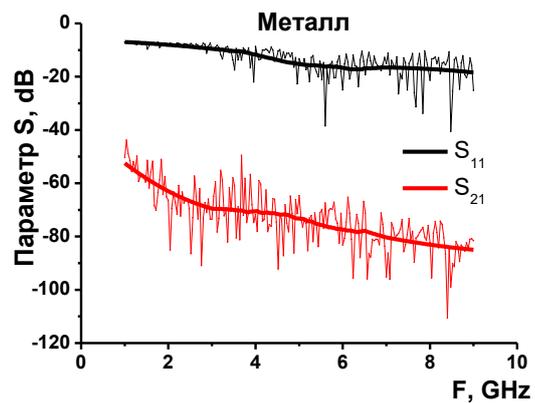
$$S_{21}^0 \cdot R = S_{21}^0 - S_{21}^0 \cdot L - S_{21};$$

$$R = 1 - L - \frac{S_{21}}{S_{21}^0};$$

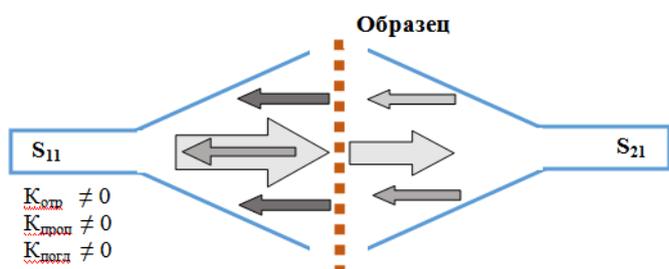
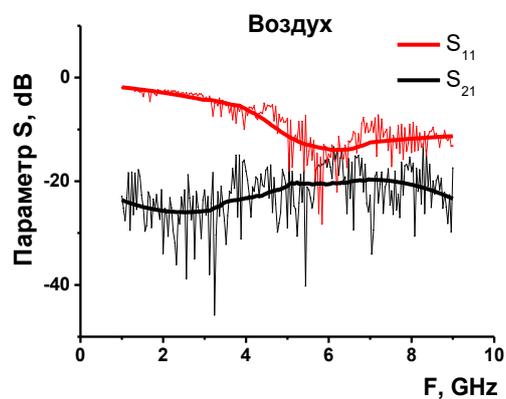
$$S_{11} = S_{11}^{Me} \cdot \left(1 - L - \frac{S_{21}}{S_{21}^0}\right) + S_{11}^0 \cdot \left(\frac{S_{21}}{S_{21}^0}\right)^2;$$



a



b



с

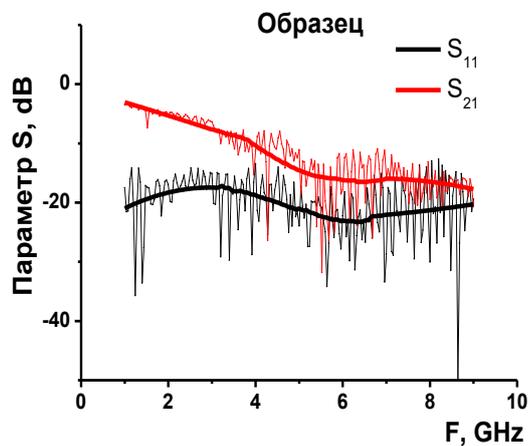


Рис. 2.6 Принципиальная схема измерения коэффициента поглощения двух рупорным методом

и получаем:

$$L = 1 - \frac{S_{21}}{S_{21}^0} - \frac{S_{11}}{S_{11}^{Me}} + \frac{S_{11}^0}{S_{11}^{Me}} \cdot \left(\frac{S_{21}}{S_{21}^0}\right)^2. \quad (2.21)$$

2.4.3 Измерение коэффициента поглощения одно рупорным методом в геометрии экрана Солсбери

Обычно экран Солсбери представляет собой слой диэлектрика некоторой толщины, нанесенный на металлическую поверхность. Диэлектрик покрыт тонкой проводящей пленкой. При такой геометрии часть излучения отражается от границы тонкая проводящая пленка – внешняя среда, часть от границы металлическая поверхность – диэлектрик (см. рис. 2.7). Если интенсивности отраженных волн равны и в диэлектрики укладывается четверть длины волны ($\lambda/4$), то на выходе из устройства отраженные волны приходят в противофазе и при интерференции подавляют друг друга.

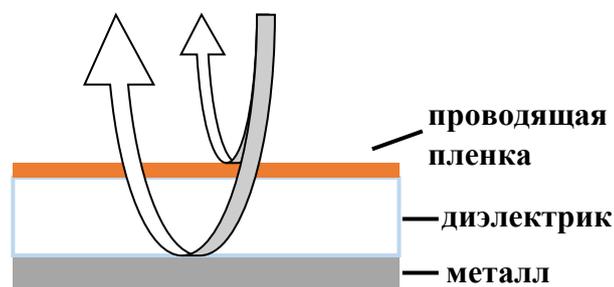


Рис. 2.7 Принципиальная схема экрана Солсбери

Данная геометрия измерения использовалась нами для аттестации поглощающих структур. Измерения в конфигурации экрана Солсбери показаны на рисунке 2.8. Варьируемой величиной был воздушный зазор между металлом и образцом h_n . Измеряли мощность отраженной волны (параметр S_{11}): данный параметр сравнивался с S_{11}^{Me} (см. рис. 2.5а), считая данную величину нормирующей для расчетов.

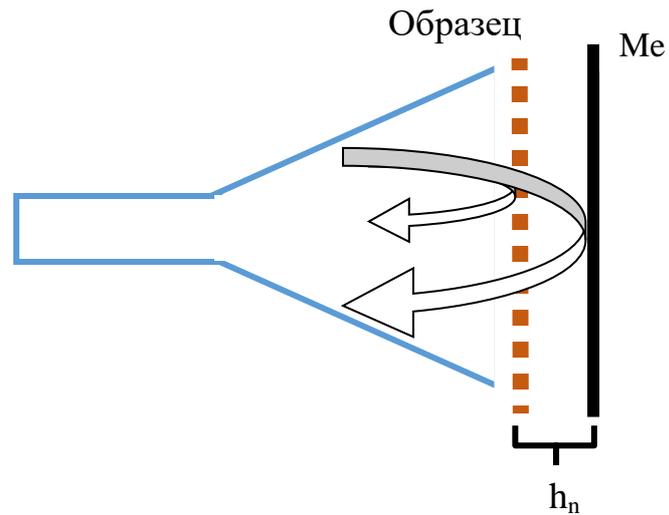


Рис. 2.8 Принципиальная схема измерения коэффициента поглощения образцов в конфигурации экрана Солсбери

Тогда

$$R = \frac{S_{11}}{S_{11}^{Me}}, \quad (2.22)$$

$$L = 1 - R = 1 - \frac{S_{11}}{S_{11}^{Me}}. \quad (2.23)$$

Толщина воздушного зазора составляла 0 мм, 4 мм, 8 мм, 12 мм, 16 мм и 20 мм.

2.5 Изготовление образцов

Для исследования электродинамических свойств использованы экспериментальные образцы с тонкопленочными покрытиями, полученными методом ионно-лучевого распыления.

2.5.1 Установка ионно-лучевого распыления

Ключевую роль в получении тонкопленочных наноконпозиционных покрытий исследуемых структур, сыграло использование уникальных технологических возможностей установки ионно-лучевого распыления, спроектированной и изготовленной в лаборатории кафедры физики твердого тела Воронежского государственного технического университета [124, 125]. За основу была взята серийная установка УВН-2М. Стандартная камера модернизирована и изготовлена в виде цилиндра с двумя фланцами. На верхнем фланце расположены источники ионов и мишени, на нижнем механизм перемещения подложек (см. рис. 2.9). При подготовке образцов можно использовать 7 источников ионно-лучевого распыления оригинальной конструкции. Шесть источников предназначены для распыления 3 мишеней, 1 для ионного травления поверхности подложки перед нанесением пленки.

Источник ионно-лучевого распыления - это магнитно-электрическая система, в которой поддерживается самостоятельный тлеющий разряд и создается сфокусированный поток ионов высокой энергии. Самостоятельный тлеющий разряд формируется в области магнитного зазора 3, где электрическое и магнитное поле взаимно перпендикулярны рис. 2.10. Магнитная система состоит из постоянных CoSm магнитов 1 и магнитопровода 2, что позволяет в области магнитного зазора 3 формировать магнитное поле большой напряженности (~ 80 кА/м). Электрическое поле формируется между анодом 4 и заземленным корпусом ионного источника. Замкнутая геометрия магнитного зазора и взаимная перпендикулярность магнитных и электрических полей создает эффективную ловушку движению электронов. Напряжение на аноде варьируется от 500 В до 2.5 кВ. Устойчивый плазменный разряд обеспечивается в широком диапазоне давлений (от 1×10^{-5} до 1×10^{-3} Торр). Ток плазмы варьировали в зависимости от давления рабочего газа и (или) анодного напряжения в диапазоне значений $1 \div 200$ мА. Высокоэнергетические ионы формируют направленный, сфокусированный поток от источника к объекту распыления. Объектом распыления может быть либо поверхность мише-

ни, либо поверхность подложки в зависимости от источника распыления (см. рис. 2.9).

Ионно-лучевое распыление в данном конструктивном решении имеет ряд существенных преимуществ. В источниках реализована подача рабочего газа непосредственно в анодное пространство, что существенно уменьшает давление в камере в процессе осаждения пленки ($\sim 5 \times 10^{-4}$ торр). Магнитная система ионного источника не связана с мишенью, что позволяет распылять ферромагнитные мишени. К распыляемой поверхности не приложен отрицательный потенциал, следовательно, она будет заряжаться положительно в случае бомбардировки ионами рабочего газа. Поэтому наличие источника электронов позволяет компенсировать избыточный заряд на диэлектрической поверхности.

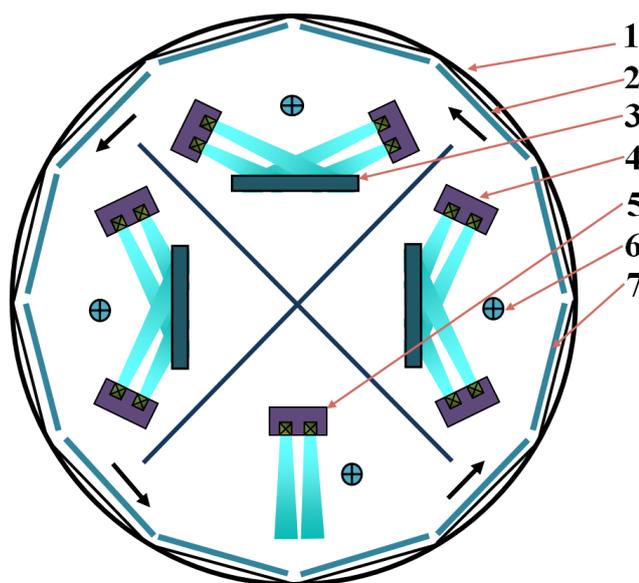


Рис. 2.9. Многофункциональная установка ионно-лучевого напыления, где 1 - вакуумная камера, 2 – подложкодержатель, 3 - водоохлаждаемая мишень, 4 - источник ионно-лучевого распыления, 5 - источник ионного травления, 6 – компенсатор, 7 – подложка

Таким образом, при наличии источника электронов (компенсатора) можно распылять диэлектрические поверхности. Концентрация плазмы в магнитном за-

зоре ионного источника и фокусировка потока ионов позволяет избежать дополнительного энергетического воздействия на подложку в процессе осаждения пленки, что дает возможность не использовать принудительное охлаждение подложки для осаждения на такие легкоплавкие поверхности, как лавсан, фторопласт и т.д. При этом температура подложки во время напыления не превышает 40-50 °С.

Подачу рабочего газа осуществляли через 7 независимых задатчиков потока газа РРГ-12. Три регулятора использовали для подачи Ar в ионные источники позиции напыления, один для источника ионной очистки и два для добавления активных газов. Оригинальная программа управления позволила регулировать не только давление газов в камере, но и время включения и выключения устройств независимо для всех приборов.

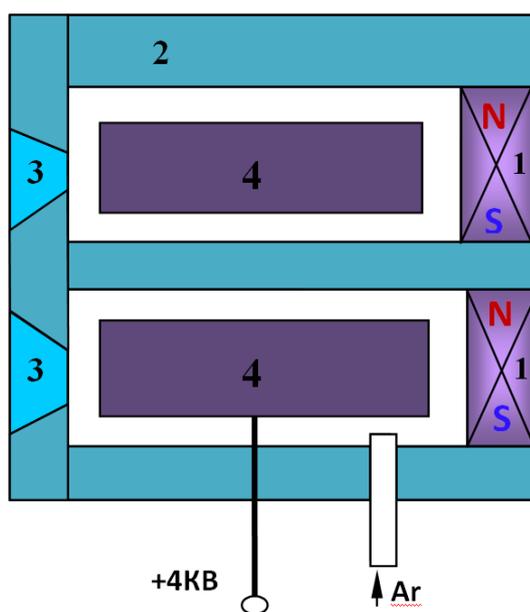


Рис. 2.10. Источник ионно-лучевого распыления: 1 - постоянный магнит, 2 - корпус - магнитопровод, 3 - магнитный зазор, 4 - анод

Механизм перемещения подложек приводится в движение шаговым двигателем с возможностью программного регулирования скорости вращения карусели от оборота в минуту до оборота за 1000 минут.

Двенадцать подложкодержателей (поз.2 рис 2.9) располагаются по периметру камеры и жестко крепятся к карусели. Зона равномерного осаждения пленки при напылении на неподвижную подложку $80 \times 250 \text{ мм}^2$, если осаждение проводится при вращении подложкодержателя, то площадь напыляемой пленки составляет $250 \times 1400 \text{ мм}^2$. Площадь поверхности мишени составляла $280 \times 80 \text{ мм}^2$. С одной стороны, такая большая мишень вносит существенные ограничения в выборе материалов, с другой стороны позволяет получать непрерывный спектр отношения концентраций фаз в композитах в зависимости взаимного расположения подложка-мишень в одном цикле осаждения при неравномерном расположении диэлектрических навесок (рис. 2.11).

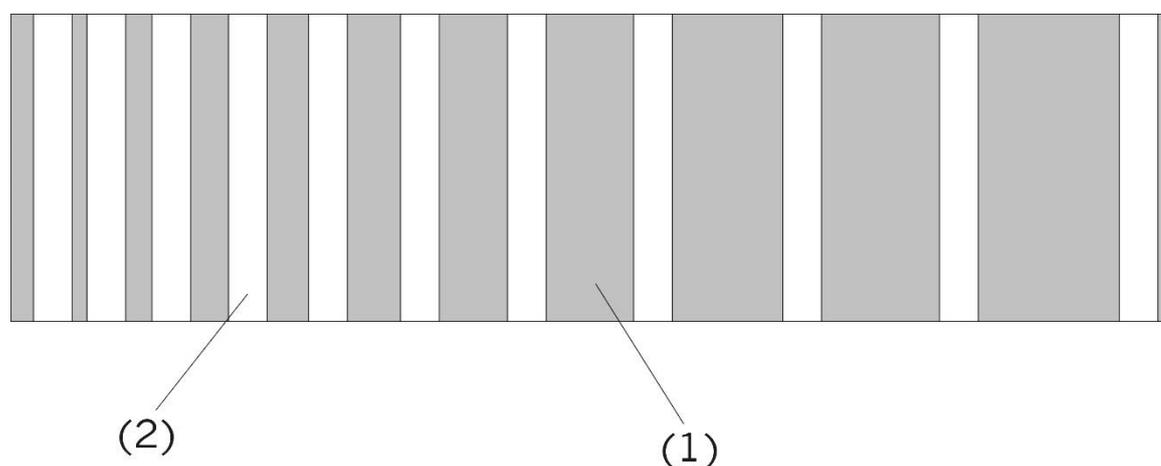


Рис. 2.11. Макет составной мишени из сплавного основания металлического сплава (1) с пластинами из диэлектрика (2)

2.5.2 Получение многослойных структур композит – окисленный композит

Для предварительного анализа электрических и магнитных свойств композитов $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ и многослойных гетерогенных структур $\{[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}]/[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x} + \text{O}_2]\}_n$ были получены пленки на поверхности ситалловых подложек.

В качестве металлического основания составной мишени использовалась сплавная мишень состава $\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20}$, полученная методом вакуумной плавки из компонентов чистотой не менее 99,99% размером $20 \times 80 \times 280$ мм³. Диэлектрические навески из кварцевого стекла размером 10×98 мм² располагались на поверхности мишени не равномерно. В этом случае, как сказано выше, соотношение металлической и диэлектрической фаз будет зависеть от расположения подложки относительно мишени. Использовались ситалловые подложки СТ-50 размером 48×60 мм². Подложки разрезались на полоски 3×60 мм² и закреплялись в кассету общей площадью 60×240 мм². Эта кассета помещалась над поверхностью мишени на расстоянии ~ 100 мм, таким образом, чтобы длинные оси мишени и кассеты подложек были параллельны. При этом отношение металлической и диэлектрической фаз каждой последующей подложки не значительно отличается от ближайших, в то время как различие в составе крайних составляет значительную величину. Плавное и монотонное изменение по составу образцов позволяет применить процесс экстраполяции состава на каждую подложку. Определение состава проводилось на пяти образцах равномерно удаленных друг от друга на кассете. Затем состав для всех образцов восстанавливается за счет аппроксимационной кривой полинома 4-5 порядка относительно номера образца. Нумерация проводится в зависимости от взаимного расположения ситалловых пластин. Концентрация химических элементов в полученных образцах определялась с помощью электронно-зондового рентгеноспектрального микроанализа. Измерения проводились на сканирующем рентгеновском микроанализаторе JXA-840, оснащенный тремя кристалл-дифракционными спектрометрами и системой энергодисперсионного анализа. Погрешность метода не превышающей 1-1,5 %. Количество образцов, получаемых в одном цикле напыления составляло 80 шт.

Для максимального эффекта воздействия на магнитные и электрические свойства нанокompозита период создаваемой многослойной структуры должен быть соизмерим с размером металлических наногранул в композите $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$, что составляет 5-7 нм [126]. Характерная скорость осаждения композита при используемых технологических режимах 0,14-0,22 нм/с.

Исходя из этого для напыления многослойной пленки нами были выбраны следующие временные режимы ~ 47 сек процесс проводится в атмосфере Ar и ~ 15 сек в атмосфере Ar+O₂.

В процессе осаждения образцов были выбраны следующие режимы напыления. Предварительная откачка не хуже 5×10^{-6} торр. Затем проводилась ионная очистка поверхности подложек. Для этого подложкодержатель переводился в режим вращения со скоростью 1 оборот за 5 минут, подавался Ar с давлением ~ 5×10^{-4} торр в источник ионной очистки (поз. 5 рис. 2.9). На компенсатор (вольфрамовая нить толщиной 0,05 мм) подавалось напряжение и выставлялся ток ~ 3 А. Анод ионного источника запитывался от источника высокого напряжения +2 кВ, при этом ток плазмы составлял 40 мА. Очистка поверхности подложек проводилась в течение 30 минут. Затем подложки устанавливались в позицию осаждения. Программно выбиралось давление реактивного и рабочего газов и цикличность их подачи. Включался компенсатор и на анод источников распыления выбранной мишени подавалось высокое напряжение +2,4 кВ. Ток плазмы составлял порядка 100 мА. Напыление проводилось несколько часов в зависимости от необходимой толщины пленки.

В данном разделе уместно заметить, что полученные данные при анализе элементного состава дают нам только концентрацию элементов, но не определяют, к какой фазе они относятся. С другой стороны, мы все атомы металлов относим к металлической фазе, а все атомы, входящие в состав распыляемого диэлектрика, относим к диэлектрической фазе. По этой причине возникает запись $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{V}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$. На сколько запись верна? Безусловно это удобно в плане сравнения композитов разной концентрации элементов. С другой стороны, круг методик, с помощью которых можно определить тонкий состав фаз и отдельных гранул, на сегодняшний день весьма ограничен, если вообще существует. Высокоразрешающие фазовые исследования, проведенные в композите Co-Al-O [127], показали, что в кобальте и оксиде алюминия доля чужеродных атомов не высокая. Исследования тонкой структуры края рентгеновского поглощения в композите Cu-SiO₂ показали, что только небольшое количество атомов меди растворено в

оксиде кремния [128, 129]. Наличие кристаллической структуры диэлектрической матрицы в композитах $\text{Co}_x(\text{CaF}_2)_{1-x}$ и $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{CaF}_2)_{1-x}$ [130, 131] говорят о малом количестве атомов металла в диэлектрике. Исходя из этих результатов использование нами вида записи отражает реальную ситуацию в композитах. Параметры получения пленок представлены в таблице 2.1.

Таблица 2.1 - Параметры получения композитов и многослойных структур

№ п/п	Партия	t_1 , с	$P_{\text{Ar}} \times 10^{-4}$, Torr	t_2 , с	$P_{\text{Ar}} \times 10^{-4}$, Torr	P_{O_2} , пар. %	n
1	$(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$	18000	6	-	-	0	1
2	$(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$			18000	6	4.3	1
3	$\{[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}]/[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x} + \text{O}_2]\}_n$	47	6	15	6	4.3	176
4	$\{[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}]/[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x} + \text{O}_2]\}_n$	47	6	15	6	5.3	178
5	$\{[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}]/[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x} + \text{O}_2]\}_n$	47	6	15	6	10.5	176
6	$\{[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}]/[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x} + \text{O}_2]\}_n$	47	6	15	6	16.6	176

t_1 - время одного цикла напыления в атмосфере Ar;

t_2 - время одного цикла напыления в атмосфере Ar+O₂(N₂);

n - количество циклов напыления $t_1 + t_2$.

Для подтверждения слоистой структуры полученных образцов были проведены ПЭМ исследования поперечного сечения пленки $\{[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{60}(\text{SiO}_2)_{40}]/[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{60}(\text{SiO}_2)_{40} + \text{O}_2]\}_n$. Результаты представлены на рис. 2.12.

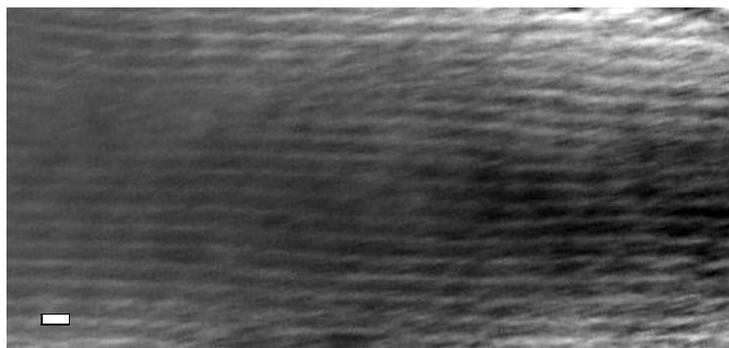


Рис. 2.12 Микрофотография поперечного сечения пленки многослойной гетерогенной структуры $\{[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{60}(\text{SiO}_2)_{40}]/[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{60}(\text{SiO}_2)_{40}+\text{O}_2]\}_{176}$, полученных при циклическом напылении в атмосфере Ar 47сек и при добавлении O_2 (4.3 пар. %) в течение 15 сек

Анализ микрофотографии подтверждает слоистую структуру образцов при циклической подачи кислорода в процессе синтеза пленки. Характерный размер неоднородности составляет ≈ 20 нм, что соответствует нашим оценкам толщин бислоев.

2.5.3 Получение стеклотекстолита с нанесенным функциональным покрытием из нанокompозита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}$ и многослойной структуры $\{[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}]/[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}+\text{O}_2]\}_n$ на поверхность стеклоткани

Для получения функциональных образцов стеклотекстолита необходимо было решить ряд технологических задач:

- выбор стеклоткани в соответствии с ее текстильными особенностями;
- способы нанесения тонкопленочного покрытия на подложку большой площади;

- изготовление текстолита из стеклоткани с нанесенным функциональным тонкопленочным покрытием.

Распределение островков тонкопленочного функционального покрытия определяется структурными особенностями стеклоткани. К ним можно отнести шаг и рисунок плетения стеклоткани, толщина используемых стеклонитей и т.д. Для выявления влияния структуры плетения на адсорбцию электромагнитного излучения были выбраны два типа стеклоткани (см. рис. 2.13).

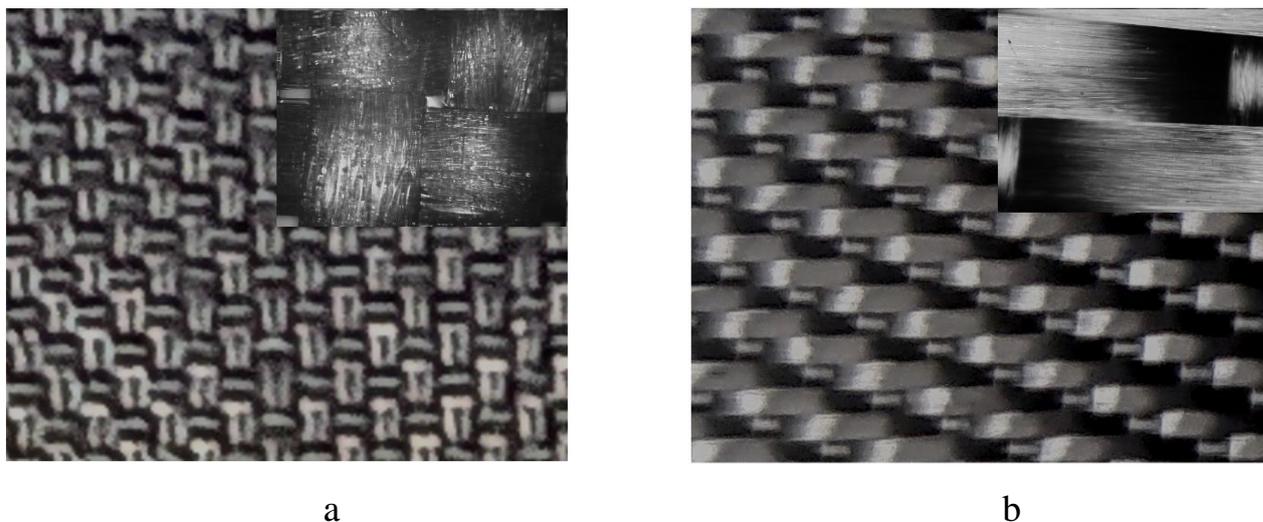


Рис. 2.13 Стеклоткань а) типа 1 и б) типа 2

Основные параметры используемой стеклоткани представлены в табл. 2.2

Таблица 2.2 - Параметры стеклоткани

Тип-стеклоткани	Основа	Диаметр нити, мкм	Шаг плетения вдоль, мкм	Шаг плетения поперек, мкм	Примечание
1	стеклонить	6	700	700	Равномерный квадрат
2	стеклонить	7	350	3300	Длинные поперечные нити и короткие долевые

Образцы для измерения по рупорным методикам должны иметь большую площадь поверхности 350x300 мм². Эта проблема была решена при использова-

нии следующих технологических приемов. Для крепления гибких стеклотканых и полимерных подложек карусель подложкодержателя была доработана. Модернизация заключалась в изготовлении 12 шпилек из проволоки диаметром 2 миллиметров. Один конец шпильки закреплялся на основании карусели, а другой крепился в верхней части. Подложка располагалась с внешней части системы шпилек, прижатая ими к внутренней части подложкодержателя (рис. 2.14). Это позволило закрепить подложки большой площади ($1050 \times 300 \text{ мм}^2$) в позиции напыления.

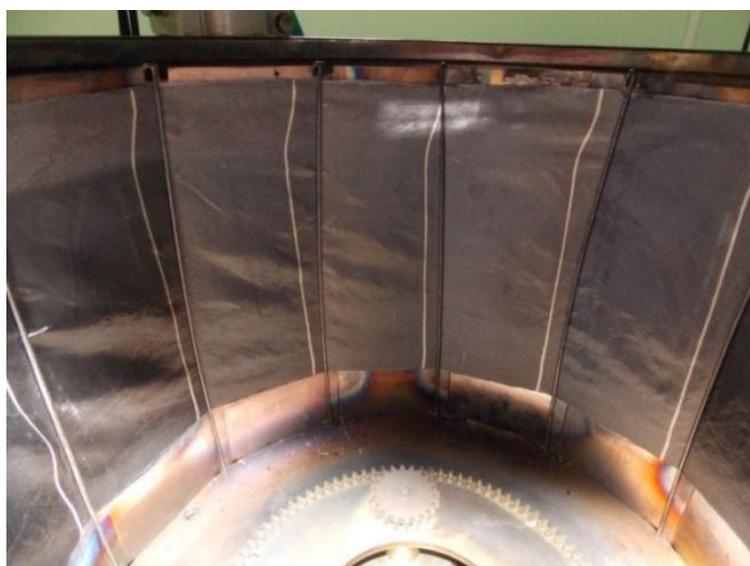


Рис. 2.14 – Крепление стеклоткани в напылительной камере

Для осаждения тонкопленочного функционального покрытия образцов были выбраны следующие режимы напыления. Предварительная откачка до остаточного давления не хуже 5×10^{-6} Торр. Затем проводилась ионная очистка поверхности подложек. Для этого подложкодержатель переводился в режим вращения со скоростью 1 оборот за 5 минут, подавался Ar с давлением $\sim 5 \times 10^{-4}$ Торр в источник ионной очистки. На компенсатор (вольфрамовая нить толщиной 0,05 мм) подавалось напряжение и выставлялся ток ~ 3 А. Анод ионного источника запитывался от источника высокого напряжения +2 кВ, при этом ток плазмы составлял 40 мА. Очистка поверхности подложек проводилась в течение 30 минут. Затем устанавли-

ливалась скорость вращения карусели 1 оборот за 10 часов. Давление реактивного и рабочего газов и цикличность их подачи выбирались с помощью специально разработанной программы выбора режимов напыления. Были выбраны режимы, когда 45 сек. напыление проводилось в атмосфере Ar и 15 сек. в инертную рабочую среду добавлялся кислород. Включался компенсатор и на анод источников распыления выбранной мишени подавалось высокое напряжение +2,4 кВ. Ток плазмы составлял порядка 100 мА. Напыление проводилось в течении 8.5 часа на вращающуюся подложку. Затем стеклоткань переворачивалась, и процесс напыления повторялся. Режимы нанесения пленок на основе нанокompозита $(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_{58,5}(SiO_2)_{41,5}$ представлены в табл. 2.3.

Табл. 2.3 - Режимы напыления композита на стеклоткань

№ партий	Состав пленки	Вид стеклоткани	Время напыления, мин	U анода, кВ	Ток плазмы, мА	Циклическое добавление O ₂	Парциальное давление O ₂ , %
1481	$(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_{58,5}(SiO_2)_{41,5}$	1	438	2,6	100	Нет	0
1482			480	2,6	100	Нет	0
1483	$\{[(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_{58,5}(SiO_2)_{41,5}]/[(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_{58,5}(SiO_2)_{41,5}+O_2]\}_n$	1	480	2,4	104	Да	8.3
1484			500	2,4	100	Да	8.3
1485	$\{[(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_{58,5}(SiO_2)_{41,5}]/[(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_{58,5}(SiO_2)_{41,5}+O_2]\}_n$	1	480	2,5	90	Да	13.3
1486			490	2,5	90	Да	13.3
1487	$\{[(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_{58,5}(SiO_2)_{41,5}]/[(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_{58,5}(SiO_2)_{41,5}+O_2]\}_n$	2	490	2,2	80	Да	13.3
1488			480	2,4	100	Да	13.3

Стеклоткань с функциональным покрытием разрезалась на 3 части, из которых формировался стеклотекстолит согласно следующему технологическому процессу.

Стеклоткань проходила этап пропитки, путем окунания ее в связующее ЭНФБ. После пропитки осуществлялся процесс формования. Формование – это этап технологического процесса, при котором происходит отверждение связующего. На

этом этапе формируются конечная структура и свойства полимерного композиционного материала, а также фиксируется форма образца на его основе [132]. Формование образцов стеклотекстолита с функциональным тонкопленочным покрытием проводилось в несколько стадий. На первой стадии при температуре меньше 80 °С в течение нескольких часов проводили сушку образцов от растворителя, а затем при более высокой температуре и малом давлении переводили связующее в вязко текучее состояние с его последующим равномерным распределением по образцу композита [133]. После этого повышали температуру и давление с некоторой скоростью до определенных величин 165 °С и выдерживали образец 5 часов – (стадия отверждения образцов). Охлаждали образцы под прессом. После окончания прессования вынимали оснастку с сформованным ПКМ и разбирали технологический пакет, удаляя вспомогательные материалы [134].

Режим формования образцов полимерных композиционных материалов (ПКМ), собранных из 3 слоев стеклоткани, которые пропитаны связующим ЭНФБ, представлен в табл. 2.4. Начальные условия: комнатная температура $T_{\text{комн}} = 20 \text{ С}$, начальные усилия пресса $p_0 = 2 \cdot 10^6 \text{ Па}$.

Табл. 2.4 - Режим прессования образцов ПКМ

Основные этапы	T, °С	v, °С/мин	t, мин	p, 10 ⁶ Па
1	80,0	1,0	60,0	4,2
2	165,0	1,5	57,0	8,4
3	165,0	0	300,0	8,4
4	45,0	-1,0	120,0	4,2

В результате был получен образец стеклотекстолита, внешний вид которого представлен на рис. 2.15, а их характеристики соответствуют следующим параметрам: число слоев стеклоткани в стеклотекстолитовом пакете – 3 слоя, толщина пакета – 0.4 и 0.70 мм в зависимости от стеклоткани.

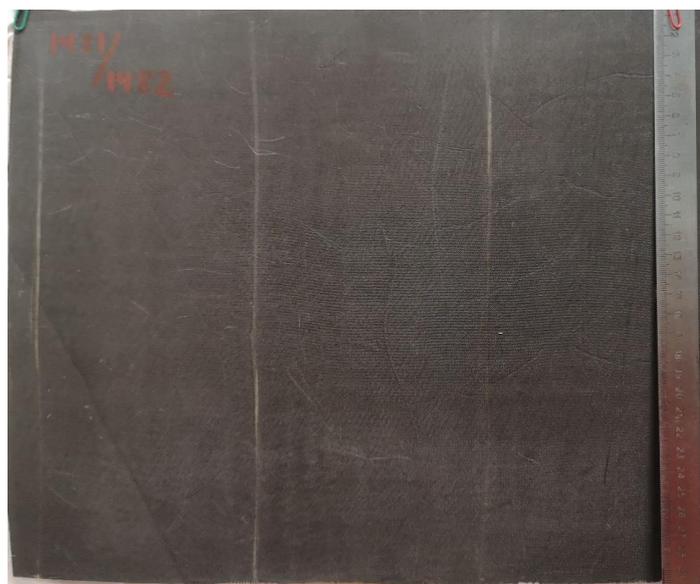
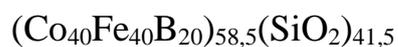


Рис. 2.15 – Образец стеклотекстолита с напыленным функциональным покрытием

Распределение функциональной пленки на поверхности стеклонити было исследовано на растровом электронном микроскопе (рис. 2.16).



Рис. 2.16 - РЭМ микрофотография сечения стеклоткани с пленкой нанокompозита



На микрофотографии исследуемого образца видно, что поверхность стеклонити с внешней стороны покрыта пленкой нанокompозита, толщиной порядка одного микрометра. Пленка имеет неравномерную толщину и располагается на верхней (относительно поверхности стекло полотна) части стеклонити. Это подтверждает наше предположение о фрагментарном распределении функциональной пленки на поверхности стеклоткани.

Характеристические параметры полученных образцов стеклотекстолита с функциональным тонкопленочным покрытием приведены в табл. 2.5

Табл. 2.5 - Параметры стеклотекстолита с функциональным тонкопленочным покрытием

Состав пленки	Парциальное давление O ₂ , %	Вид стеклоткани	Количество слоев стеклоткани	Суммарная толщина пленки комп., мкм	Толщина стеклотекстолита, мм
$(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_{58,5}(SiO_2)_{41,5}$	0	1	3	3	0.4
$\{[(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_{58,5}(SiO_2)_{41,5}]/[(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_{58,5}(SiO_2)_{41,5}+O_2]\}_n$	8.3	1	3	3	0.4
$\{[(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_{58,5}(SiO_2)_{41,5}]/[(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_{58,5}(SiO_2)_{41,5}+O_2]\}_n$	13.3	1	3	3.6	0.4
$\{[(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_{58,5}(SiO_2)_{41,5}]/[(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_{58,5}(SiO_2)_{41,5}+O_2]\}_n$	13.3	2	3	3	0.7

2.5.4 Получение квазифрактальной структуры с нанесенным функциональным покрытием из нанокompозита $(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_x(SiO_2)_{100-x}$ на поверхности лавсана

Для получения квазифрактальных образцов с функциональным покрытием на основе пленки нанокompозита $(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_x(SiO_2)_{100-x}$ также необходимо было решить ряд технологических задач.

В первую очередь надо было выбрать квазифрактальную топологию исходя из двух критериев. Она должна активно взаимодействовать с электромагнитным излучением в диапазоне частот $1 \div 10$ ГГц и сохранять целостность подложки больших размеров поверхности после формирования структуры. Этим критериям удовлетворяют представленные в работе [134] структуры (см. рис.2.17).

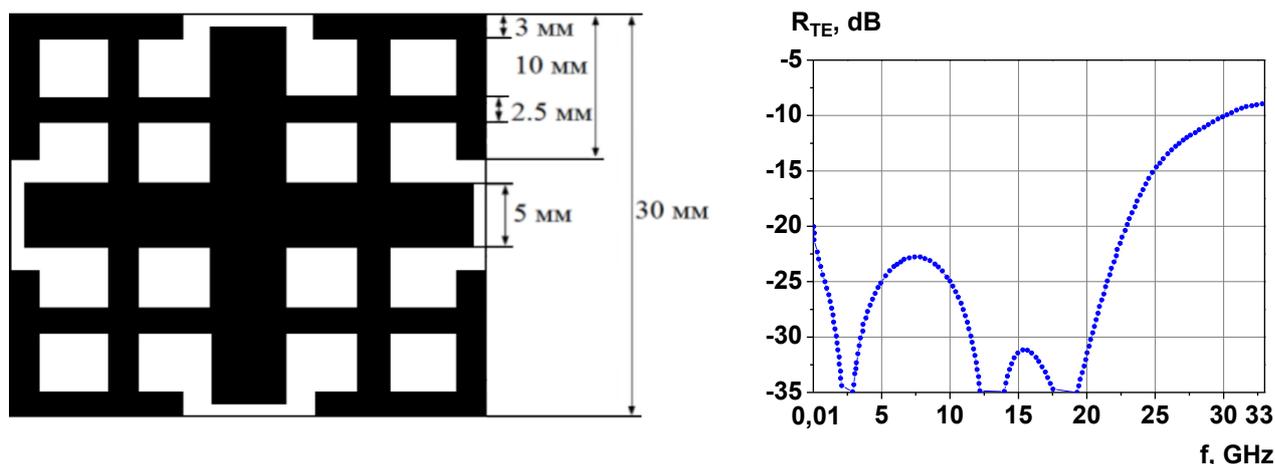


Рис. 2.17 Топология частотно-избирательной решетки с крестообразной формой элементов и частотная зависимость коэффициента отражения

В качестве подложки была выбрана лавсановая пленка. Этот материал обладает комплексом необходимых свойств, предъявляемым к материалу носителю функционального покрытия, таких как, гладкая, однородная поверхность, большая площадь, устойчивость к воздействию повышенных температур, высокая механическая прочность, устойчивость к воздействию света, высокая химическая инертность, простота механической обработки, возможность варьировать толщину в широких пределах, доступность и т.д. [135].

Два листа лавсановой пленки размером 297×420 мм² и толщиной 0.125 мм закреплялись на карусели вакуумной установки, используя технологический прием, описанный выше (раздел 2.5.2).

Для осаждения тонкопленочного функционального покрытия на лавсановую подложку использовалась технология, представленная в разделе 2.5.2. Отличие

заключалось в том, что при распылении составной мишени и ионной очистки не использовался компенсатор. Пленка на поверхность подложки осаждалась в два этапа (проводилось 2 напыления). Напыление композита проводилось только в инертной среде (Ar). Варьирование состава пленок осуществлялось путем изменения количества навесок кварца на поверхности металлической мишени сплава $\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20}$ [136]. Режимы нанесения пленок на основе нанокompозита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}$ представлены в табл. 2.6.

Табл. 2.6 - Режимы напыления

№ партий	Состав пленки	Количество навесок	Время напыления, мин	U анода, кВ	Ток плазмы, mA
1790	$(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{72,4}(\text{SiO}_2)_{27,6}$	5	450	2.0	105
1791			450	2.0	100
1776	$(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{66,1}(\text{SiO}_2)_{33,9}$	6	480	2.2	100
1777			480	2.2	100
1802	$(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{66,1}(\text{SiO}_2)_{33,9}$	6	450	2.2	100
1803			450	2.2	95
1792	$(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}$	7	450	2.2	100
1793			450	2.0	100
1796	$(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{53,1}(\text{SiO}_2)_{46,9}$	8	450	2.2	100
1797			450	2.0	100
1798	$(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{47,6}(\text{SiO}_2)_{52,4}$	9	450	2.2	100
1799			450	2.1	105

Для формирования топологии, представленной на рис. 2.17, применялась лазерная резка полученных лавсановых подложек с осажденной пленкой композита по стандартной технологии на лазерно-гравировальном станке LiMark 6090SL.

Для переноса квазифрактальной структуры на лавсановую пленку, в программе для 3D-моделирования КОМПАС-3D LT создается цифровая модель будущего объекта по заданным параметрам (рис.2.18). Цифровая модель строится путем транслирования графического рисунка элементарной ячейки топологии.

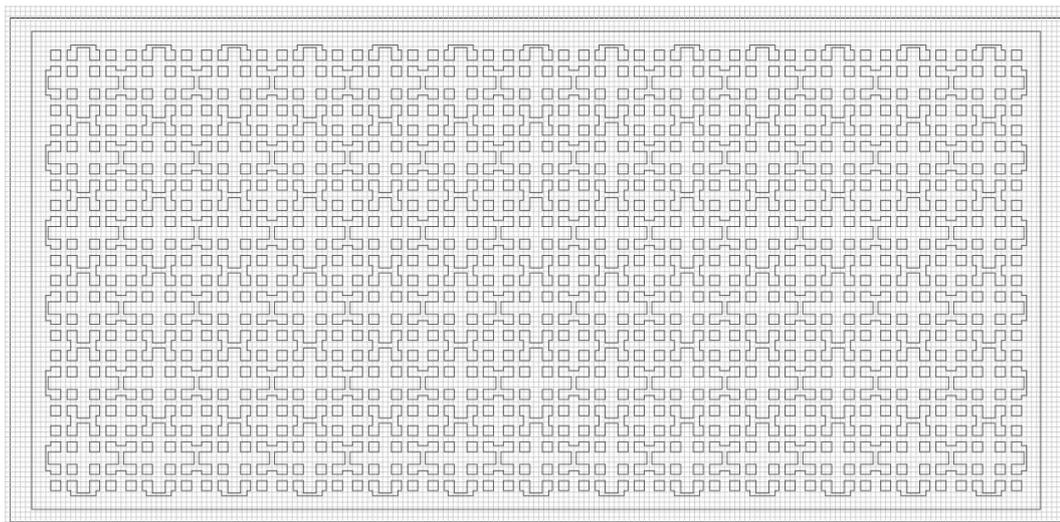


Рис. 2.18 Графическая модель лавсановой подложки для лазерной резки

В соответствии с данной графической моделью, проводилась лазерная обработка поверхности лавсана. Для этого подложка закреплялась на электромеханическом координатном столе, который предназначен для высокоточного перемещения обрабатываемой детали относительно области фокусировки лазерного пучка. Затем при помощи оптической системы фокусировки лазерного пучка на поверхности обрабатываемого объекта формируется световое пятно такого размера, который позволяет обеспечить уровень плотности мощности, достаточный для выполнения требуемой технологической операции. Кроме того, для более эффективной работы лазера степень фокусировки должна обеспечить максимально возможное использование энергии лазерного излучения с учетом потерь на всех оптических элементах лазерной установки (возникающих из-за френелевского отражения, остаточного поглощения и т. д.). Также в ее задачу входит формирование изображения зоны обработки: заданной и строго пространственно-очерченной формы (включая формирование изображения зоны воздействия с минимальными неровностями края).

Обобщенная функциональная схема технологической лазерной установки для микро обработки материалов показана рис.2.19.

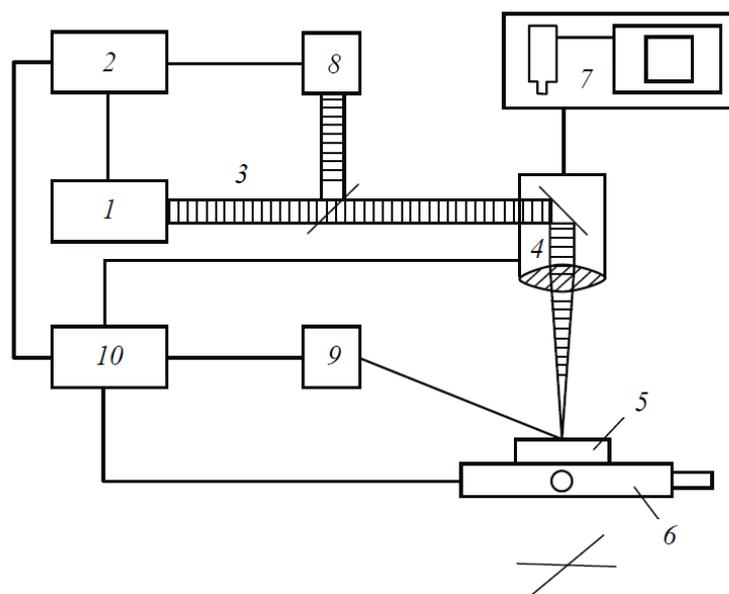


Рис. 2.19 – Функциональная схема технологической лазерной установки, где 1 – лазерный излучатель, 2 – блок питания лазера, 3 – пучок лазерного излучения, 4 – фокусирующую оптическую систему, 5 – обрабатываемую деталь, 6 – координатный стол, 7 – систему визуального контроля зоны лазерной обработки, 8 – систему контроля параметров лазера, 9 – систему контроля технологического процесса, 10 – микропроцессор

Полученная структура представлена на рисунке 2.20.

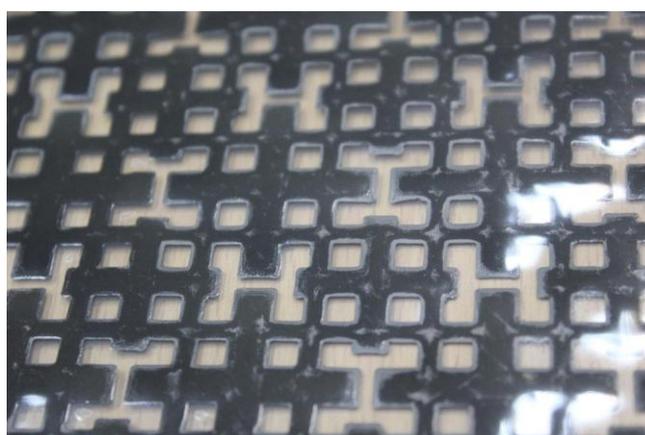


Рис. 2.20 - Структура образца после лазерной резки

Для придания полученным лавсановым подложкам с нанесенным функциональным слоем и сформированным квазифрактальным рисунком дополнительной механической прочности и химической стойкости, проводилось их ламинирование. Полученный функциональный образец для измерения рупорными методами имел размер поля 400x400 мм² (рис.2.21).

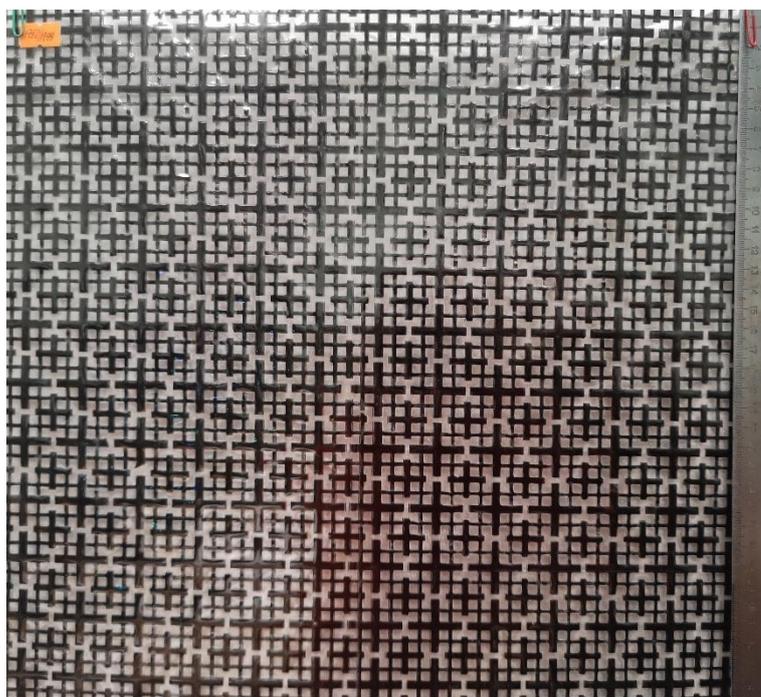


Рис. 2.21 - Образец лавсановой подложки с напыленным функциональным покрытием с сформированным квазифрактальным рисунком

Характеристические параметры полученных образцов квазифрактальных структур с функциональным покрытием из пленки композита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ на лавсановой подложке приведены в табл. 2.7.

Табл. 2.7 - Параметры образцов квазифрактальных структур с функциональным покрытием из пленки композита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ на лавсановой подложке

Состав пленки	Толщина образцов, мм	Толщина пленки композита, мкм
$(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{72,4}(\text{SiO}_2)_{27,6}$	0.4	1,7
$(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{66,1}(\text{SiO}_2)_{33,9}$	0.4	1,5
$(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{66,1}(\text{SiO}_2)_{33,9}$	0.4	1,4
$(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}$	0.4	1,5
$(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{53,1}(\text{SiO}_2)_{46,9}$	0.4	1,4
$(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{47,6}(\text{SiO}_2)_{52,4}$	0.4	1,4

Заключение к главе 2

- Разработан комплекс технологических приемов, позволяющий получить образцы стеклотекстолита с нанесенным функциональным покрытием из нанокompозита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}$ и многослойной структуры $\{[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}]/[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}+\text{O}_2]\}_n$ на поверхность стеклоткани размером до $350 \times 300 \text{ мм}^2$ для высокочастотных электромагнитных измерений.

- Разработан комплекс технологических приемов, позволяющий получить образцы квазифрактальной структуры с нанесенным функциональным покрытием из нанокompозита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ на поверхности лавсана размером до $400 \times 400 \text{ мм}^2$ для высокочастотных электромагнитных измерений.

3 Электрические и магнитные свойства композита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ и многослойных структур $\{[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}]/[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}+\text{O}_2]\}_n$

3.1 Электрические свойства композита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ и многослойных структур $\{[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}]/[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}+\text{O}_2]\}_n$

Электрические свойства композитов металл-диэлектрик зависят от многих параметров гетерогенной системы. К таким параметрам можно отнести: соотношение металлической и диэлектрической фаз композита, элементный состав пленки, степень окисления диэлектрической и металлической фаз, структурные особенности композита и т.д. В данной работе мы изменяли концентрацию металлической фазы композита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$, степень окисления фаз, (путем добавления кислорода в рабочую атмосферу при синтезе пленки) и топологические особенности гетерогенной пленки, применяя циклическую подачу реактивного газа при осаждении.

На рисунке 3.1 представлены значения удельного электрического сопротивления ρ для композитов $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ и многослойных гетерогенных структур $\{[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}]/[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}+\text{O}_2]\}_n$ различных концентраций x и технологических параметров осаждения [137]. Из рисунка видно, что величина удельного электрического сопротивления наиболее сильно зависит от концентрации металлической фазы и изменяется на 6 порядков величины при изменении x от 20 ат. % до 70 ат. %. Добавление кислорода 4,3 пар. % более чем на порядок увеличивает значения ρ , а циклическое добавление O_2 не столь значительно влияет на удельное электрическое сопротивление, хотя данным изменением пренебрегать нельзя.

При анализе высокочастотных свойств материала одним из основных параметров является толщина скин-слоя (толщина материала, где электрическая составляющая электромагнитной волны уменьшается в e раз). Данный параметр связан со значением удельного электрического сопротивления как

$$\Delta = 503 \sqrt{\frac{\rho}{\mu_m \cdot f}} \quad (3.1)$$

Если не учитывать магнитные свойства композитов, то максимальное значение Δ_{max} можно оценить, как

$$\Delta_{max} = 503 \sqrt{\frac{\rho}{1 \cdot f}} \quad (3.2).$$

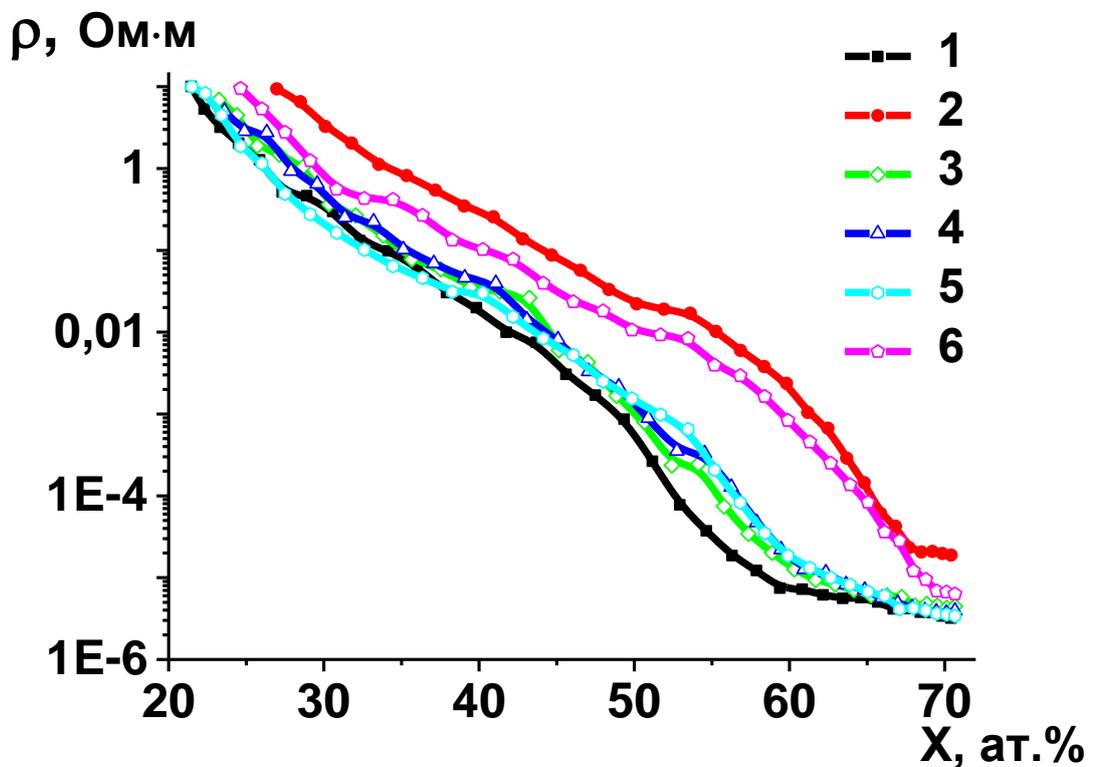


Рис. 3.1 - Концентрационные зависимости удельного электрического сопротивления композитов $(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_x(SiO_2)_{100-x}$, полученных в атмосфере Ar (кривая 1), в атмосфере Ar с добавлением O_2 (4.3 пар.%) (кривая 2), многослойных гетерогенных структур $\{[(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_x(SiO_2)_{100-x}]/[(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_x(SiO_2)_{100-x}+O_2]\}_n$, полученных при циклическом напылении в атмосфере Ar в течение 47 сек и при добавлении O_2 (4.3 пар.% - кривая 3), (5.3 пар. % - кривая 4), (10.5 пар. % - кривая 5), (16.6 пар. % - кривая 6) в течение 15 сек

Данные расчеты представлены на рис. 3.2, из которого видно, что для композитов в исследуемом диапазоне x минимальное значение Δ_{\max} составляет порядка 10 мкм.

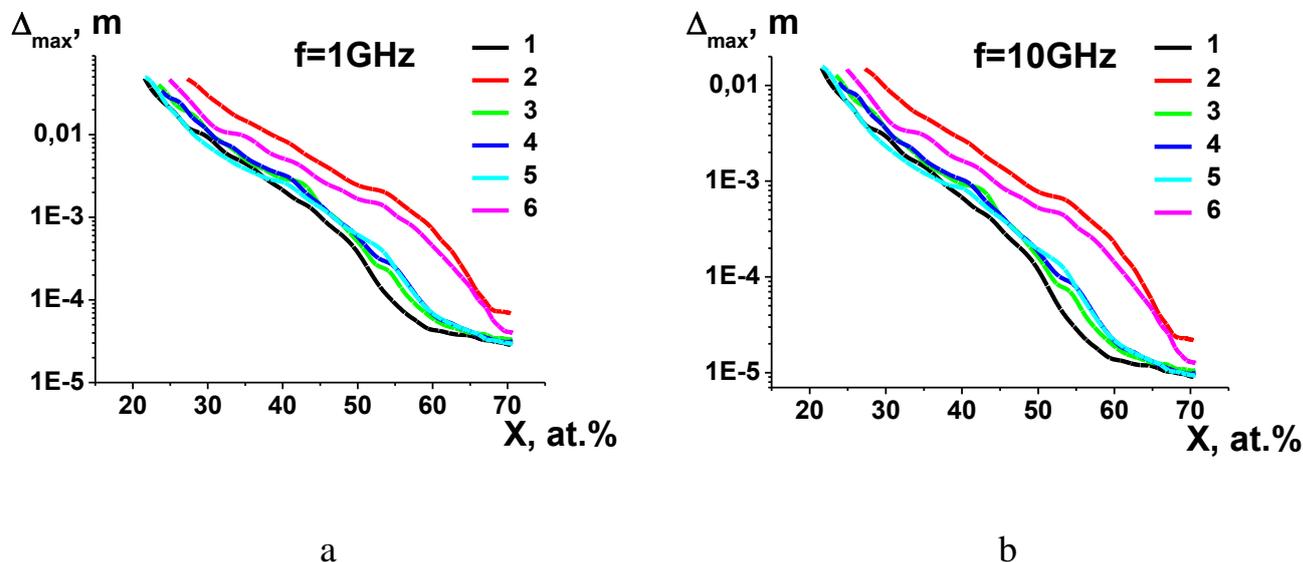


Рис. 3.2. Концентрационные зависимости максимальной толщины скин-слоя композитов $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$, полученных в атмосфере Ar (кривая 1), в атмосфере Ar с добавлением O_2 (4.3 пар. % - кривая 2), многослойных гетерогенных структур $\{[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}]/[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}+\text{O}_2]\}_n$, полученных при циклическом напылении в атмосфере Ar в течение 47 сек и при добавлении O_2 (4.3 пар. % - кривая 3), (5.3 пар. % - кривая 4), (10.5 пар. % - кривая 5), (16.6 пар. % - кривая 6) в течение 15 сек., для частот 1 ГГц (а) и 10 ГГц (б)

Другим не маловажным электрическим параметром материала при высокочастотном применении является диэлектрическая проницаемость, мнимая часть которой также связана с значением удельного электрического сопротивления как

$$\varepsilon'' = \frac{1}{\rho \varepsilon_0 \omega}, \quad (3.3)$$

где, $\omega = 2\pi f$, тогда

$$\varepsilon'' = \frac{1}{\rho \varepsilon_0 2\pi f} \quad (3.4)$$

Расчёт зависимостей ε'' от концентрации металлической фазы исследуемых экспериментальных образцов представлен на рис. 3.3, который показывает, что при большой концентрации металлической фазы данный параметр имеет значения больше чем 10^6 . Так как в проводящих материалах диэлектрическая проницаемость определяется ε'' , а волновое сопротивление среды $Z=(\mu/\varepsilon)^{1/2}$, то выглядит весьма сомнительным, что значение магнитной проницаемости материала в образцах нанокompозитов при высоких частотах может достигать соизмеримых значений.

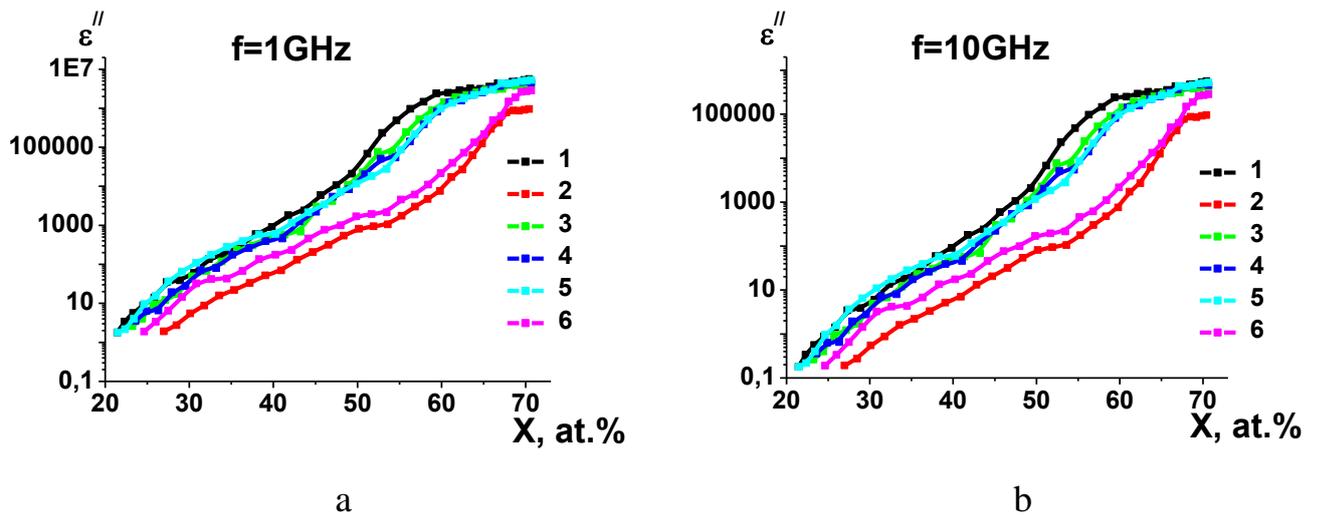


Рис. 3.3. Концентрационные зависимости мнимой части диэлектрической проницаемости композитов $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$, полученных в атмосфере Ar (кривая 1), в атмосфере Ar с добавлением O_2 (4.3 пар.% - кривая 2), многослойных гетерогенных структур $\{[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}]/[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x} + \text{O}_2]\}_n$, полученных при циклическом напылении в атмосфере Ar в течение 47сек и при добавлении O_2 (4.3 пар. % - кривая 3), (5.3 пар.% - кривая 4), (10.5 пар. % - кривая 5), (16.6 пар. % - кривая 6) в течение 15 сек., для частот 1 ГГц (a) и 10 ГГц (b)

Исходя из данных рассуждений, для высоких значений адсорбции электромагнитного излучения на высоких частотах необходимо выбирать композиты с наименьшим значением концентрации металлической фазы, но обладающими ферромагнитным упорядочением.

3.2 Магнитные свойства

3.2.1 Магнитные свойства композитов $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ и многослойных структур $\{[(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}]/[(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}+\text{O}_2]\}_n$ в ВЧ диапазоне

Опираясь на рассуждения, представленных выше, определим концентрационный диапазон, в котором композиты $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ имеют ферромагнитное упорядочение по концентрационным зависимостям комплексной магнитной проницаемости пленки на частоте 50 МГц (рис. 3.4-3.6) [138]. Анализ представленных зависимостей показывает, что в исходном состоянии и многослойных структурах с небольшим значением концентрации периодического добавления реактивного газа в процессе синтеза, высокие значения магнитной проницаемости (μ) характерны для образцов с $x > 45$ ат. %. При высоком парциальном давлении O_2 высокие значения μ наблюдаются при больших значениях x (в частности при $\text{O}_2 = 16.6$ пар. % при $x > 57$ ат. %). С другой стороны, в многослойных структурах $\{[(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}]/[(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x} + \text{O}_2]\}_{176}$ абсолютная величина комплексной магнитной проницаемости несколько выше, чем в однородном композите [139].

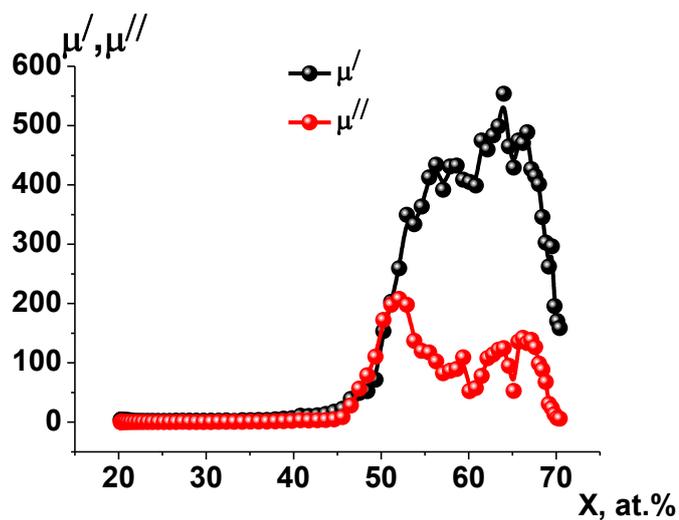


Рис. 3.4 - Концентрационные зависимости действительной и мнимой частей комплексной магнитной проницаемости композитов $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$. Измерения проводились на частоте 50 МГц

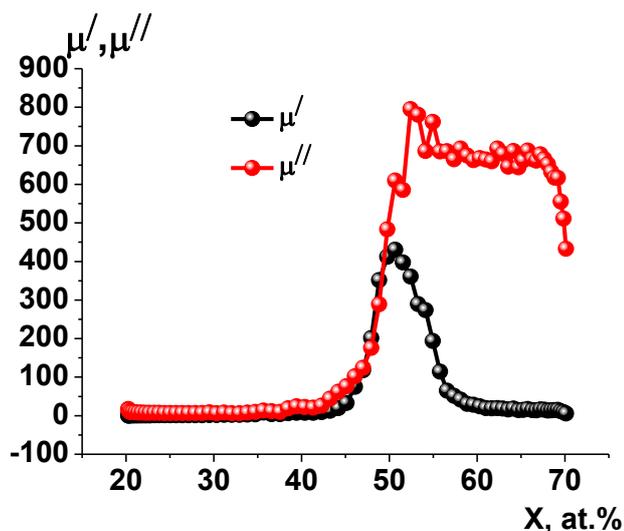


Рис. 3.5 - Концентрационные зависимости действительной и мнимой частей комплексной магнитной проницаемости многослойных структур $\{[(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}]/[(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}+\text{O}_2]\}_{176}$, полученных при циклическом напылении в атмосфере Ar в течение 47 сек и при добавлении O_2 4.3 пар. %. Измерения проводились на частоте 50 МГц

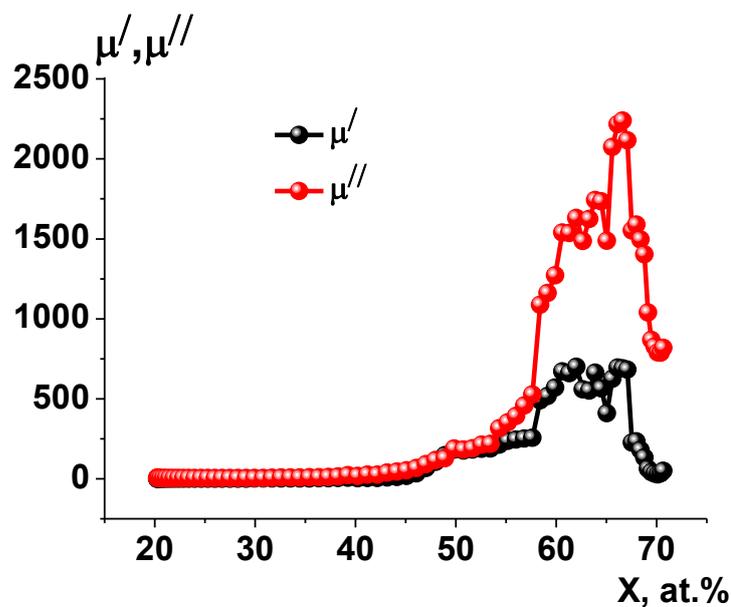


Рис. 3.6 - Концентрационные зависимости действительной и мнимой частей комплексной магнитной проницаемости многослойных структур $\{[(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}]/[(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}+\text{O}_2]\}_{176}$, полученных при циклическом напылении в атмосфере Ar в течение 47сек и при добавлении O_2 16.6 пар.%. Измерения проводились на частоте 50 МГц

Исходя из значений $\mu'(x)$, $\mu''(x)$ и $\rho(x)$ можно оценить волновое сопротивление композиционной среды (рис. 3.7) на частоте 50 МГц для исследуемых материалов из выражения (3.5)

$$Z = \sqrt{\frac{\mu_0 \mu}{\varepsilon_0 \varepsilon}}, \text{ Ом.} \quad (3.5)$$

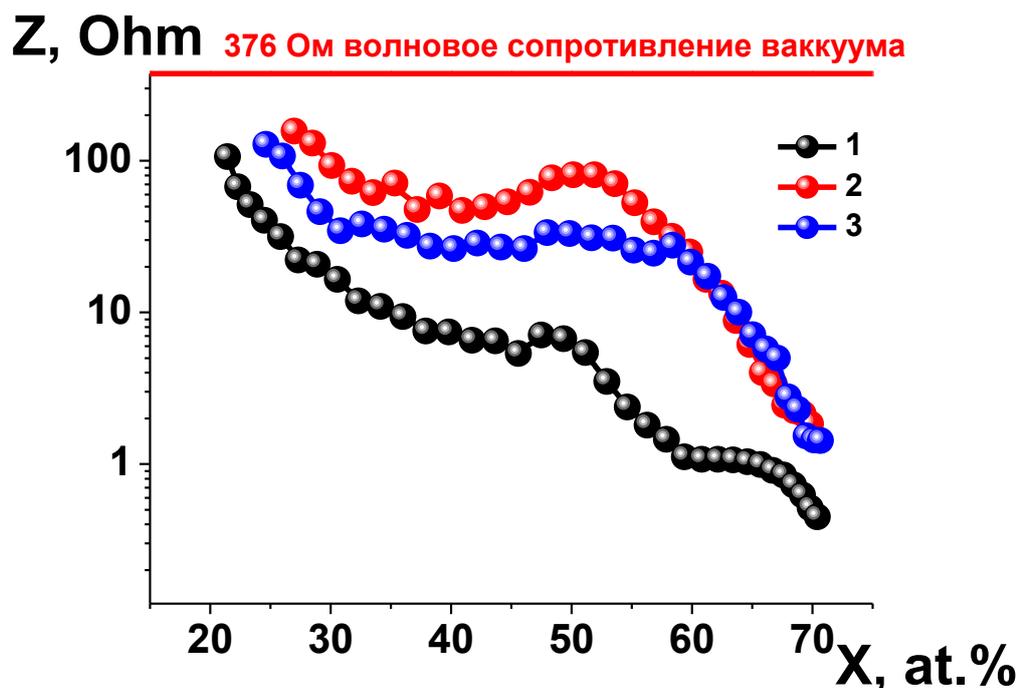


Рис. 3.7 - Концентрационные зависимости волнового сопротивления композитов $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$, полученных в атмосфере Ar (кривая 1), многослойных гетерогенных структур $\{[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}] / [(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x} + \text{O}_2]\}_n$, полученных при циклическом напылении в атмосфере Ar в течение 47сек и при добавлении O_2 4.3 пар.% (кривая 2), 16.6 пар.% (кривая 3) в течение 15 сек., для 50 МГц

Так как коэффициент отражения при переходе из воздушного пространства в активную среду зависит от отношения их волновых сопротивлений

$$R = \frac{(Z_0 - Z)}{(Z_0 + Z)}, \quad (3.6)$$

где, Z_0 – волновое сопротивление вакуума (воздушной среды) ≈ 376 Ом, Z – волновое сопротивление композита, то можно оценить данную величину (см. рис. 3.8).

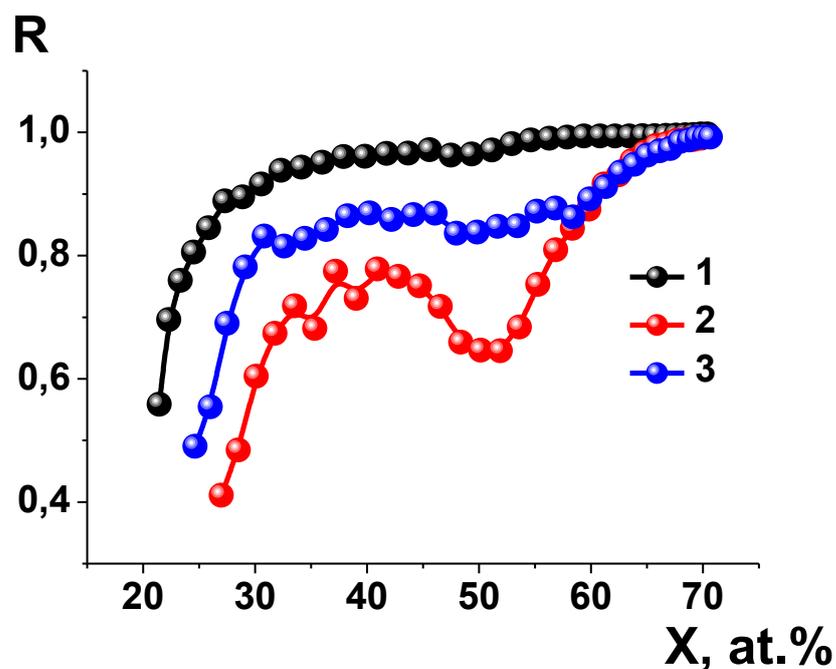


Рис. 3.8 - Концентрационные зависимости коэффициента отражения при переходе электромагнитной волны из воздушного пространства в композиты, $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$, полученные в атмосфере Ar (кривая 1), многослойную гетерогенную структуру $\{[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}]/[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x} + \text{O}_2]\}_n$, полученную при циклическом напылении в атмосфере Ar в течение 47 сек. и при добавлении O_2 4.3 пар.% (кривая 2), 16.6 пар.% (кривая 3) в течение 15 сек., для 50 МГц

Анализ рис. 3.8 показывает, что для исследуемых пленок значение R весьма высокое и при большой концентрации x приближается к 1 (полное отражение). Однако из всех исследуемых структур наибольшим предпочтением для использования в качестве адсорбента ВЧ электромагнитного излучения обладает многослойная гетерогенная структура $\{[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}]/[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x} + \text{O}_2]\}_n$, полученная при циклическом напылении в атмосфере Ar в течение 47 сек. и в течение 15 сек. при добавлении O_2 с умеренным парциальным давлением.

3.2.2 Магнитные свойства функциональных покрытий для адсорбционных структур в СВЧ диапазоне

В рамках данной работы были исследованы СВЧ свойства двух различных структур: стеклотекстолита, изготовленного из стеклоткани с тонкопленочным функциональным покрытием, и квазифрактальной структуры с функциональным покрытием из пленки композита на подложку из лавсана. При выборе структуры, состава и толщины функционального покрытия, учитывали полученные выше зависимости $\Delta_{\max}(x)$, $\varepsilon''(x)$ и $Z(x)$ (см. табл. 2.5, и табл. 2.7).

Однако, проведенный нами анализ магнитных свойств композитов $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ и многослойных структур $\{[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}]/[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}+\text{O}_2]\}_n$ характеризовался широким диапазоном концентраций металлической фазы гетерогенной системы, и относительно низкими частотами электромагнитного излучения. При больших частотах излучения определяющим фактором взаимодействия может стать явление естественного ферромагнитного резонанса (ЕФР) в исследуемых пленках. При выполнении некоторых условий в магнитоупорядоченных средах может наблюдаться ЕФР. Так толщина исследуемого объекта значительно меньше толщины скин-слоя на частоте резонанса. Амплитуда магнитной составляющей электромагнитной волны, взаимодействующей с объектом исследования, должна быть больше величины коэрцитивной силы в данном ферромагнитном материале, т.е. ферромагнетик должен быть магнитомягким. Частота резонанса определяется магнитной анизотропией образца согласно выражению (1.7) [140]

Исходя из уравнения, для интерпретации результатов измерений ЕФР необходимы исследования процессов намагничивания образцов. Эти измерения для выбранных пленок функциональных слоев СВЧ структур представлены на рис. 3.9 [141].

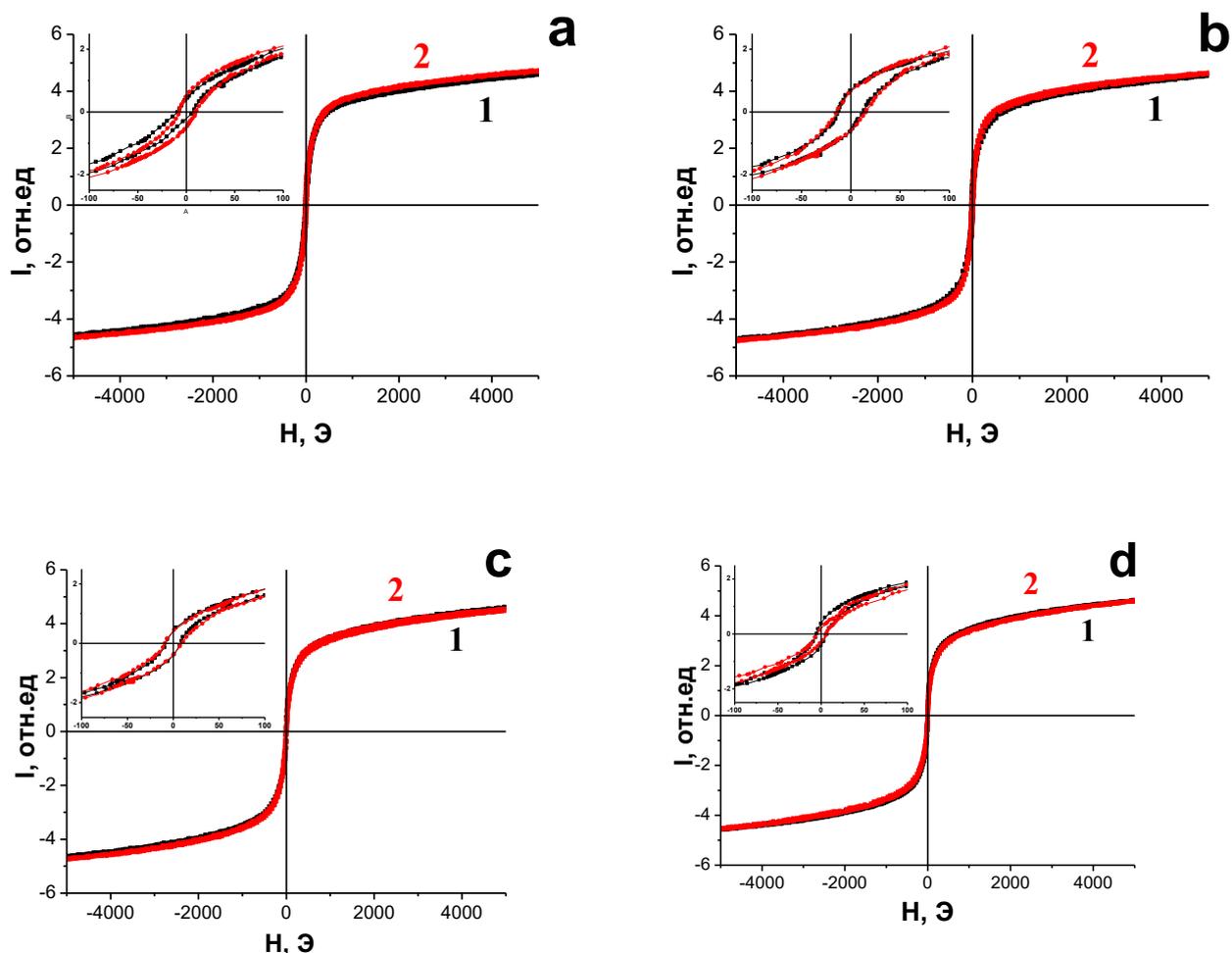


Рис. 3.9 – Кривые намагничивания для пленки нанокompозита

$(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}$ (a), многослойных структур

$\{[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}]/[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}+\text{O}_2]\}_n$, полученных при циклическом напылении в атмосфере Ar в течение 45 сек и при добавлении O_2 8.3 пар. % (b), 13.3 пар. % (c), 13.3 пар. % (d), в течение 15 сек на поверхности стеклоткани (a, b, c - плетение 1, d - плетение 2). Кривые 1 – вдоль нитей (параллельно оси) основы, 2 - вдоль нитей утка (перпендикулярно оси).

Данные по магнитным характеристикам сведены в таблицу 3.1. Анализ приведенных зависимостей показывает, что пленки как композита, так и многослойной структуры имеют ферромагнитное упорядочение, не высокие значения коэрцитивной силы ≈ 10 Э и в большой степени изотропны в плоскости образца с подем выхода кривой в насыщение (величина пропорциональная полю анизотропии) \approx

150 Э. Однако в данном случае мы имеем статистические параметры магнитных свойств пленки. В действительности покрытие состоит из фрагментов покрытия, нанесенного на нити стеклоткани диаметром 7 мкм и длиной 500 мкм, и расположенных перпендикулярно друг другу. Такая конфигурация островковой структуры магнитной пленки может формировать магнитную анизотропию формы.

Таблица 3.1 - Значения коэрцитивной силы и поля выхода намагниченности в насыщение вдоль основы плетения (H_C^{\parallel} , H_a^{\parallel}), перпендикулярно основе плетения (H_C^{\perp} , H_a^{\perp})

Состав	Парциальное давление O_2 , %	H_C^{\parallel} , Э	H_a^{\parallel} , Э	H_C^{\perp} , Э	H_a^{\perp} , Э
$(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_{58,5}(SiO_2)_{41,5}$	0	8	182,3	8	105,3
$\{[(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_{58,5}(SiO_2)_{41,5}] / [(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_{58,5}(SiO_2)_{41,5} + O_2]\}_n$	8.3	12	102,3	14	155,6
$\{[(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_{58,5}(SiO_2)_{41,5}] / [(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_{58,5}(SiO_2)_{41,5} + O_2]\}_n$	13.3	7	191,2	8	155,6
$\{[(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_{58,5}(SiO_2)_{41,5}] / [(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_{58,5}(SiO_2)_{41,5} + O_2]\}_n$	13.3	6	155,6	5	128,9

Для определения величины данного эффекта были измерены кривые намагничивания вдоль и перпендикулярно волокон стеклоткани, извлеченных из полотна (рис. 3.10). Анализ приведенных зависимостей показывает справедливость наших предположений (см. табл. 3.2). Действительно магнитная анизотропия формы образца H_a^{\perp} составила значение ≈ 350 Э, тогда как вдоль волокон поле выхода кривой в насыщение H_a^{\parallel} несколько понизилось относительно измерений на стеклотканном полотне и составило ≈ 50 Э.

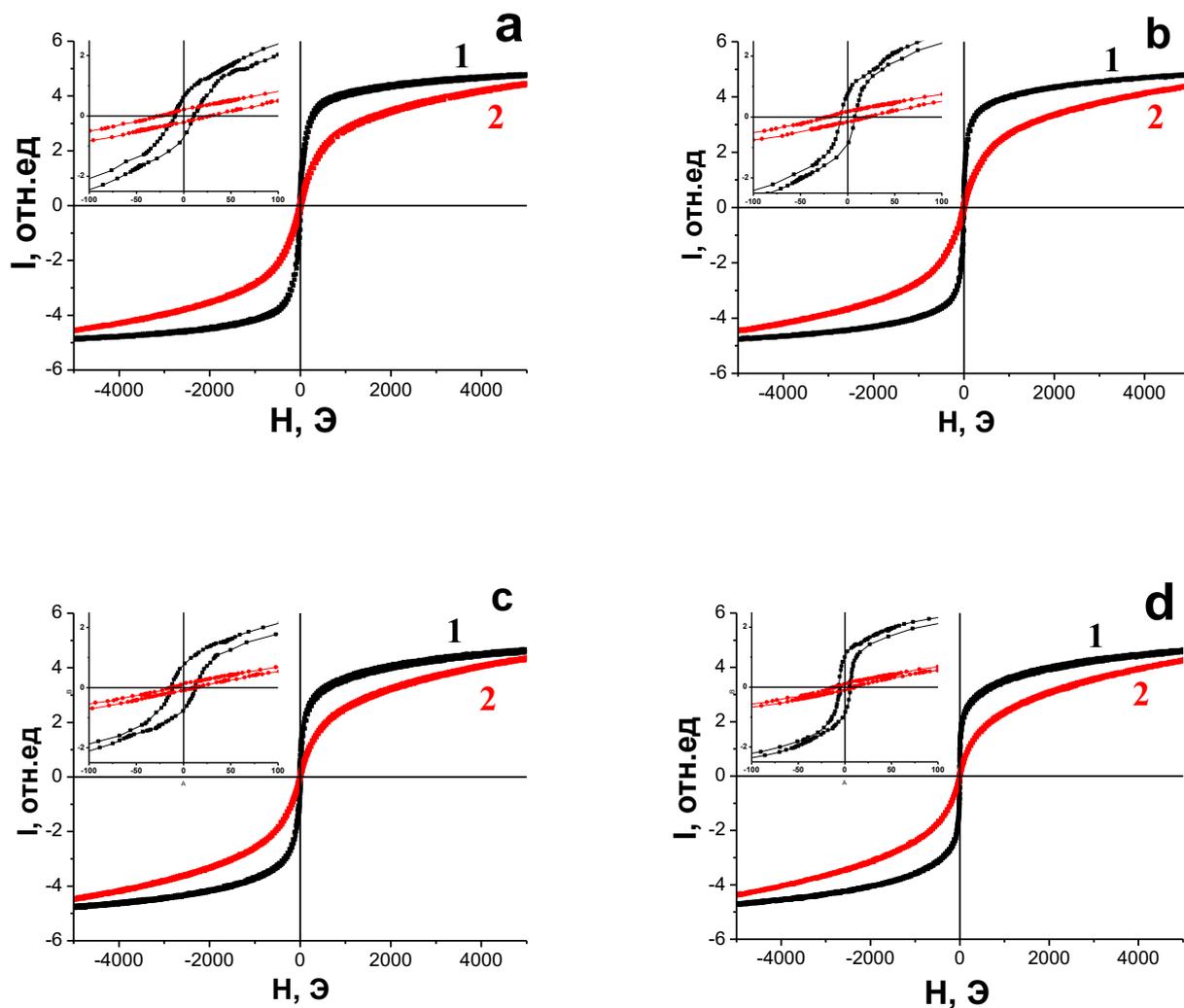


Рис. 3.10 – Кривые намагничивания для пленки нанокompозита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}$ (a), многослойных структур $\{[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}]/[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}+\text{O}_2]\}_n$, полученных при циклическом напылении в атмосфере Ar в течение 45 сек и при добавлении O_2 8.3 пар.% (b), 13.3 пар.% (c), 13.3 пар.% (d), в течение 15 сек на поверхности стеклоткани (a, b, c - плетение 1, d - плетение 2). Кривые 1 – вдоль стеклонити, 2 – перпендикулярно стеклонити

Таблица 3.2 - Значения коэрцитивной силы и поля выхода намагниченности в насыщение вдоль стеклонити ($H_C^{\parallel}, H_a^{\parallel}$), перпендикулярно стеклонити (H_C^{\perp}, H_a^{\perp})

Состав	Парциальное давление O_2 , %	$H_C^{\parallel}, \text{Э}$	$H_a^{\parallel}, \text{Э}$	$H_C^{\perp}, \text{Э}$	$H_a^{\perp}, \text{Э}$
$(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_{58,5}(SiO_2)_{41,5}$	0	20	90	53,78	370
$\{[(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_{58,5}(SiO_2)_{41,5}]/[(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_{58,5}(SiO_2)_{41,5}+O_2]\}_n$	8.3	14,85	54	41,12	450
$\{[(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_{58,5}(SiO_2)_{41,5}]/[(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_{58,5}(SiO_2)_{41,5}+O_2]\}_n$	13.3	25,32	50	25,54	350
$\{[(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_{58,5}(SiO_2)_{41,5}]/[(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_{58,5}(SiO_2)_{41,5}+O_2]\}_n$	13.3	11,18	40	21,93	350

Рассмотрим влияние параметров пленок многослойных структур и топологических особенностей подложки (стеклоткани) на частотные зависимости действительной и мнимой частей комплексной магнитной проницаемости (рис. 3.11). Анализ приведенных зависимостей показывает, что они имеют похожую структуру. Действительная часть комплексной магнитной проницаемости понижается с увеличением частоты измерения в диапазоне частот 0,5 – 4 ГГц и в области частот более 4 ГГц имеет значения близкие к 1 [142]. Мнимая часть комплексной магнитной проницаемости во всем диапазоне исследуемых частот лежит в пределах значений $1 \div 2$ единиц со слабо выраженным максимумом в области $2 \div 4$ ГГц. Такое поведение можно объяснить распределением анизотропных частиц ферромагнитной пленки относительно поля измерения (рис 3.12) [143]. Если взять для композита $(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_{58,5}(SiO_2)_{41,5}$ $4\pi Ms \approx 0,9$ Тл, из таблицы 3.2 $H_a^{\perp}_{cp} \approx 350$ Э и $H_a^{\parallel}_{cp} \approx 50$ Э, то можно оценить из уравнения (3.7) максимальную и минимальную частоту ЕФР. Оценки дают частоты $f_{рез}^{\max} \approx 4.9$ ГГц и $f_{рез}^{\min} \approx 1.8$ ГГц, что достаточно хорошо согласуется с измеренными результатами [144].

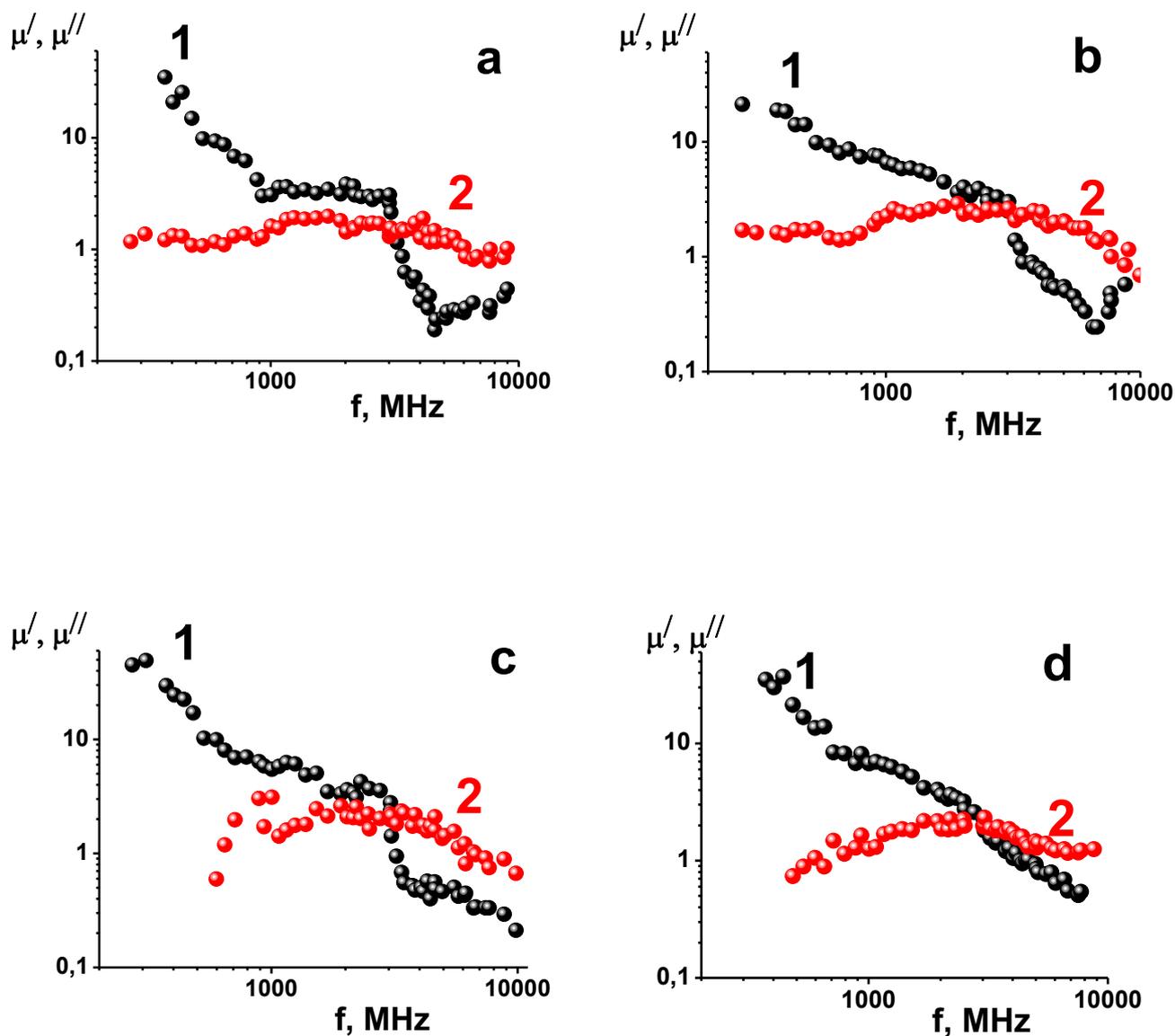


Рис. 3.11 – Частотные зависимости действительной (кривые 1), мнимой (кривые 2) частей комплексной магнитной проницаемости для пленки нанокompозита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}$ (a) и многослойных структур $\{[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}]/[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}+\text{O}_2]\}_n$, полученных при циклическом напылении в атмосфере Ar в течение 45 сек и при добавлении O_2 8.3 пар. % (b), 13.3 пар. % (c), 13.3 пар. % (d), в течение 15 сек на поверхности стеклоткани (a, b, c - плетение 1, d - плетение 2)

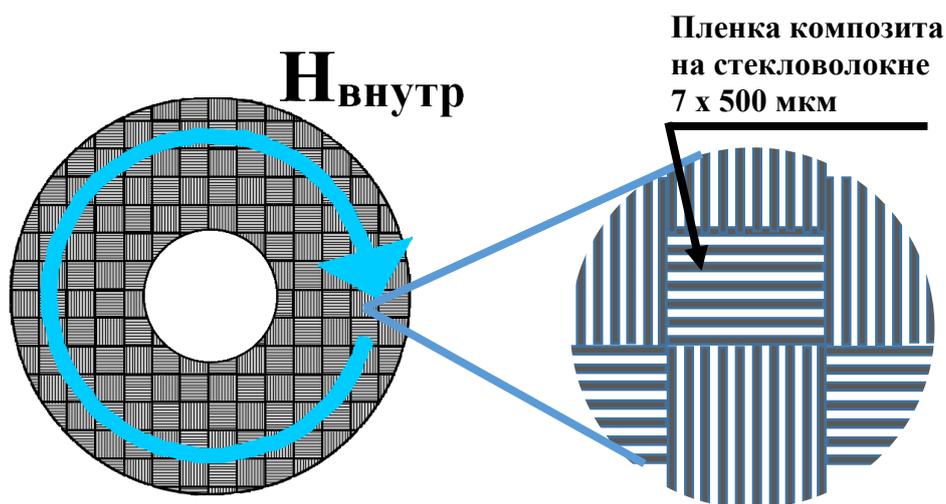


Рис. 3.12 Распределение анизотропных частиц ферромагнитной пленки относительно поля измерения

Для образцов квазифрактальной структуры с функциональным покрытием на лавсановой подложке были выбраны пленки композитов $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ с различной концентрацией металлической фазы. Кривые намагничивания для исследуемых пленок представлены на рис. 3.13 [145].

Данные по магнитным характеристикам сведены в таблицу 3.3. Анализ приведенных зависимостей показывает, что пленки нанокompозита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$, нанесенного на лавсан для x от 47,6 ат.% до 72,4 ат. %, имеют ферромагнитное упорядочение с коэрцитивной силой несколько эрстед. Магнитная анизотропии в плоскости пленки не значительна и составляет величину ~ 10 Э.

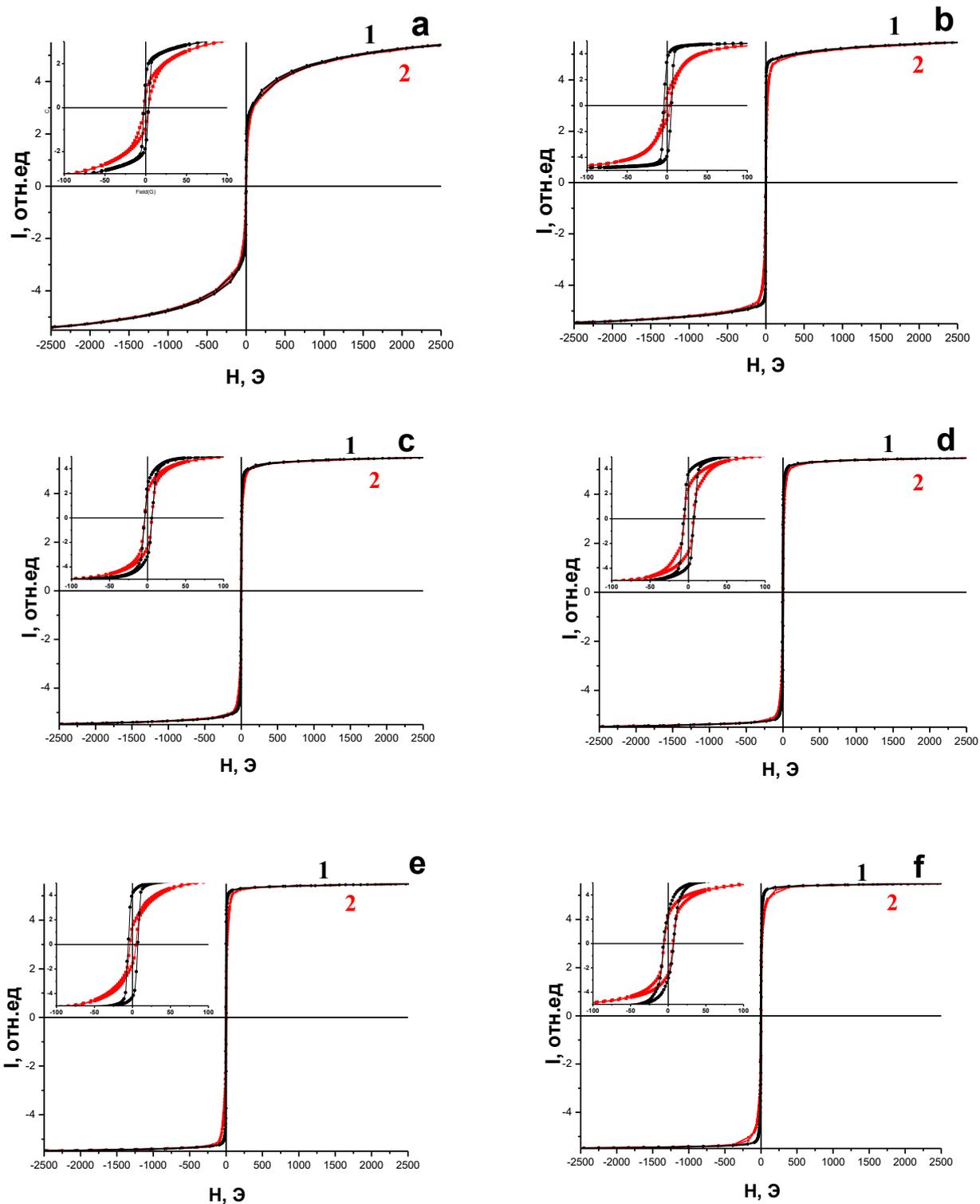


Рис. 3.13 – Кривые намагничивания для нанокompозитов $\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20}\text{x}(\text{SiO}_2)_{100-\text{x}}$ на поверхности лавсана:

- а) - $x=47,6$ ат. %; б) - $x=53,1$ ат. %; в) - $x=58,5$ ат. %; д) - $x=66,1$ ат. %;
 е) - $x=66,1$ ат. % и ф) - $x=72,4$ ат. %. Кривые 1 – в плоскости пленки вдоль оси образца, 2 - в плоскости пленки перпендикулярно оси образца

Таблица 3.3 - Значения коэрцитивной силы и поля выхода намагниченности в насыщение нанокompозитов $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ в плоскости пленки вдоль оси образца ($H_C^{\parallel}, H_a^{\parallel}$), а также в плоскости пленки перпендикулярно оси образца. (H_C^{\perp}, H_a^{\perp})

Состав	$H_C^{\parallel}, \text{Э}$	$H_a^{\parallel}, \text{Э}$	$H_C^{\perp}, \text{Э}$	$H_a^{\perp}, \text{Э}$
$(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{47,6}(\text{SiO}_2)_{52,4}$	2.5	6	2.5	18
$(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{53,1}(\text{SiO}_2)_{46,9}$	4.5	5	2.5	11
$(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}$	5	8	5	10
$(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{66,1}(\text{SiO}_2)_{33,9}$	6	7	6	10.5
$(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{66,1}(\text{SiO}_2)_{33,9}$	6.5	6	4	10
$(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{72,4}(\text{SiO}_2)_{27,6}$	6.2	9	5.2	12

Рассмотрим влияние параметров пленок композита и подложки (лавсан) на частотные зависимости действительной и мнимой частей комплексной магнитной проницаемости (рис. 3.14). Анализ $\mu'(f)$ и $\mu''(f)$ показывает, что они имеют похожую структуру. В диапазоне f от 0,5 до 2 ГГц величина $\mu'(f)$ понижается с увеличением частоты, проходит через минимум на частоте $2 \div 3$ ГГц и незначительно увеличивается при больших частотах, приближаясь к 1. Надо отметить, что минимальные значения μ' отрицательные, что характерно для антирезонанса ЕФР. Однако надо заметить, что на низких частотах до 1 ГГц значения μ' возрастают с увеличением концентрации металлической фазы композита. Кривые $\mu''(f)$ имеют хорошо выраженный максимум значений в диапазоне частот $1 \div 2$ ГГц, что характерно для магнитного материала в районе частоты естественного ферромагнитного резонанса. Обращает на себя внимание достаточно широкий пик ЕФР на зависимости $\mu''(f)$ [146], что характерно для материалов с большой дисперсией локальных полей анизотропии. В данном случае полученную закономерность можно отнести к распределению полей магнитной анизотропии ферромагнитных гранул нанокompозита. Изменение концентрации металлической фазы исследуемых нанокompозитов затрудняет выбор величины $4\pi M_s$ для образцов. Кажется, доста-

точно разумным использовать величину 1.2 Тл. Среднее поле анизотропии $H_a^\perp \text{cp} \approx 12 \text{ Э}$, что дает величину $f_{\text{рез}}^{\text{cp}} \approx 1.1 \text{ ГГц}$, достаточно хорошо совпадающую с измеренными параметрами ЕФР.

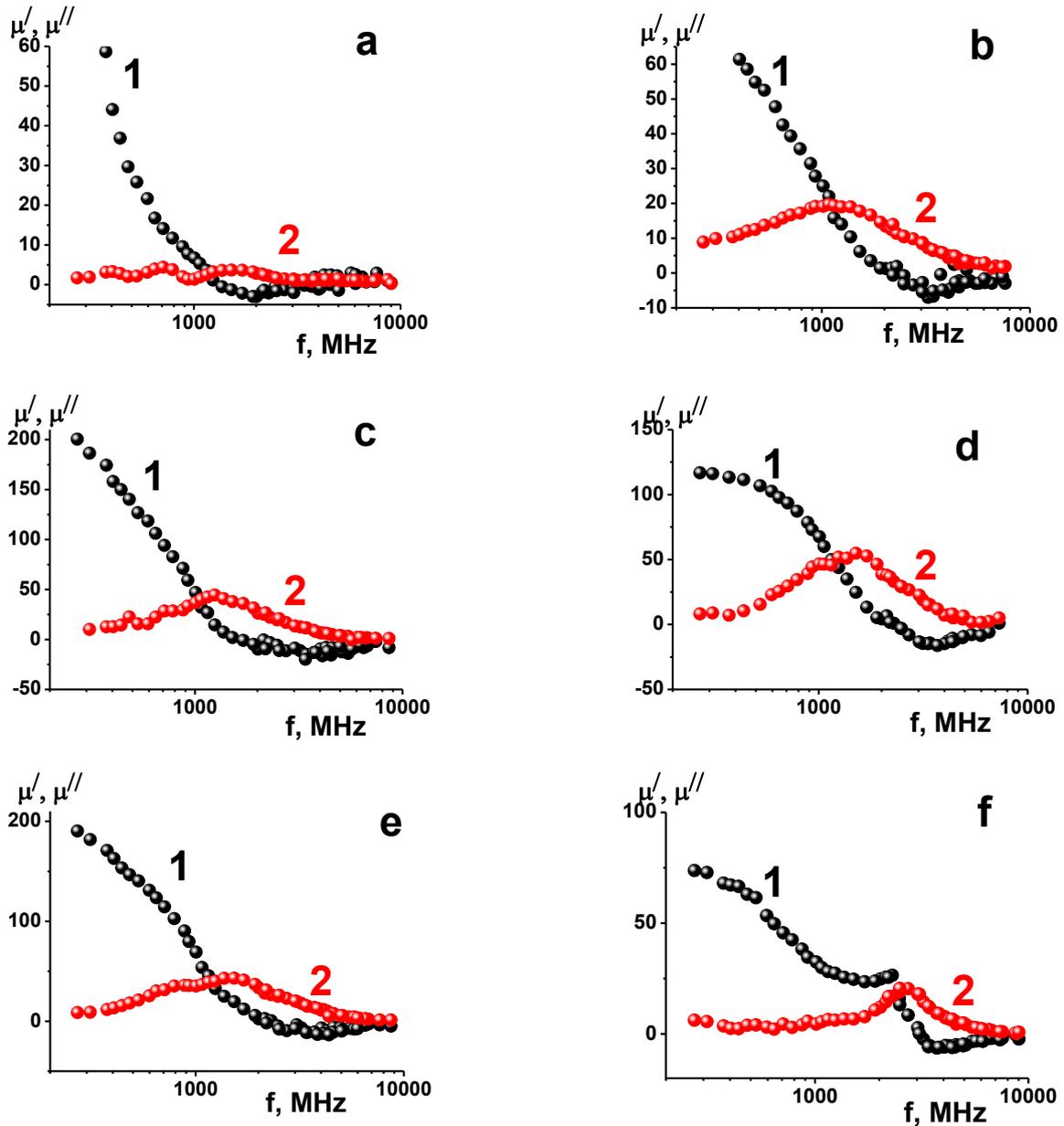


Рис. 3.14 – Частотные зависимости действительной (кривые 1), мнимой (кривые 2) частей комплексной магнитной проницаемости для пленки нанокompозитов $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ на поверхности лавсана:
 а) - $x=47,6$ ат. %; б) - $x=53,1$ ат. %; в) - $x=58,5$ ат. %; д) - $x=66,1$ ат. %;
 е) - $x=66,1$ ат. % и ф) - $x=72,4$ ат. %

Приведенные выше зависимости позволяют сформировать базу данных для пленок функционального покрытия в исследуемых СВЧ структурах [147]. Так из графика (рис. 3.1), исходя из состава образцов и параметров получения многослойной пленки, мы определили удельное электрическое сопротивление композитов и многослойных гетерогенных структур. Используя выражение (3.4), можно оценить величину ϵ'' на границах диапазона измерения 1 ГГц и 10 ГГц. Так как мнимая часть диэлектрической проницаемости для проводящих материалов имеет высокие значения, то с большой точностью можно допустить, что данные величины являются диэлектрической проницаемостью материала. Толщину скин-слоя можно оценить из выражения (3.1), используя результаты измерения комплексной магнитной проницаемости в исследуемом диапазоне частот 0,5 ÷ 10 ГГц (рис. 3.15 и 3.16). Анализ полученных значений показывает, что влияние высокочастотной магнитной проницаемости выразилось в слабой зависимости толщины скин-слоя от частоты. Полученные параметры сведены в таблицы 3.4 и 3.5.

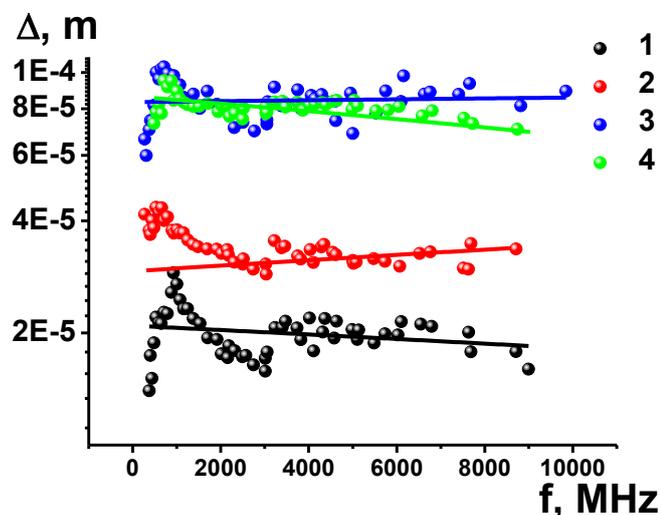


Рис. 3.15 - Частотные зависимости толщины скин-слоя для пленки нанокompозита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}$ (кривая 1) и многослойных структур $\{[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}]/[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}+\text{O}_2]\}_n$ на поверхности стеклоткани, полученных при циклическом напылении в атмосфере Ar в течение 45сек и при добавлении O_2 8.3 пар. % (кривая 2), 13.3 пар. % (кривая 3), 13.3 пар. % (кривая 4), в течение 15 сек (a, b, c - плетение 1, d - плетение 2)

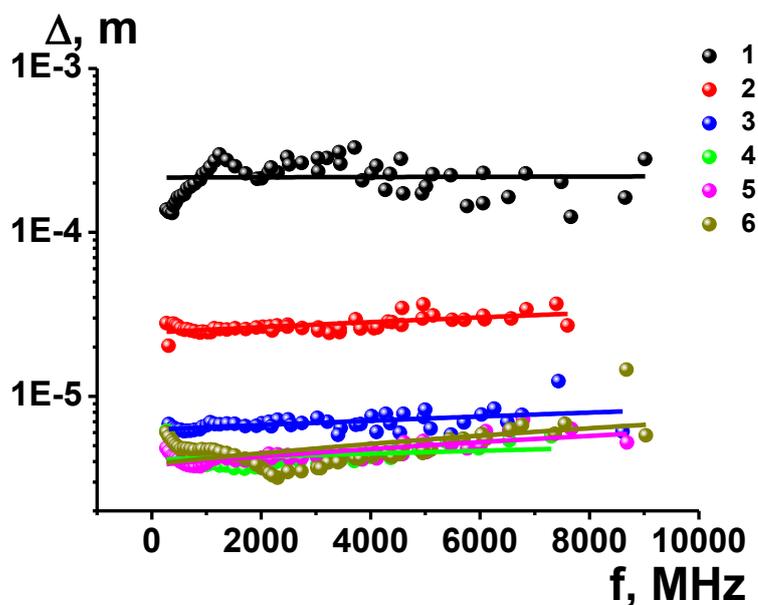


Рис. 3.16 - Частотные зависимости толщины скин-слоя для пленки нанокомпози-
тов $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ на поверхности лавсана:

- 1) - $x=47,6$ ат. %, 2) - $x=53,1$ ат. %, 3) - $x=58,5$ ат. %, 4) - $x=66,1$ ат. %, 5) - $x=66,1$ ат. % и 6) - $x=72,4$ ат. %

Таблица 3.4 - Значения диэлектрической (ϵ) и магнитной (μ) проницаемости на частоте 1 ГГц и 10 ГГц, удельного электрического сопротивления (ρ) и средней толщины скин-слоя в частотном диапазоне 1÷10 ГГц для пленок композита и многослойной структуры на подложке из стеклоткани

Состав	Парциальное давление O_2 , %	ϵ 1ГГц	ϵ 10ГГц	$\rho \cdot 10^{-5}$, Ом*м	μ , 1ГГц	μ , 10ГГц	$\Delta_{\text{ср}}$, мкм
$(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}$	0	$1.71 \cdot 10^6$	$1.71 \cdot 10^5$	1,05	3,5	1	20
$\{[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}] / [(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5} + \text{O}_2]\}_n$	8.3	$4.5 \cdot 10^5$	$4.5 \cdot 10^4$	3,97	7	1	35
$\{[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}] / [(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5} + \text{O}_2]\}_n$	13.3	$8.2 \cdot 10^4$	8200	21,7	6	1	85
$\{[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}] / [(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5} + \text{O}_2]\}_n$	13.3	$8.2 \cdot 10^4$	8200	21,7	7	2	75

Таблица 3.5 - Значения диэлектрической (ϵ) и магнитной (μ) проницаемости на частоте 1 ГГц и 10 ГГц, удельного электрического сопротивления (ρ) и средней толщины скин-слоя в частотном диапазоне 1÷10 ГГц для пленок композита и многослойной структуры на подложке из лавсана

Состав	ϵ 1ГГц	ϵ 10ГГц	$\rho \cdot 10^{-5}$, Ом*м	μ , 1ГГц	μ , 10ГГц	Δ_{cp} , мкм
$(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_{72,4}(SiO_2)_{27,6}$	$6.2 \cdot 10^6$	$6.2 \cdot 10^5$	0.29	32	2.5	5.2
$(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_{66,1}(SiO_2)_{33,9}$	$3.8 \cdot 10^6$	$3.8 \cdot 10^5$	0.47	78	4	4.5
$(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_{66,1}(SiO_2)_{33,9}$	$3.8 \cdot 10^6$	$3.8 \cdot 10^5$	0.47	82	5	4.8
$(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_{58,5}(SiO_2)_{41,5}$	$1.7 \cdot 10^6$	$1.7 \cdot 10^5$	1.05	60	2	7
$(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_{53,1}(SiO_2)_{46,9}$	$2.3 \cdot 10^5$	$2.3 \cdot 10^4$	7.66	31	2	27
$(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_{47,6}(SiO_2)_{52,4}$	$1.2 \cdot 10^4$	1200	150	7	1.5	217

Заключение к главе 3.

- Анализ, электрических и высокочастотных свойств нанокompозитов $(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_x(SiO_2)_{100-x}$ и многослойных структур $\{[(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_x(SiO_2)_{100-x}]/[(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_x(SiO_2)_{100-x}+O_2]\}_n$, полученных при циклическом добавлении кислорода, показал, что в данных гетерогенных структурах в области ферромагнитного упорядочения металлических гранул не возможно согласовать волновое сопротивление воздушного пространства и гетерогенной пленки, однако многослойные структуры более перспективны в использовании, как функциональный материал в диапазоне частот от 0.5 ГГц до 10 ГГц, так как имеют меньшую величину волнового сопротивления и большую толщину скин-слоя.

- Выявлено, что наличие магнитной анизотропии формы в случае нанесения композиционной пленки на стеклонити стеклотканной поверхности, увеличивают частоту естественного ферромагнитного резонанса и уширяет максимум на кривой мнимой части комплексной магнитной проницаемости относительно данных параметров пленки, нанесенной на гладкую поверхность.

4. Высокочастотные свойства СВЧ структур с функциональным покрытием на основе нанокompозитов $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$

Как было показано в главе 3, согласовать волновое сопротивление воздушного пространства и пленки нанокompозитов не представляется возможным. Однако уменьшить эффективную диэлектрическую проницаемость можно, если использовать не сплошное покрытие, а структуру, где характеристический размер элементов будет меньше длины волны, либо распределить функциональные элементы в 3D пространстве. С этой целью были исследованы многослойные структуры композитов на подложках, параметры которых описаны выше.

4.1 Коэффициент отражения структур с функциональным покрытием на основе нанокompозитов $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$

Изучение коэффициента отражения ВЧ структур осуществлялось одно рупорным методом по методике, описанной в разделе 2.4.1. Относительное изменение отраженной мощности от образцов стеклотекстолита с нанесенным функциональным покрытием, стеклотекстолита без покрытия, металлической поверхности и свободного рупора показаны на рис. 4.1. Согласно выражению (2.19)

$(R \approx \frac{S_{11} - S_{11}^0}{S_{11}^{Me} - S_{11}^0})$ коэффициент отражения для образцов стеклотекстолита с различными функциональными покрытиями на разных частотах представлены на рисунке 4.2.

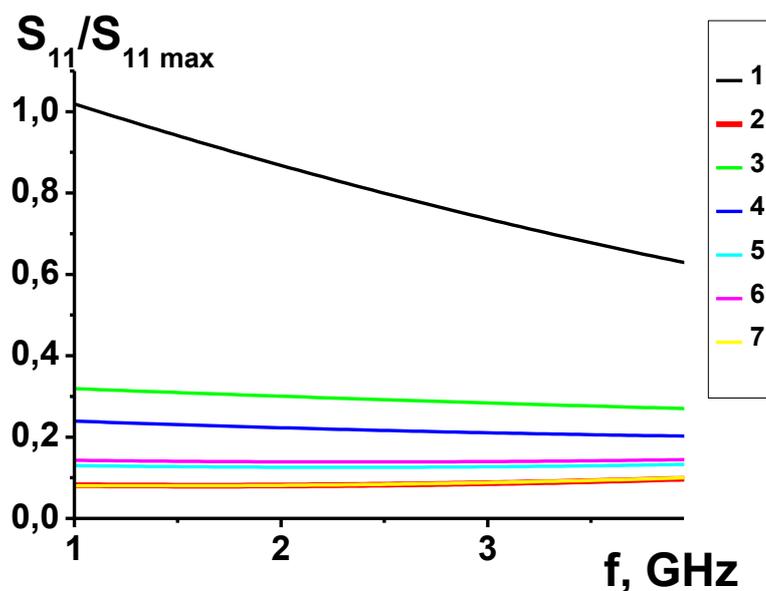


Рис. 4.1 - Частотные зависимости относительного изменения S_{11} для металлической поверхности (кривая 1), свободного рупора (кривая 2), для стеклотекстолита с нанесенным функциональным покрытием из нанокompозита $(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_{58,5}(SiO_2)_{41,5}$ (кривая 3) и многослойных структур $\{[(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_{58,5}(SiO_2)_{41,5}]/[(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_{58,5}(SiO_2)_{41,5}+O_2]\}_n$ на поверхности стеклоткани, полученных при циклическом напылении в атмосфере Ar в течение 45 сек и в течение 15 сек при добавлении O_2 8.3 пар. % (кривая 4), 13.3 пар. % (кривая 5), 13.3 пар. % (кривая 6), (3, 4, 5 - плетение 1, 6 - плетение 2), стеклотекстолита без покрытия (кривая 7)

Для квазифрактальной структуры с функциональным покрытием композитов $(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_x(SiO_2)_{100-x}$ различного состава, осажденным на лавсановую поверхность, относительное изменение отраженной мощности представлено на рисунке 4.3, а коэффициент отражения - на рисунке 4.4.

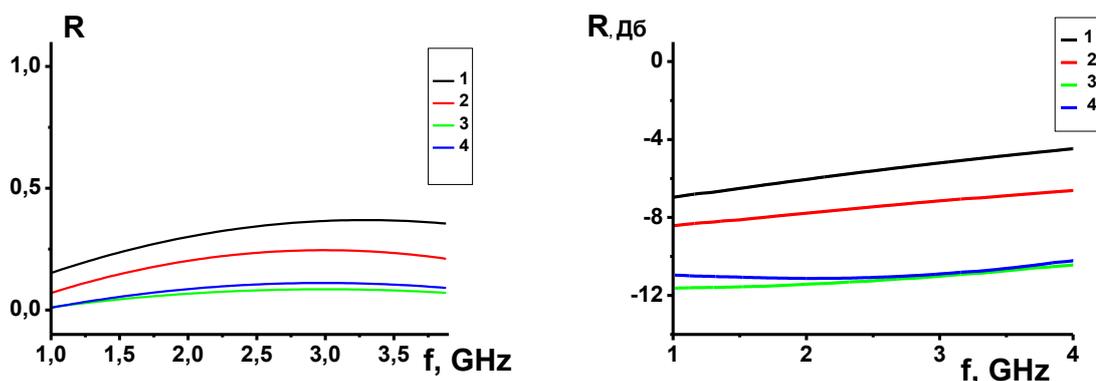


Рис. 4.2 - Частотные зависимости коэффициента отражения для стеклотекстолита с нанесенным функциональным покрытием из нанокompозита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}$ (кривая 1), многослойных структур $\{[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}]/[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}+\text{O}_2]\}_n$, полученных при циклическом напылении в атмосфере Ar в течение 45 сек и в течение 15 сек при добавлении O_2 8.3 пар. % (кривая 2), 13.3 пар. % (кривая 3), 13.3 пар. % (кривая 4), (1, 2, 3 - плетение 1, 4 - плетение 2)

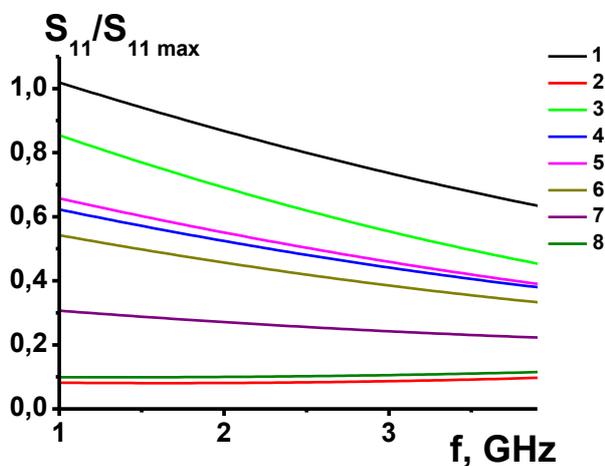


Рис. 4.3 - Частотные зависимости относительного изменения S_{11} для металлической поверхности (кривая 1), свободного рупора (кривая 2), для квазифрактальных структур с функциональным покрытием $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$, где $x=47,6$ ат. % (кривая 3), $x=53,1$ ат. % (кривая 4), $x=58,5$ ат. % (кривая 5), $x=66,1$ ат. % (кривая 6), $x=66,1$ ат. % (кривая 7), $x=72,4$ ат. % (кривая 8), осажденным на лавсановую поверхность

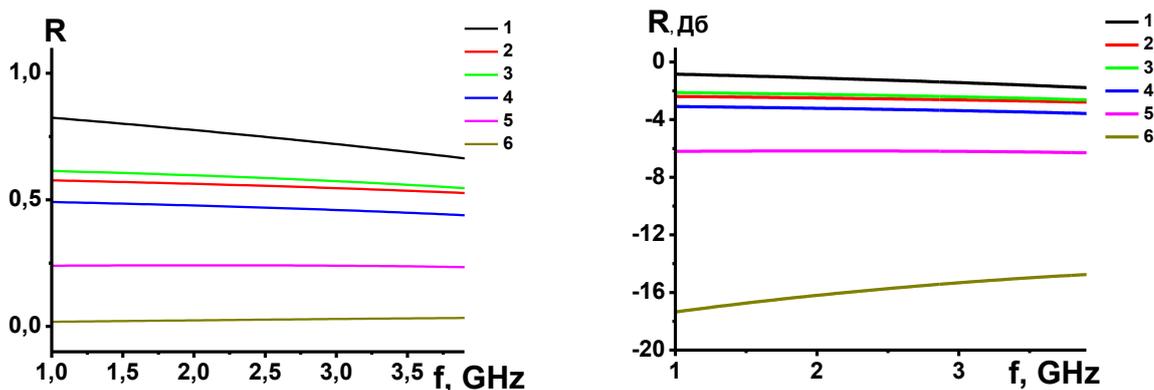


Рис. 4.4 - Частотные зависимости коэффициента отражения для квазифрактальной структуры с функциональным покрытием $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$, где $x=47,6$ ат. % (кривая 1), $x=53,1$ ат. % (кривая 2), $x=58,5$ ат. % (кривая 3), $x=66,1$ ат. % (кривая 4), $x=66,1$ ат. % (кривая 5), $x=72,4$ ат. % (кривая 6), осажденным на лавсановую поверхность

Анализ представленных кривых показывает, что с увеличением удельного электрического сопротивления величина R снижается. С другой стороны, используя табличные значения толщины скин-слоя (Δ), ϵ , μ (таблицы 3.4 и 3.5), толщины функциональной пленки (таблицы 2.5 и 2.7) согласно выражениям (3.6) ($R = \frac{Z_0 - Z}{Z_0 + Z}$) и (3.5) ($Z = \sqrt{\frac{\mu_0 \mu}{\epsilon_0 \epsilon}}$) оценим коэффициент отражения функциональных пленок, используемых в данных структурах. Учитывая соотношение толщины скин-слоя и толщины функционального покрытия в исследуемых структурах из выражения

$$P_{\text{прош}} = P_0 e^{-\frac{2h}{\Delta}}, \quad (4.1)$$

рассчитаем мощность волны, прошедшую через образец. Считая, что не прошедшая часть мощности отразилась с коэффициентом R , используем выражения для коэффициента отражения исследуемых структур

$$R_{\text{стр}} = \left(1 - \frac{P_{\text{прош}}}{P_0}\right) R = \left(1 - e^{-\frac{2h}{\Delta}}\right) R. \quad (4.2)$$

Данные расчетов приведены на рис. 4.5. Видно, что полученные результаты достаточно хорошо коррелируют с измеренными значениями. Надо заметить, что, коэффициент отражения для структур стеклотексталита с пленкой, нанесенной на поверхность стеклоткани имеет более низкое значение чем для образцов с квазифрактальной структурой с пленкой на лавсановой поверхности, при одинаковых величинах удельного сопротивления функционального покрытия. Это тем более удивительно, что в стеклотекстолите толщина функционального слоя ~ 1.5 раза больше и пленка распределена по всей поверхности образца, тогда как в квазифрактальной структуре покрытие занимает 60 % поверхности.

Данный эффект можно объяснить исходя из геометрических особенностей образцов (рис. 4.6). В случае квазифрактальной структуры аппликации проводящего материала были нанесены на гладкую поверхность и соизмеримы с длиной падающей электромагнитной волны (лавсан) и сами являются границей раздела сред. В этом случае волновое сопротивление ($Z=(\mu/\varepsilon)^{1/2}$) в основном определяется мнимой частью диэлектрической проницаемости проводника (пленки композита), которая пропорциональна его удельному сопротивлению.

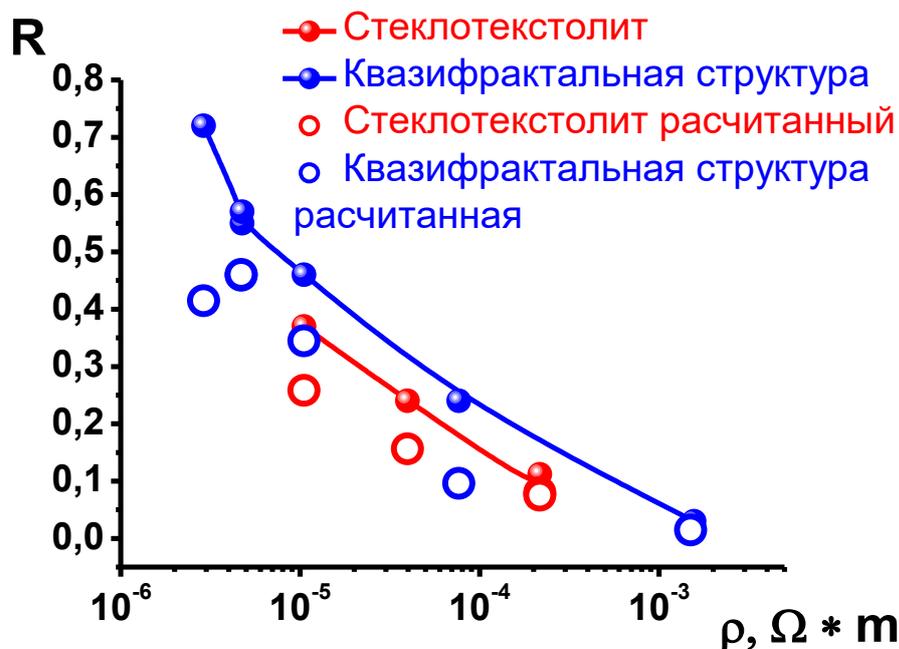


Рис. 4.5 - Зависимости коэффициента отражения исследуемых ВЧ структур от удельного электрического сопротивления функциональных нанокomпозиционных покрытий измеренные (рис. 4.2 и 4.4) и рассчитанные (ур. 4.2)

В случае напыления на стеклоткань, проводящие области локализованы на поверхности стекловолокон, распределены в пространстве и имеют размеры гораздо меньше длины волны. Поэтому, диэлектрическую компоненту (составляющей) данной среды, можно характеризовать, как эффективную диэлектрическую проницаемость мелкодисперсной смеси двух компонент. Существуют многочисленные подходы к расчету гомогенных матричных смесей, например, выражение Лихтенекера:

$$\ln \varepsilon = x_1 \ln \varepsilon_1 + (1 - x_1) \ln \varepsilon_2, \quad (4.3)$$

где, x_1 – объемная доля композита, ε_1 – диэлектрическая проницаемость композита, ε_2 – диэлектрическая проницаемость стеклоткани и связующего. К сожалению, в нашем случае система в высокой степени гетерогенна и представляет собой слоистую структуру, где значительно изменяется параметр заполнения ост-

ровками проводящей композиционной пленки диэлектрической матрицы. Такая ситуация теоретически не исследована. Однако, общий вывод из теоретических работ, посвящённых расчету $\epsilon_{эф}$ гомогенных матричных смесей, о том что $\epsilon_{эф}$ гораздо меньше, чем ϵ компонента с высоким значением диэлектрической проницаемости, можно считать вполне оправданными для исследуемых структур. Это позволяет объяснить более низкие значения отражающей способности образцов стеклотекстолита более низкими значениями эффективной диэлектрической проницаемости последних относительно пленочных покрытий с квазифрактальной структурой функционального слоя нанокompозита $(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_x(SiO_2)_{100-x}$, осажденного на лавсановую поверхность.

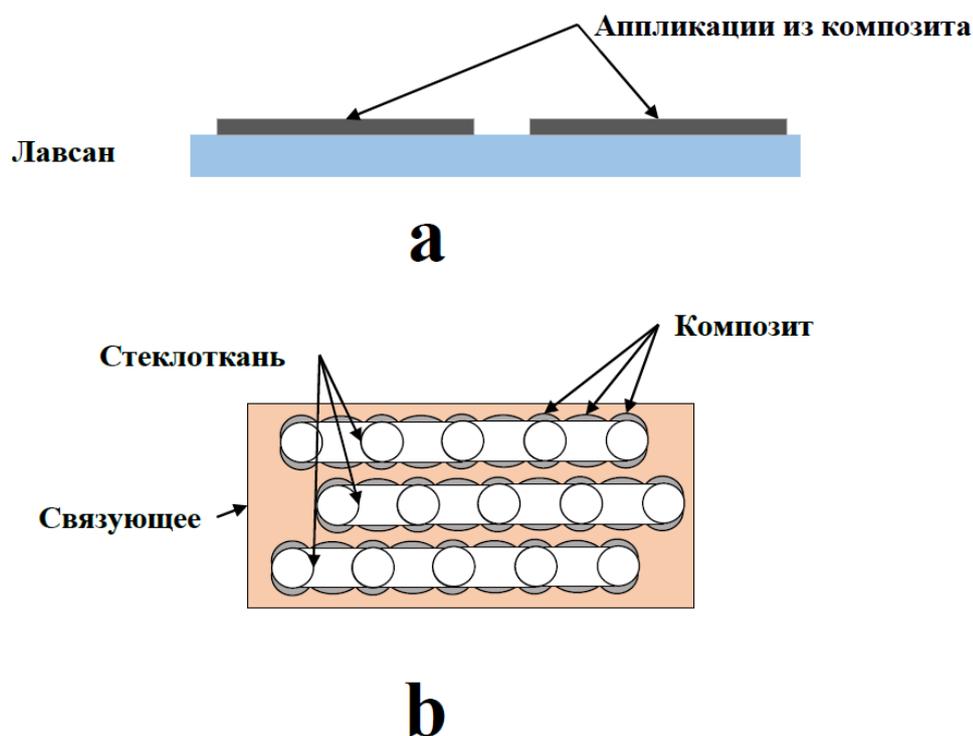


Рис.4.6 Схематическое представление структуры образцов с квазифрактальным рисунком функционального покрытия на лавсановой подложке (а) и стеклотекстолита с функциональным покрытием на поверхности стеклоткани (b)

4.2 Коэффициент поглощения структур с функциональным покрытием на основе нанокompозитов $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$

Изучение коэффициента поглощения ВЧ структур осуществлялось двух ру-порным методом по методике, описанной в разделе 2.4.2. Частотные зависимости параметров S для стеклотекстолита с нанесенным функциональным покрытием представлены на рис. 4.7.

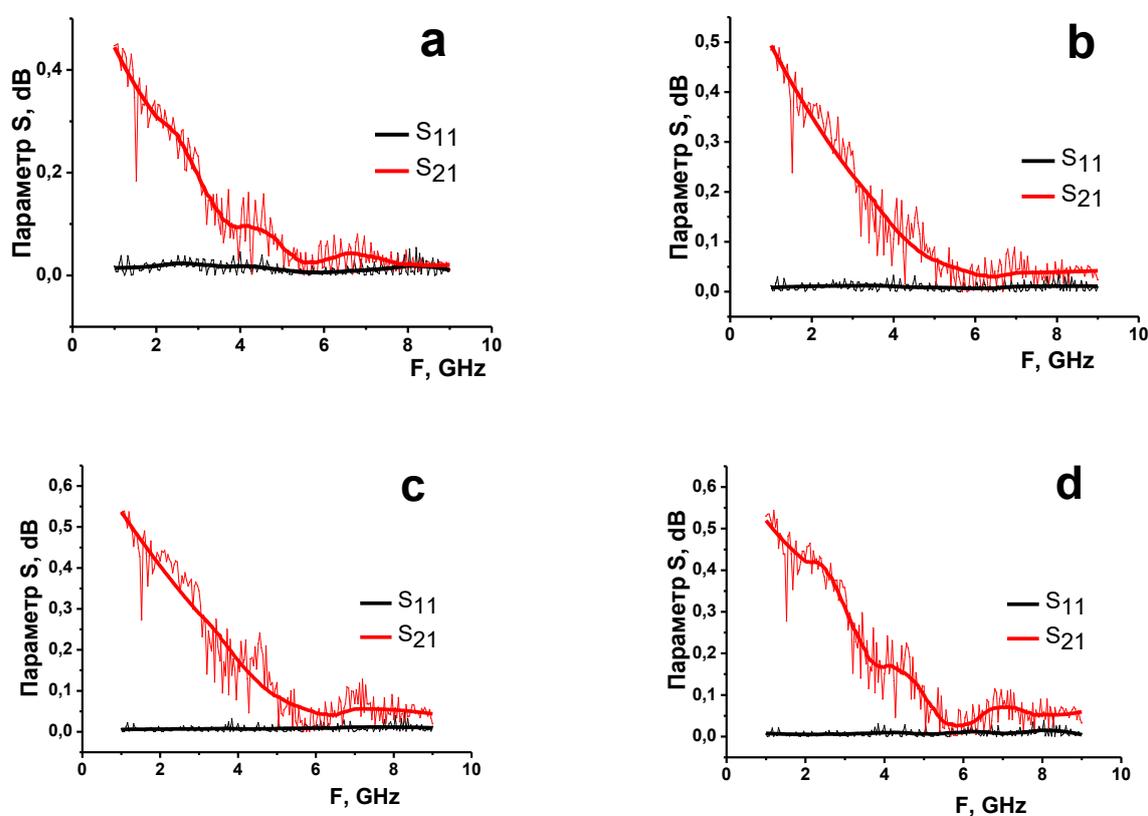


Рис.4.7 - Частотные зависимости параметров S для стеклотекстолита с нанесенным функциональным покрытием из нанокompозита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}$

(а), многослойных структур

$\{[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}]/[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}+\text{O}_2]\}_n$, полученных при циклическом напылении в атмосфере Ar в течение 45сек и в течение 15 сек при

добавлении O_2 8.3 пар. % (b), 13.3 пар. % (c), 13.3 пар. % (d)

(а, b, c - плетение 1, d - плетение 2)

Представленные кривые, результаты измерения в пустом пространстве и отражение от металлической поверхности (рис. 2.6а, б) были обработаны согласно выражению (2.21), $L = 1 - \frac{S_{21}}{S_{21}^0} - \frac{S_{11}}{S_{11}^{Me}} + \frac{S_{11}^0}{S_{11}^{Me}} \cdot \left(\frac{S_{21}}{S_{21}^0}\right)^2$. Результаты расчетов представлены на рисунке 4.8. Полученные зависимости показывают, что спектр поглощения имеет вид кривой с широким максимумом при частоте порядка 5 ГГц. Наличие одного широкого максимума может свидетельствовать о доминировании одного механизма адсорбции электромагнитного излучения в диапазоне частот 1 – 10 ГГц.

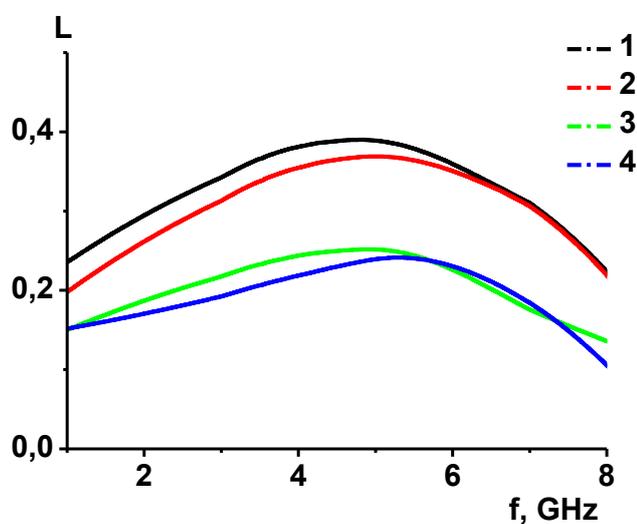


Рис. 4.8 - Частотные зависимости коэффициента поглощения для стеклотекстолита с нанесенным функциональным покрытием из нанокompозита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}$ (кривая 1), многослойных структур $\{[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}]/[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5} + \text{O}_2]\}_n$, полученных при циклическом напылении в атмосфере Ar в течение 45сек и в течение 15 сек при добавлении O_2 8.3 пар. % (кривая 2), 13.3 пар. % (кривая 3), 13.3 пар. % (кривая 4) (1, 2, 3 - плетение 1, 4 - плетение 2)

Частотные зависимости параметров S для квазифрактальной структуры с функциональным покрытием $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$, нанесенным на лавсановую поверхность, представлены на рисунке 4.9.

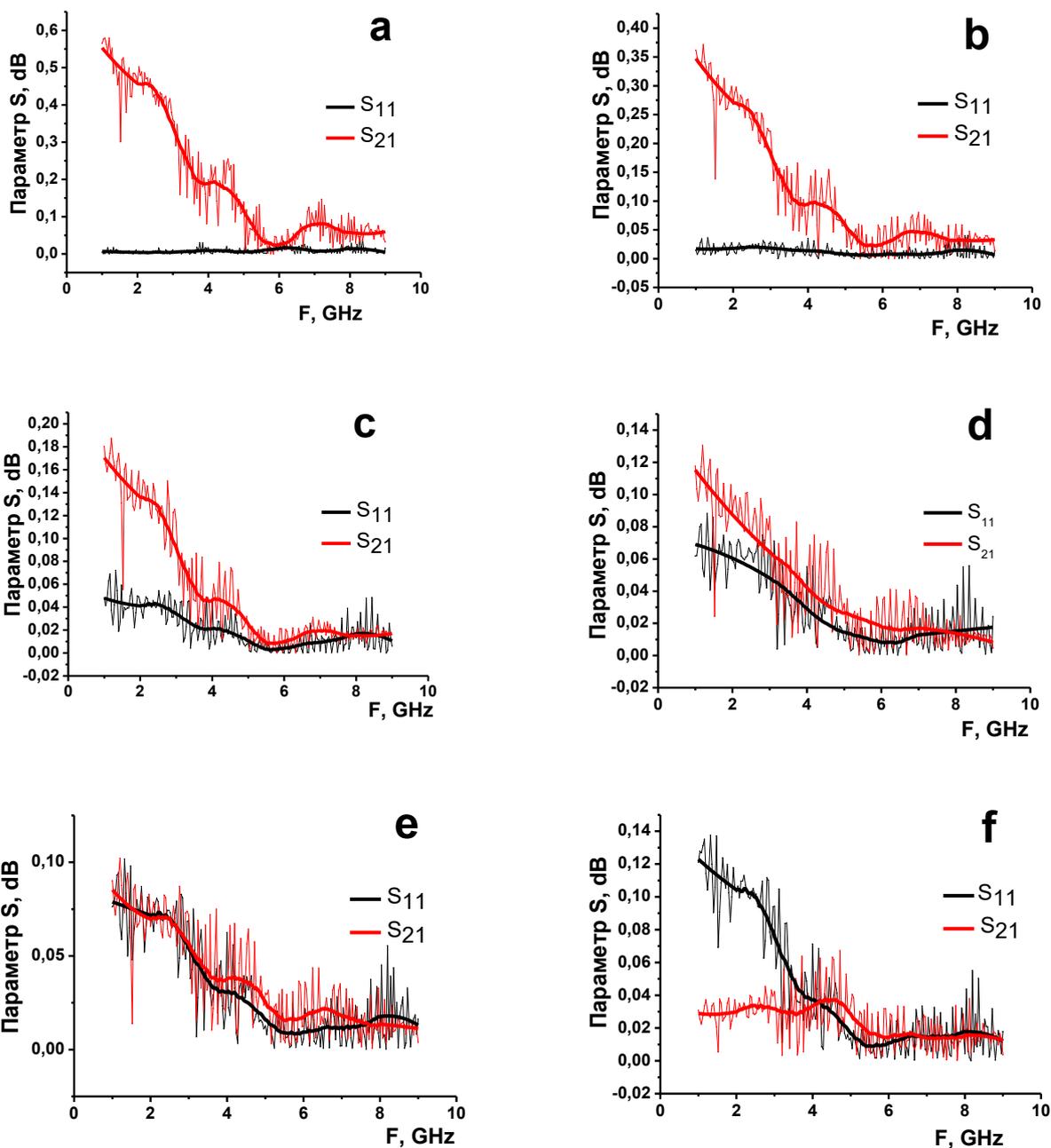


Рис.4.9 - Частотные зависимости параметров S для квазифрактальной структуры с функциональным покрытием $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{V}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$, осажденным на лавсановую

поверхность,

где $x=47,6$ ат. % (a), $x=53,1$ ат. % (b), $x=58,5$ ат. % (c), $x=66,1$ ат. % (d),

$x=66,1$ ат. % (e), $x=72,4$ ат. % (f)

Рассчитанные коэффициенты поглощения по методике, рассмотренной выше для образцов с квазифрактальной структурой подложки и функциональным тонкопленочным покрытием на основе нанокomпозитов $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ показаны на рисунке 4.10.

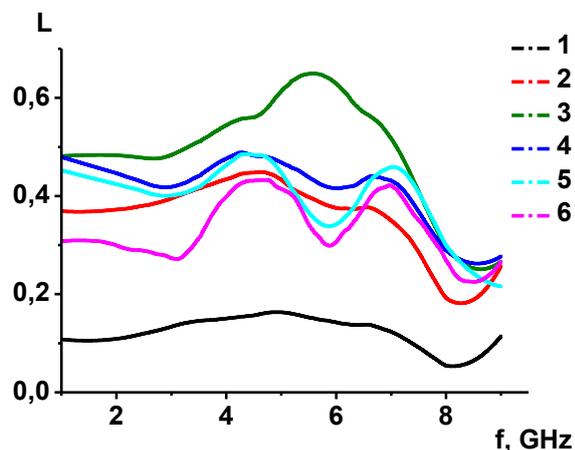


Рис. 4.10 - Частотные зависимости коэффициента поглощения квазифрактальных структур с функциональным покрытием на основе композитов $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$:

кривая 1 - $x=72,4$ ат. %, кривая 2 - $x=66,1$ ат. %, кривая 3 - $x=66,1$ ат. %, кривая 4 - $x=58,5$ ат. %, кривая 5 - $x=53,1$ ат. %, кривая 6 - $x=47,6$ ат. %

Частотные зависимости кривых поглощения имеют сложную структуру с несколькими максимумами и относительно высокими фоновыми значениями, что может свидетельствовать о суперпозиции нескольких механизмов адсорбции электромагнитного излучения, а значит, представленные зависимости можно аппроксимировать несколькими резонансными кривыми Гауссовой формы. Действительно, приведенные зависимости в исследуемом диапазоне частот хорошо описываются двумя Гауссовыми резонансными кривыми и линейной фоновой зависимостью (см. рис. 4.11).

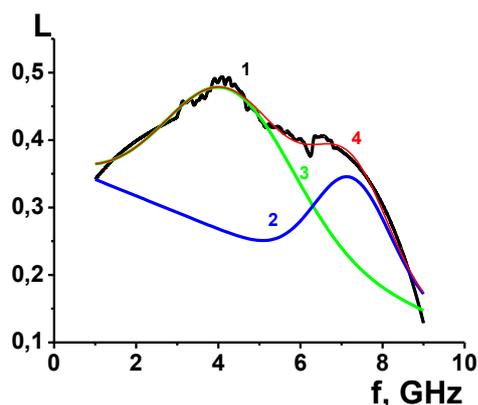


Рис. 4.11 - Частотные зависимости коэффициента поглощения квазифрактальных структур с функциональным покрытием из пленки композита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{53,1}(\text{SiO}_2)_{46,9}$ на лавсановой подложке (кривая 1), рассчитанные резонансные кривые Гауссовским распределением (кривые 2, 3) и аппроксимационная зависимость (кривая 4)

Анализ аппроксимационных кривых (рис. 4.12) показывает, что их резонансные частоты для большинства квазифрактальных структур составляют ≈ 4 ГГц и ≈ 7 ГГц.

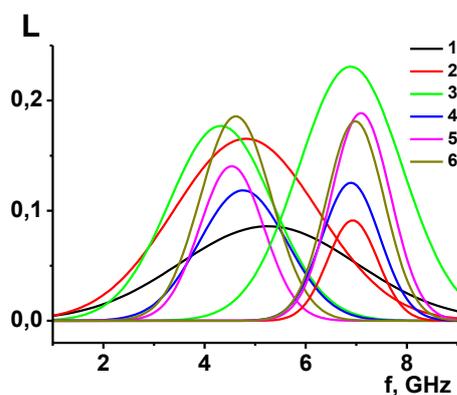


Рис. 4.12 - Аппроксимация частотных зависимостей коэффициента поглощения квазифрактальных структур с функциональным покрытием из пленки композитов $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ на лавсановой подложке:

кривая 1 - $x=72,4$ ат. %, кривая 2 - $x=66,1$ ат. %, кривая 3 - $x=66,1$ ат. %, кривая 4 - $x=58,5$ ат. %, кривая 5 - $x=53,1$ ат. %, кривая 6 - $x=47,6$ ат. %

Исключением является образец с пленкой композита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{72,4}(\text{SiO}_2)_{27,6}$, который лучше аппроксимируется одной Гауссовой кривой с резонансной частотой ≈ 5 ГГц (кривая 1 на рис. 4.12). Следовательно, фоновое поглощение можно связать с материалом функционального слоя, а максимумы на кривых $L(f)$ - с квазифрактальной топологией поверхности структуры образцов.

Сгруппируем полученные результаты коэффициента поглощения исследуемых структур от величины удельного электрического сопротивления пленок функционального покрытия (рис. 4.13). Анализ представленных зависимостей показал, что значения L зависят от ρ композиционных пленок. Так в случае стеклотекстолита мы наблюдаем увеличение значений L с уменьшением ρ . В квазифрактальных образцах величина L имеет максимум при значении $\rho \approx 1 \cdot 10^{-5}$ Ом*м. Надо заметить, что значения коэффициента поглощения для квазифрактальных структур несколько выше, чем для стеклотекстолита при одинаковых удельных электрических сопротивлениях пленок функциональных слоев. Это может быть связано, с реализацией нескольких механизмов поглощения в случае квазифрактальных структур, как было показано выше.

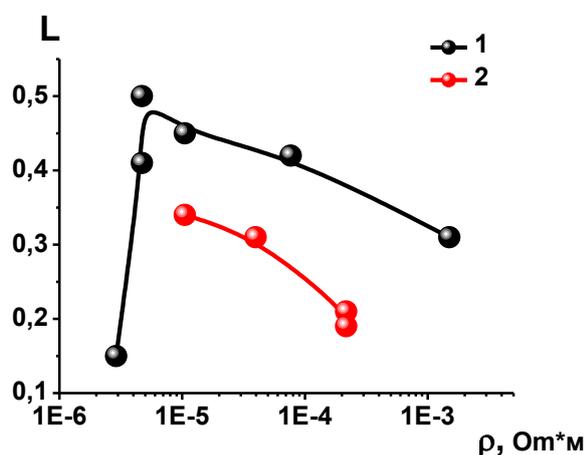


Рис. 4.13 - Зависимости коэффициента поглощения на частоте 4 ГГц квазифрактальных структур (кривая 1) и стеклотекстолита (кривая 2) от удельного электрического сопротивления функциональных покрытий на основе нанокompозитов $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$

Учитывая измерения коэффициента отражения, представленные в разделе 4.1, и значения L , приведенные выше, а также соотношение

$$R + L + T = 1, \quad (4.4)$$

можно представить параметры взаимодействия электромагнитного излучения исследуемых структур в виде таблиц 4.1 и 4.2.

Сложный вид зависимостей $L(\rho)$ можно объяснить, если рассмотреть совокупность всех коэффициентов, характеризующих взаимодействие структур с электромагнитным излучением (рис. 4.14). Так для квазифрактальных структур величина L возрастает с уменьшением значений ρ до момента, когда $T(\rho) \approx 0$, т.е. вся мощность волны либо поглощается, либо отражается. Так как с уменьшением ρ доля отраженной волны возрастает, то доля поглощённой мощности падает.

Таблица 4.1 - Параметры L , R , T и ρ для стеклотекстолита, изготовленного из стеклоткани с тонкопленочным покрытием на основе нанокompозита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}$ на частоте 3 ГГц

Состав	Парциальное давление O_2 , %	L	R	T	$\rho \cdot 10^{-5}$, Ом*м
$(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}$	0	0,34	0,37	0,29	1,05
$\{[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}] / [(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5} + \text{O}_2]\}_n$	8.3	0,31	0,24	0,45	3,97
$\{[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}] / [(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5} + \text{O}_2]\}_n$	13.3	0,21	0,08	0,71	21,7
$\{[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}] / [(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5} + \text{O}_2]\}_n$	13.3	0,19	0,11	0,7	21,7

Таблица 4.2 - Параметры L, R, T и ρ для квазифрактальных структур с функциональным покрытием на основе композитов $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ на частоте 3 ГГц

Состав	L	R	T	$\rho \cdot 10^{-5}, \text{Om} \cdot \text{м}$
$(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{72,4}(\text{SiO}_2)_{27,6}$	0.15	0.73	0.12	0.29
$(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{66,1}(\text{SiO}_2)_{33,9}$	0.41	0.57	0.02	0.47
$(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{66,1}(\text{SiO}_2)_{33,9}$	0.5	0.54	0	0.47
$(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}$	0.45	0.45	0.1	1.05
$(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{53,1}(\text{SiO}_2)_{46,9}$	0.42	0.23	0.35	7.66
$(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{47,6}(\text{SiO}_2)_{52,4}$	0.31	0.03	0.66	150

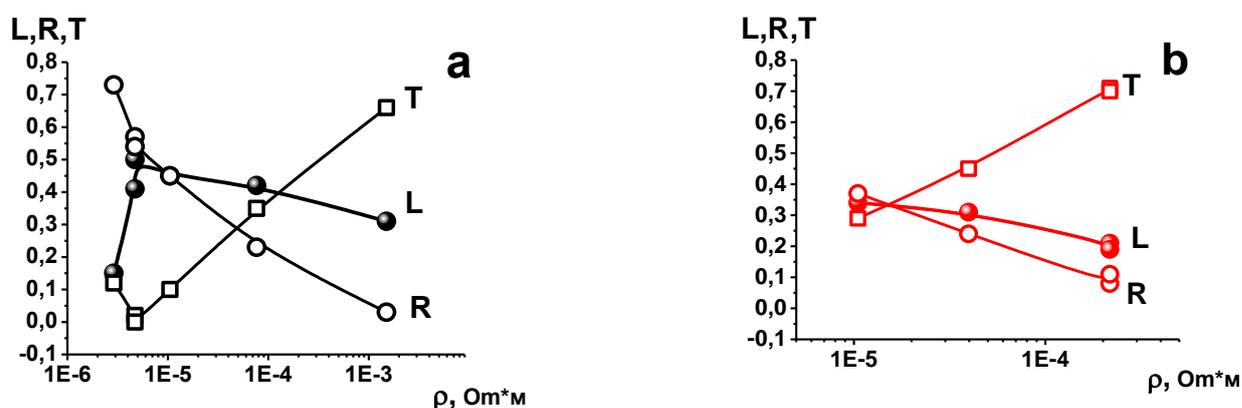


Рис. 4.14 - Зависимости L, R и T на частоте 4 ГГц квазифрактальных структур (а) и стеклотекстолита (b) от удельного электрического сопротивления функциональных покрытий на основе нанокompозитов $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$

Следовательно, для увеличения L в данном диапазоне изменения ρ необходимо уменьшать R, а это возможно при дополнительном введении в структуру согласующего слоя с градиентным изменением волнового сопротивления от 376 Ом (воздушная среда) до Z образца. В случае стеклотекстолита уменьшение значений ρ в исследуемом диапазоне не приводит к ситуации $T(\rho) \approx 0$, следовательно, некоторое дальнейшее уменьшение удельного электрического сопротивления функционального покрытия должно привести к росту величины L. Однако даже в исследуемом

дованных структурах R имеет уже достаточно высокие значения ($\sim 0,37$), что существенно ограничивает возможные достижимые величины L .

4.3 Коэффициент поглощения структур с функциональным покрытием на основе нанокompозитов $(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_x(SiO_2)_{100-x}$ в геометрии экрана Солсбери

Как уже было сказано в разделе 2.4.3, экран Солсбери представляет собой слой диэлектрика некоторой толщины, нанесенный на металлическую поверхность. Если пренебречь собственным поглощением образцов, то основным механизмом поглощения является интерференция между двумя отраженными волнами при выполнении условия, что зазор между отражающими поверхностями составляет четверть длины волны. В нашем случае, данный механизм дает возможность обойти ограничения величины L исследуемых структур, связанные со значительным отражением электромагнитного излучения от поверхности функциональной композиционной пленки в образцах. Однако если материал зазора является активным к электромагнитному излучению, то на интерференционное поглощение будет накладываться поглощение в образце и картина изменения $L(f)$ значительно усложнится.

Полученные частотные зависимости L для образцов на основе стеклоткани с функциональных нанокompозиционным покрытием, представлены на рис. 4.15 – 4.18.

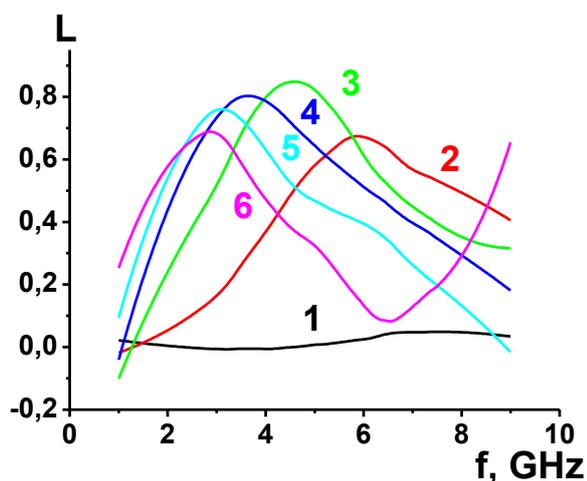


Рис. 4.15 - Частотные зависимости коэффициента поглощения стеклотекстолита, изготовленного из стеклоткани 1 с тонкопленочным покрытием на основе нанокомпозита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}$ с толщиной прослойки:

1 – 0 мм; 2 – 4 мм; 3 – 8 мм; 4 – 12 мм; 5 – 16 мм; 6 – 20 мм

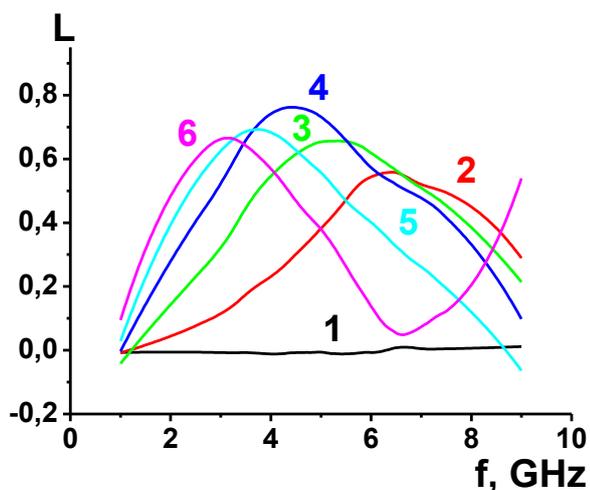


Рис. 4.16 - Частотные зависимости коэффициента поглощения стеклотекстолита, изготовленного из стеклоткани 1 с тонкопленочным покрытием

$\{[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}]/[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}+\text{O}_2]\}_n$, полученного при циклическом напылении в атмосфере Ar в течение 45сек и в течение 15 сек при добавлении O_2 8.3 пар. %, с толщиной прослойки:

1 – 0 мм; 2 – 4 мм; 3 – 8 мм; 4 – 12 мм; 5 – 16 мм; 6 – 20 мм

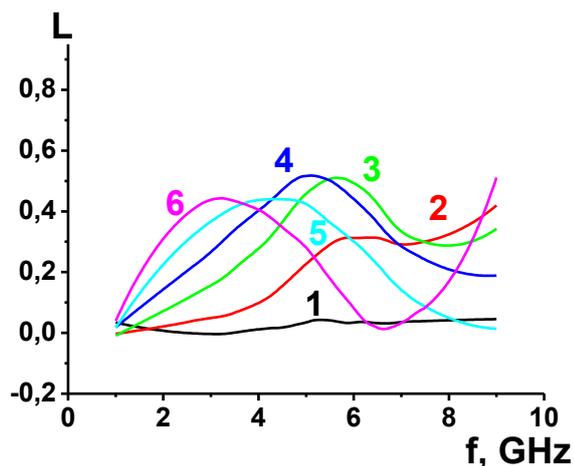


Рис. 4.17 - Частотные зависимости коэффициента поглощения стеклотекстолита, изготовленного из стеклоткани 1 с тонкопленочным покрытием $\{[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}]/[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}+\text{O}_2]\}_n$, полученного при циклическом напылении в атмосфере Ar в течение 45 сек и в течение 15 сек при добавлении O_2 13.3 пар.%, с толщиной прослойки:
 1 – 0 мм; 2 – 4 мм; 3 – 8 мм; 4 – 12 мм; 5 – 16 мм; 6 – 20 мм

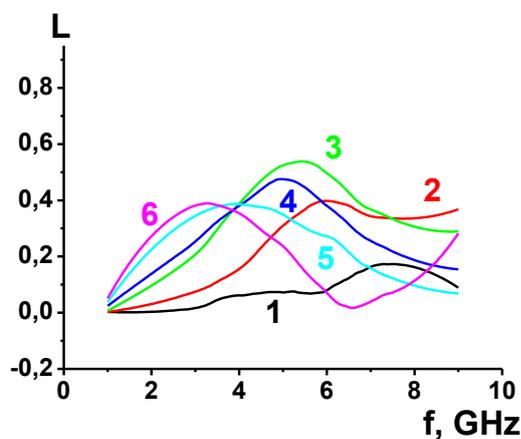


Рис. 4.18 - Частотные зависимости коэффициента поглощения стеклотекстолита изготовленного из стеклоткани 2 с тонкопленочным покрытием $\{[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}]/[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}+\text{O}_2]\}_n$, полученного при циклическом напылении в атмосфере Ar в течение 45сек и в течение 15 сек при добавлении O_2 13.3 пар.%, с толщиной прослойки:
 1 – 0 мм; 2 – 4 мм; 3 – 8 мм; 4 – 12 мм; 5 – 16 мм; 6 – 20 мм

Анализ полученных зависимостей показывает, что при величине зазора 0 мм (образец соприкасается с металлической пластиной) мы не наблюдаем поглощения или оно незначительно. Это возможно тогда, когда изменение L обусловлено только диэлектрической компонентой электромагнитной волны. В этом случае коэффициент L по мощности будет

$$L = L_{max} \left[\sin\left(2\pi \frac{h_n}{\lambda}\right) \right]^2, \quad (4.5)$$

где $\lambda = \frac{\lambda_0}{\sqrt{\varepsilon_{эф}}} = \frac{c}{f\sqrt{\varepsilon_{эф}}}$ – длина волны в зазоре h_n с эффективной диэлектрической проницаемостью $\varepsilon_{эф}$. Тогда

$$L = L_{max} \left[\sin\left(2\pi \frac{h_n \sqrt{\varepsilon_{эф}} f}{c}\right) \right]^2. \quad (4.7)$$

Другими словами, максимальное поглощение активной структуры, которая поглощает электрическую составляющую электромагнитной волны, будет наблюдаться при максимальной напряженности E в плоскости образца, т.е. при условии $\lambda/4$ в воздушном зазоре. Это совпадает с условием интерференционного поглощения экрана Солсбери.

Во всех случаях, когда $h_n \neq 0$, кривые $K_{погл}(f)$ имеют широкий спектр поглощения с максимумом, положение которого определяется воздушным зазором между образцом и металлическим отражающим экраном.

Как было сказано выше, максимальное поглощение реализуется при выполнении критерия h воздушного зазора равно $\lambda/4$. Возможны два формальных подхода к интерпретации данного результата. Первый считать стеклотекстолит средой с определенными эффективными параметрами. Такая ситуация представлена на рис. 4.19.

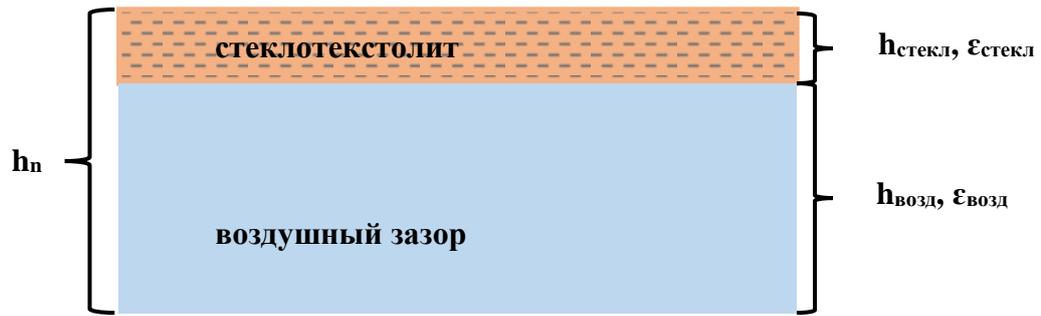


Рис. 4.19 - Схематическое изображение «воздушного» зазора в геометрии измерения «экрана Солсбери»

Очевидно, что условие максимума поглощения ($\lambda/4$) в данной структуре будет реализовано при частоте

$$f_{\text{рез}} = \frac{c}{4(h_{\text{стекл}}n_{\text{стекл}} + h_{\text{возд}}n_{\text{возд}})}, \quad (4.8)$$

где $n_{\text{стекл}}$ — эффективный коэффициент преломления для стеклотекстолита который равен $\sqrt{\varepsilon_{\text{стекл}}\mu_{\text{стекл}}}$, $n_{\text{возд}} = \sqrt{\varepsilon_{\text{возд}}\mu_{\text{возд}}}$. Роль воздушного зазора выполняли пластины прессованного пеноуретана, исходя из этого можно оценить $\varepsilon_{\text{возд}} \approx 1,3$, $\mu_{\text{возд}} \approx 1$ и $n_{\text{возд}} \approx 1,14$. С другой стороны, при коэффициенте заполнения фрагментированной пленкой нанокompозита стеклотекстолита ($\sim 3 \text{ мкм}/400 \text{ мкм} = 0,0075$) и величины магнитной проницаемости порядка десятка единиц на частоте измерения 3-8 ГГц, эффективный вклад в магнитную проницаемость стеклотекстолита можно пренебречь и считать $\mu_{\text{стекл}} \approx 1$. Тогда

$$\varepsilon_{\text{текст}} = \left(\frac{\frac{c}{4f_{\text{рез}}} - 1,14h_{\text{возд}}}{h_{\text{стекл}}} \right)^2. \quad (4.9)$$

Второй подход заключается в разделении стеклотекстолита на два компонента: стеклотекстолит без функциональной пленки и отдельно слой пленки на осно-

ве нанокompозита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}$. Данное представление показано на рис. 4.20.

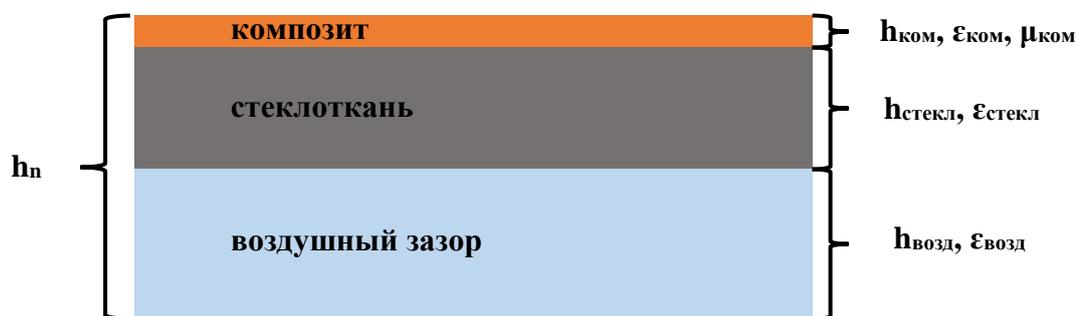


Рис. 4.20 - Схематическое изображение «воздушного» зазора в геометрии измерения «экрана Солсбери»

Очевидно, что условие максимума поглощения ($\lambda/4$) в данной структуре будет реализовано при частоте

$$f_{\text{рез}} = \frac{c}{4(h_{\text{комп}}n + h_{\text{стекл}}\sqrt{\epsilon_{\text{стекл}}} + h_{\text{возд}}\sqrt{\epsilon_{\text{возд}}})}. \quad (4.10)$$

Если принять $\epsilon_{\text{комп}}$ без функционального слоя ≈ 4 , то из данного выражения можно оценить диэлектрическую проницаемость композиционной пленки (4.11).

$$\epsilon_{\text{комп}} = \frac{\left(\frac{c}{4f_{\text{рез}}} - 2h_{\text{стекл}} - 1,14 h_{\text{возд}} \right)^2}{\mu_{\text{комп}}}. \quad (4.11)$$

Результаты оценки диэлектрических свойств стеклотекстолита и тонкопленочного функционального покрытия приведены в табл. 4.3.

Анализ таблицы 4.3 показывает, что мы имеем хорошее согласование значений диэлектрической проницаемости функциональных нанокompозиционных пленок, полученных при различных методиках оценки. Надо заметить, что эффек-

тивная диэлектрическая проницаемость образца, значительно меньше, чем пленки композита, что подтверждает подходы, которые были проведены выше при анализе коэффициентов отражения.

Таблица 4.3 - Диэлектрические проницаемости пленки нанокompозита ($\epsilon_{\text{ком}}$), рассчитанные различными методами, и стеклотекстолита ($\epsilon_{\text{стек}}$), изготовленного из стеклоткани с тонкопленочным покрытием на основе нанокompозита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}$

Состав	Парци- альное давление O ₂ , %	$\rho \cdot 10^{-5}$, Ом*м	$h_{\text{ком}}$, мкм	$h_{\text{стек}}$, мм	$\epsilon_{\text{ком}}$, (ур.3.4) 5 ГГц	$\epsilon_{\text{ком}}$, (ур.4.11)	$\epsilon_{\text{стек}}$, (ур.4.9)
$(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}$	0	1,05	3	0,40	$3.42 \cdot 10^5$	$3,45 \cdot 10^5$	78
$\{[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}] / [(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5} + \text{O}_2]\}_n$	8.3	3,97	3	0,40	$9 \cdot 10^4$	$9.5 \cdot 10^4$	33
$\{[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}] / [(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5} + \text{O}_2]\}_n$	13.3	21,7	3,6	0,40	$1.64 \cdot 10^4$	$1.76 \cdot 10^4$	13,5
$\{[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}] / [(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5} + \text{O}_2]\}_n$	13.3	21,7	3	0,70	$1.64 \cdot 10^4$	$1.57 \cdot 10^4$	7,3

Если сопоставить удвоенное значение коэффициента поглощения, определённое двух рупорным методом (рис 4.8), и L образцов, измеренных в геометрии Солсбери (табл. 4.4), то видно, что основной вид адсорбции электромагнитного излучения в последнем случае происходит за счет поглощения материалом функционального покрытия.

Таблица 4.4 - Параметры $2L$ и $L_{\text{Сол}}$, для стеклотекстолита, изготовленного из стеклоткани с тонкопленочным покрытием на основе нанокompозита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}$, измеренные двух рупорным методом и в геометрии Солсбери

Состав	Парциальное давление O_2 , %	$2L$, рис.4.7	$L_{\text{Сол}}$
$(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}$	0	0,78	0.84
$\{[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}]/[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}+\text{O}_2]\}_n$	8.3	0,74	0.76
$\{[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}]/[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}+\text{O}_2]\}_n$	13.3	0,50	0.52
$\{[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}]/[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}+\text{O}_2]\}_n$	13.3	0,46	0.53

Рассмотрим частотные зависимости L для квазифрактальных структур с функциональным покрытием из пленки композита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ на лавсановой подложке (рис.4.21 – 4.26).

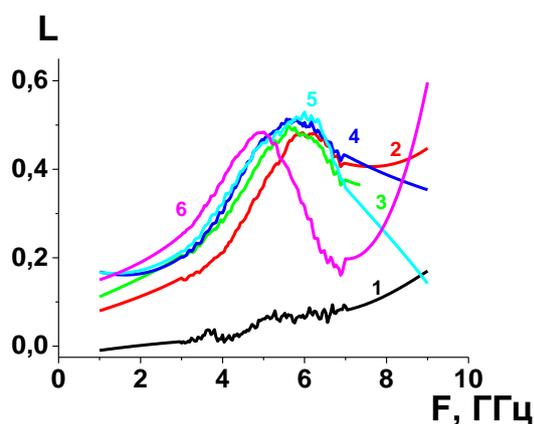


Рис. 4.21 - Частотные зависимости коэффициента поглощения квазифрактальных структур на лавсановой подложке с функциональным покрытием из пленки композита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{72,4}(\text{SiO}_2)_{27,6}$ с толщиной прослойки:

1 – 0 мм; 2 – 4 мм; 3 – 8 мм; 4 – 12 мм; 5 – 16 мм; 6 – 20 мм

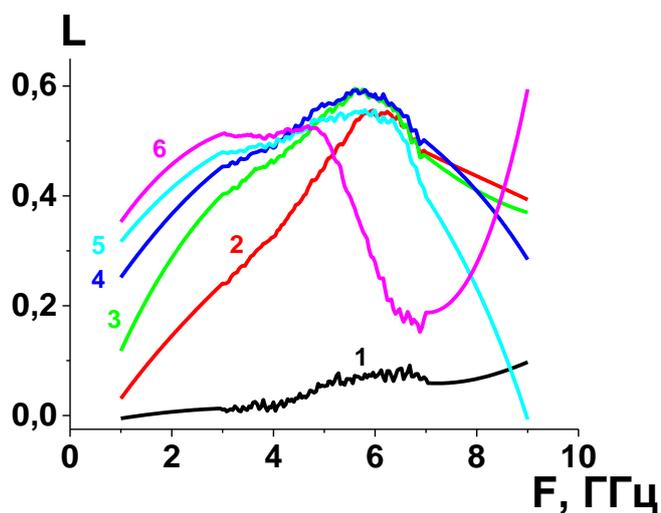


Рис. 4.22 - Частотные зависимости коэффициента поглощения квазифрактальных структур на лавсановой подложке с функциональным покрытием из пленки композита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{66,1}(\text{SiO}_2)_{33,9}$ с толщиной прослойки:
 1 – 0 мм; 2 – 4 мм; 3 – 8 мм; 4 – 12 мм; 5 – 16 мм; 6 – 20 мм

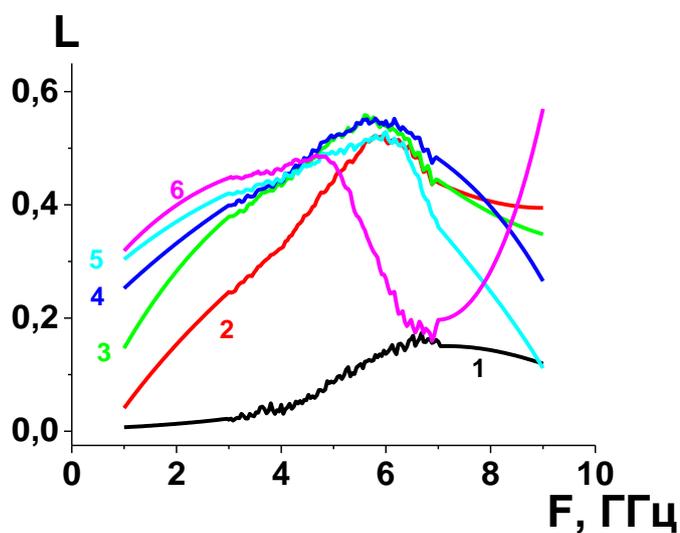


Рис. 4.23 - Частотные зависимости коэффициента поглощения квазифрактальных структур на лавсановой подложке с функциональным покрытием из пленки композита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{66,1}(\text{SiO}_2)_{33,9}$ с толщиной прослойки:
 1 – 0 мм; 2 – 4 мм; 3 – 8 мм; 4 – 12 мм; 5 – 16 мм; 6 – 20 мм

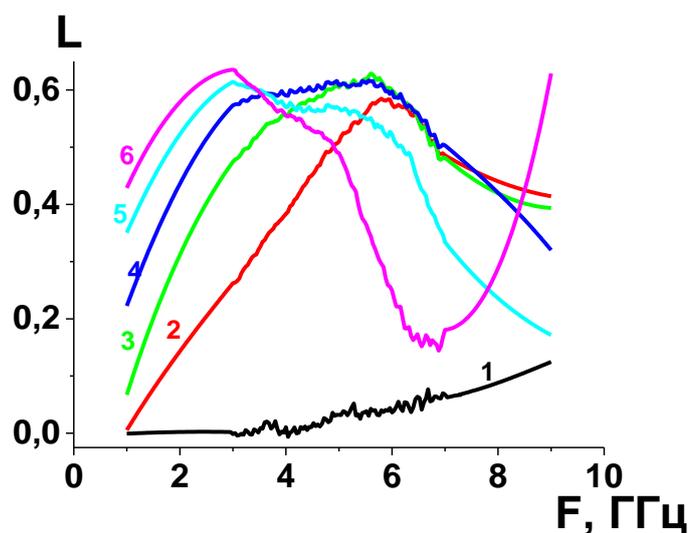


Рис. 4.24 - Частотные зависимости коэффициента поглощения квазифрактальных структур с функциональным покрытием из пленки композита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}$ на лавсановой подложке с толщиной прослойки:
1 – 0 мм; 2 – 4 мм; 3 – 8 мм; 4 – 12 мм; 5 – 16 мм; 6 – 20 мм

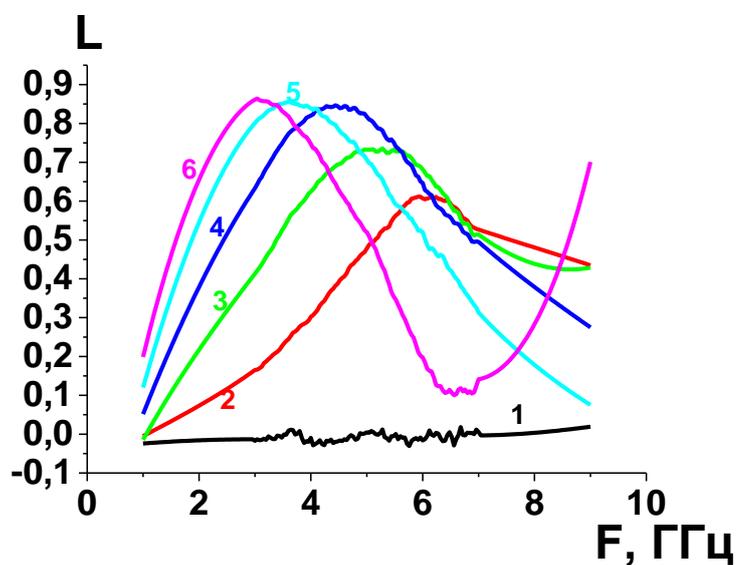


Рис.4.25 - Частотные зависимости коэффициента поглощения квазифрактальных структур с функциональным покрытием из пленки композита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{53,1}(\text{SiO}_2)_{46,9}$ на лавсановой подложке с толщиной прослойки:
1 – 0 мм; 2 – 4 мм; 3 – 8 мм; 4 – 12 мм; 5 – 16 мм; 6 – 20 мм

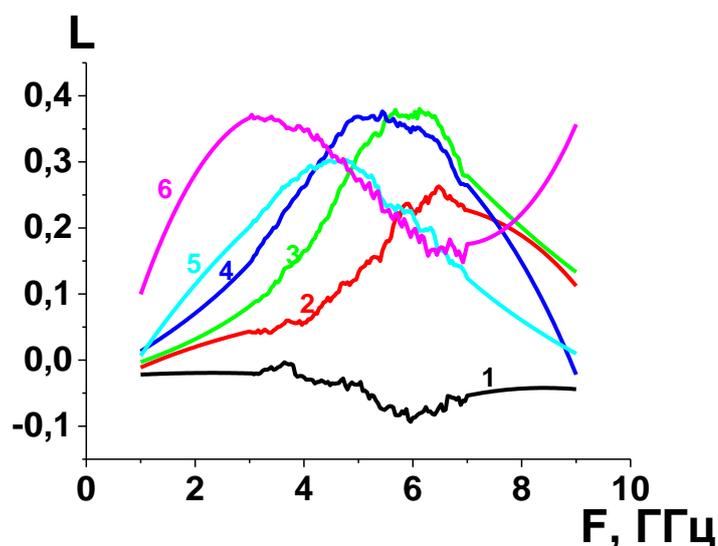


Рис. 4.26 - Частотные зависимости коэффициента поглощения квазифрактальных структур с функциональным покрытием из пленки композита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{47,6}(\text{SiO}_2)_{52,4}$ на лавсановой подложке с толщиной прослойки:
 1 – 0 мм; 2 – 4 мм; 3 – 8 мм; 4 – 12 мм; 5 – 16 мм; 6 – 20 мм

Представленные частотные зависимости коэффициента поглощения квазифрактальных структур с функциональным покрытием из пленки композита (рис. 4.21 - 4.26) имеют достаточно широкий (не Гауссовый) спектр, что может свидетельствовать о суперпозиции нескольких резонансных кривых. Действительно измеренные зависимости хорошо аппроксимируются наложением двух резонансных кривых Гауссового распределения. Например, на рисунке 4.27 приведена зависимость $L(f)$ для композита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{66,1}(\text{SiO}_2)_{33,9}$ на лавсановой подложке с толщиной прослойки 8 мм. Аппроксимация была выполнена в программе OriginLab, остальные частотные зависимости коэффициента поглощения образцов квазифрактальных структур были рассчитаны в этой же программе. В расчетах использовали линейное вычитание фона из зависимостей $L(f)$. Данные зависимости приведены на рис. 4.28-4.33.

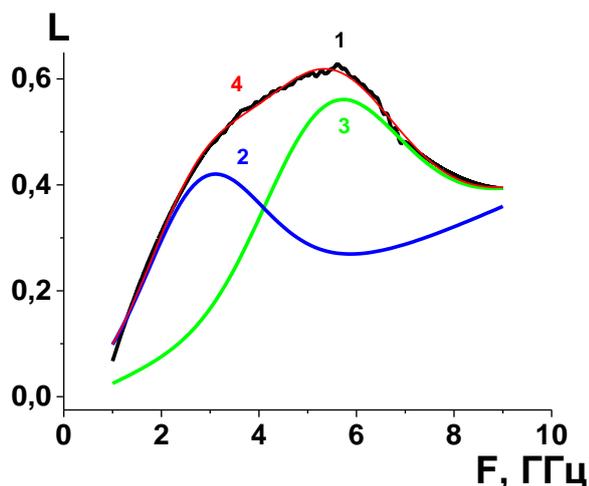


Рис. 4.27 - Частотные зависимости коэффициента поглощения квазифрактальных структур с функциональным покрытием из пленки композита $\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{66,1}(\text{SiO}_2)_{33,9}$ на лавсановой подложке с толщиной прослойки 8 мм (кривая 1), рассчитанные резонансные кривые Гауссовым распределением (кривые 2, 3) и аппроксимационная зависимость (кривая 4)

Анализ приведенных резонансных кривых показывает, что для квазифрактальных структур в диапазоне удельных электрических сопротивлений функциональных пленок композитов $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ от $4.75 \cdot 10^{-6}$ до $7.66 \cdot 10^{-5}$ Ом*м наблюдаются два резонансных максимума при частотах ≈ 3 и 6 ГГц (рис. 4.29 – 4.32). Данный эффект может быть связан с квазифрактальной структурой функционального покрытия (см. рис 4.34). Если взять элемент структуры с наибольшим характеристическим размером (длиной ~ 3 см) и считать его полуволновым резонатором, то на данной частоте с данными геометрическими размерами мы будем наблюдать резонанс с значением $\epsilon_{\text{эф}} \approx c/a2f$, где a – характеристический размер квазифрактальной структуры. Тогда $\epsilon_{\text{эф}} = [3 \cdot 10^{10} / (3 \cdot 2 \cdot 3 \cdot 10^9)]^2 \approx 2.8$, что является достаточно реалистической величиной для значений диэлектрической проницаемости лавсановой подложки ($3.1 \div 3.2$). Можно заметить, что следующий по размерам элемент структуры имеет размер в два раза меньше, следовательно, он будет выступать полуволновым резонатором на частоте ~ 6 ГГц, что мы и наблюдаем в эксперименте.

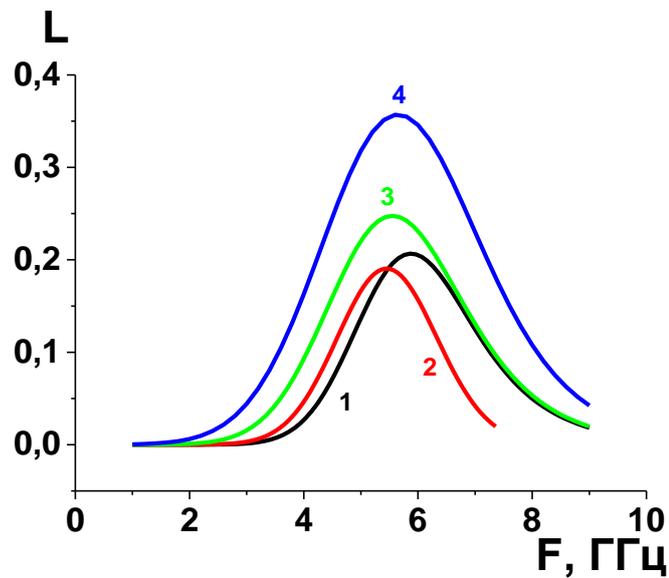


Рис. 4.28 - Аппроксимация частотной зависимости коэффициента поглощения квазифрактальных структур с функциональным покрытием из пленки композита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{72,4}(\text{SiO}_2)_{27,6}$ на лавсановой подложке с толщиной прослойки:

1 – 4 мм; 2 – 8 мм; 3 – 12 мм; 4 – 16 мм

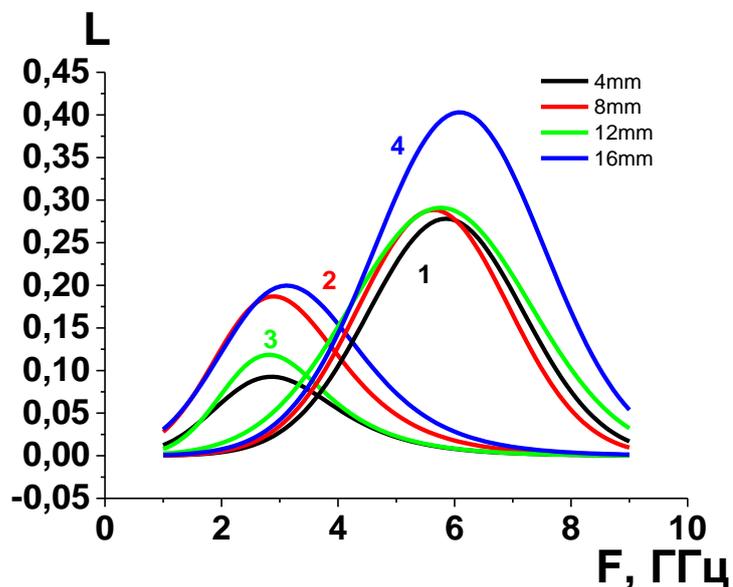


Рис. 4.29 - Аппроксимация частотной зависимости коэффициента поглощения квазифрактальных структур с функциональным покрытием из пленки композита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{66,1}(\text{SiO}_2)_{33,9}$ на лавсановой подложке с толщиной прослойки:

1 – 4 мм; 2 – 8 мм; 3 – 12 мм; 4 – 16 мм

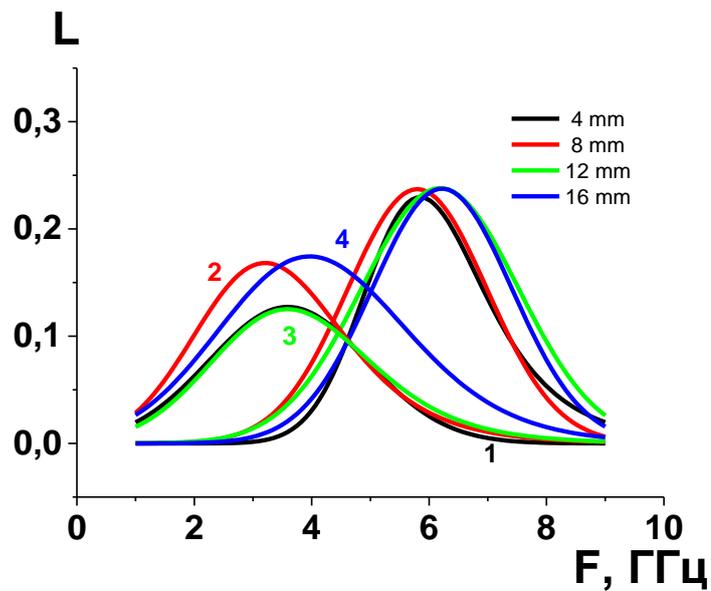


Рис. 4.30 - Аппроксимация частотной зависимости коэффициента поглощения квазифрактальных структур с функциональным покрытием из пленки композита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{66,1}(\text{SiO}_2)_{33,9}$ на лавсановой подложке с толщиной прослойки:
1 – 4 мм; 2 – 8 мм; 3 – 12 мм; 4 – 16 мм

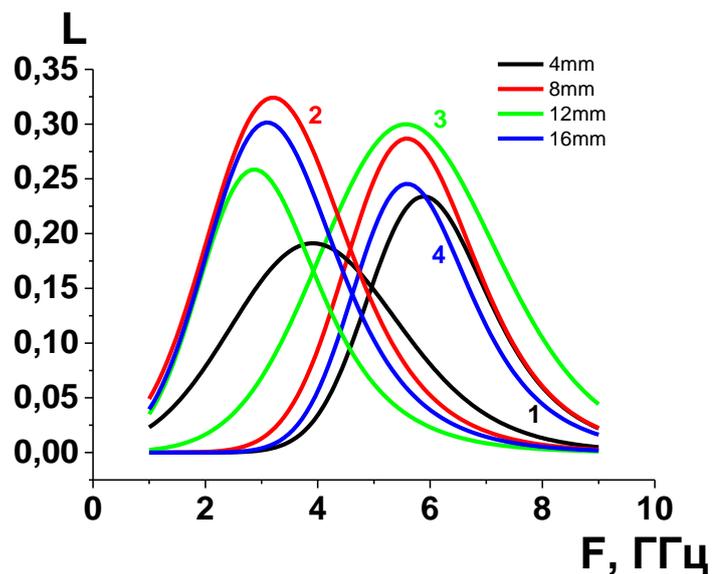


Рис. 4.31 - Аппроксимация частотной зависимости коэффициента поглощения квазифрактальных структур с функциональным покрытием из пленки композита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}$ на лавсановой подложке с толщиной прослойки:
1 – 4 мм; 2 – 8 мм; 3 – 12 мм; 4 – 16 мм

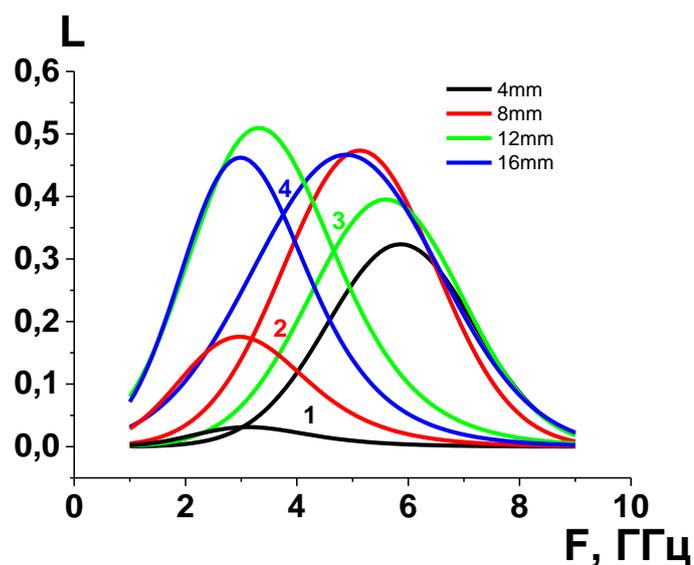


Рис. 4.32 - Аппроксимация частотной зависимости коэффициента поглощения квазифрактальных структур с функциональным покрытием из пленки композита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{53,1}(\text{SiO}_2)_{46,9}$ на лавсановой подложке с толщиной прослойки:
1 – 4 мм; 2 – 8 мм; 3 – 12 мм; 4 – 16 мм

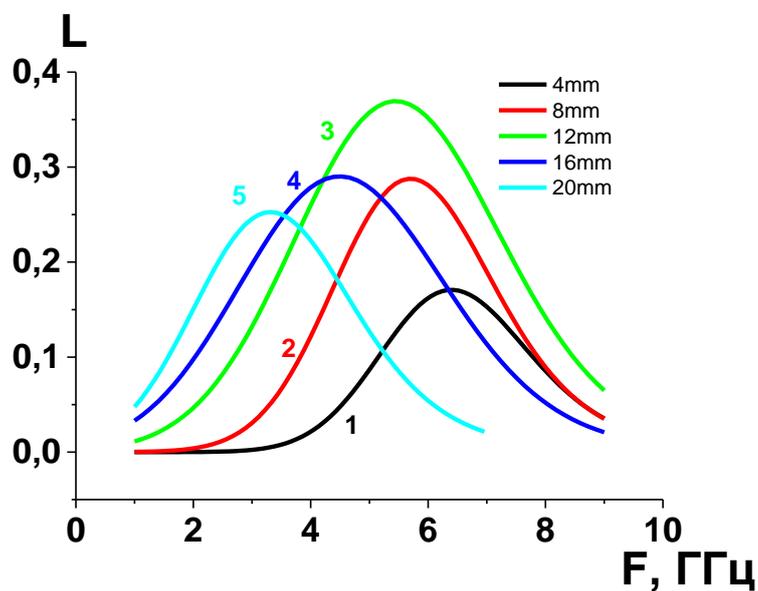


Рис.4.33 - Аппроксимация частотной зависимости коэффициента поглощения квазифрактальных структур с функциональным покрытием из пленки композита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{47,6}(\text{SiO}_2)_{52,4}$ на лавсановой подложке с толщиной прослойки:
1 – 4 мм; 2 – 8 мм; 3 – 12 мм; 4 – 16 мм; 5 – 20 мм

При больших значениях $\rho > 1.5 \cdot 10^{-3} \text{ Ом} \cdot \text{м}$ резонансные свойства функциональной структуры утрачиваются и мы наблюдаем изменение положения пика с увеличением размера зазора как в структурах с стеклотекстолитом (см. рис 4.33). При малых значениях $\rho < 2.9 \cdot 10^{-6} \text{ Ом} \cdot \text{м}$ резонанс наблюдается только при частоте $\sim 6 \text{ ГГц}$ (рис. 4.28). Наличие двух резонансных максимумов Гауссовой формы наблюдалось при измерении $L(f)$ двух рупорным методом, однако в этом случае $f_{\text{рез}}$ наблюдалось на частотах $f \approx 4 \text{ ГГц}$ и $f \approx 7 \text{ ГГц}$ (рис. 4.12).

Сравнение величин коэффициентов поглощения как для исходных кривых, так и для кривых после разложения $L(f)$, измеренных в геометрии Солсбери двух рупорным методом и удвоенных L (табл. 4.5), показывают отсутствие корреляции между измерениями. Это обстоятельство может свидетельствовать о значительном вкладе дифракционных потерь в случае измерений по геометрии Солсбери. Безусловным преимуществом образцов с квазифрактальной структурой функциональных покрытий является более широкая полоса поглощения электромагнитных волн в данной геометрии измерения (см. рис. 4.15-4.18 и 4.21 – 4.26).

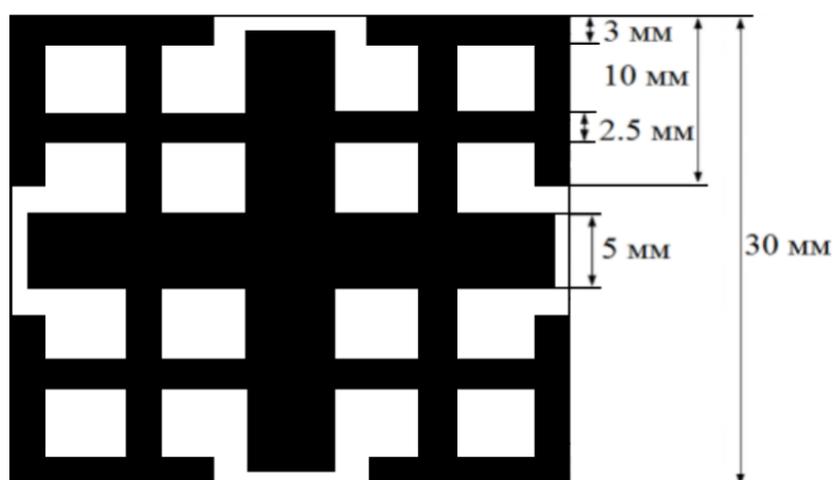


Рис. 4.34 - Топология частотно-избирательной решетки с крестообразной формой элементов

Таблица 4.5 - Параметры $2L$ и $L_{\text{Сол}}$, для квазифрактальных структур с функциональным покрытием на основе композитов $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$, измеренные двух рупорным методом и в геометрии Солсбери

Состав	$2L$, рис.4.9	$L_{\text{Сол}}$ рис.4.20 - 4.25	$2L$, рис.4.11		$L_{\text{Сол}}$ рис.4.27 – 4.32	
			4 ГГц	7 ГГц	3 ГГц	6 ГГц
$(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{72,4}(\text{SiO}_2)_{27,6}$	0.32	0.52	0.18		0.35	
$(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{66,1}(\text{SiO}_2)_{33,9}$	0.88	0.58	0.32	0.18	0.2	0.4
$(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{66,1}(\text{SiO}_2)_{33,9}$	1.3	0.54	0.34	0.46	0.17	0.23
$(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}$	0.96	0.63	0.24	0.24	0.32	0.3
$(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{53,1}(\text{SiO}_2)_{46,9}$	0.96	0.85	0.28	0.36	0.5	0.46
$(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{47,6}(\text{SiO}_2)_{52,4}$	0.86	0.37	0.36		0.37	

Заключение к главе 4

- Фрагментация пленок нанокompозита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}$ и многослойной структуры $\{[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}]/[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}+\text{O}_2]\}_n$ на поверхности стеклоткани и распределение ее по толщине образца стеклотекстолита значительно понизило вклад проводящей фазы в эффективную диэлектрическую проницаемость структуры, что уменьшило коэффициент отражения электромагнитной волны от поверхности материала относительно образцов, где пленка осаждалась на гладкую лавсановую поверхность и имела подобное удельное электрическое сопротивление.

- Выявлено, что основное взаимодействие электромагнитного излучения с функциональным покрытием образцов на основе нанокompозитов $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ в диапазоне частот 1-10 ГГц происходит за счет электрической составляющей электромагнитной волны по причине значительно больших значений диэлектрической проницаемости пленок в сравнении с магнитной.

- Показано, что максимальное поглощение в квазифрактальных структурах функционального покрытия наблюдается при толщине пленки $h \sim 1.4$ мкм нанокompозитов $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ и удельном электрическом сопротивлении $\rho \sim$

4.75 Ом*м и ограничено 0.5 по причине высокого коэффициента отражения от поверхности образца.

- Обнаружено, что в диапазоне частот 1 – 10 ГГц спектр резистивного поглощения стеклотекстолита с нанесенным функциональным покрытием из нанокompозита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}$ и многослойных структур $\{[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}]/[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}+\text{O}_2]\}_n$ характеризуется широким Гауссовым пиком на частоте 5 ГГц, квазифрактальные структуры с функциональным покрытием на основе композитов $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ на лавсановой поверхности характеризуются суперпозицией двух Гауссовых кривых с резонансной частотой 4 ГГц и 7 ГГц, что связано со структурными особенностями пространственного распределения и фрагментации функционального покрытия, а величина поглощения с удельным электрическим сопротивлением гетерогенных пленок.

- Показано, что адсорбционные свойства образцов, измеренных в геометрии экрана Солзбери, в диапазоне частот 1 – 10 ГГц для стеклотекстолита с нанесенным функциональным покрытием из нанокompозита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}$ и многослойных пленок $\{[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}]/[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}+\text{O}_2]\}_n$ хорошо описываются в рамках собственного резистивного поглощения. При интерпретации частотных зависимостей коэффициента поглощения для квазифрактальных структур на лавсановой поверхности с функциональным покрытием на основе композитов $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ обнаружено значимое влияние интерференционного взаимодействия волн отраженных от поверхности образца и металлического экрана.

Выводы:

1. Разработан комплекс технологических приемов, позволяющий получить пленки нанокompозита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}$ и многослойной структуры $\{[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}]/[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}+\text{O}_2]\}_n$ на поверхности стеклоткани размером до $350 \times 300 \text{ мм}^2$ с последующей формовкой образцов стеклотекстолита для высокочастотных электромагнитных измерений.

2. Разработан комплекс технологических приемов, позволяющий получить образцы квазифрактальной структуры с нанесенным функциональным покрытием из нанокompозита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ на поверхности лавсана размером до $400 \times 400 \text{ мм}^2$ для высокочастотных электромагнитных измерений.

3. Пленки многослойной структуры $\{[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}]/[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}+\text{O}_2]\}_n$, полученные при циклическом добавлении кислорода, имеют меньшую величину волнового сопротивления и большую толщину скин-слоя, чем нанокompозит $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$, однако в диапазоне концентраций x от 22 ат.% до 70 ат.% значения Z гетерогенных структур ниже, чем волновое сопротивление воздушного пространства.

4. Выявлено, что наличие магнитной анизотропии формы в случае нанесения композиционной пленки на стеклотекстолитной поверхности, увеличивают частоту естественного ферромагнитного резонанса и уширяют максимум на кривой мнимой части комплексной магнитной проницаемости от частоты относительно данных параметров пленки, нанесенной на гладкую поверхность.

5. Фрагментация пленок нанокompозита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}$ и многослойной структуры $\{[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}]/[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5} + \text{O}_2]\}_n$ на поверхности стеклоткани и распределение ее по толщине образца стеклотекстолита значительно понизило вклад проводящей фазы в эффективную диэлектрическую по причине значительно больших значений диэлектрической проницаемости пленок по сравнению с магнитной.

6. Выявлено, что основное взаимодействие электромагнитного излучения с функциональным покрытием образцов на основе нанокompозитов $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ в диапазоне частот 1-10 ГГц происходит за счет электри-

ческой составляющей электромагнитной волны по причине значительно больших значений диэлектрической проницаемости пленок по сравнению с магнитной.

7. Показано, что максимальное поглощение в квазифрактальных структурах функционального покрытия наблюдается при толщине пленки нанокompозитов $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ 1.4 мкм, удельном электрическом сопротивлении 4.75 Ом·м и ограничено значением 0.5 по причине высокого коэффициента отражения от поверхности образца.

8. Обнаружено, что в диапазоне частот 1 – 10 ГГц спектр резистивного поглощения стеклотекстолита с нанесенным функциональным покрытием из нанокompозита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}$ и многослойных структур $\{[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}]/[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}+\text{O}_2]\}_n$ характеризуется широким Гауссовым пиком на частоте 5 ГГц. Квазифрактальные структуры на лавсановой поверхности с функциональным покрытием на основе композитов $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ характеризуются суперпозицией двух Гауссовых кривых с резонансной частотой 4 ГГц и 7 ГГц, что связано со структурными особенностями пространственного распределения и фрагментации функционального покрытия, а величина поглощения определяется удельным электрическим сопротивлением гетерогенных пленок.

9. Показано, что адсорбционные свойства образцов, измеренных в геометрии экрана Солсбери, в диапазоне частот 1 – 10 ГГц для стеклотекстолита с нанесенным функциональным покрытием из нанокompозита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}$ и многослойных пленок $\{[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}]/[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{58,5}(\text{SiO}_2)_{41,5}+\text{O}_2]\}_n$ хорошо описываются в рамках собственного резистивного поглощения. При интерпретации зависимостей поглощения для квазифрактальных структур на лавсановой поверхности с функциональным покрытием на основе композитов $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ обнаружено значимое влияние интерференционного взаимодействия волн, отраженных от поверхности образца и металлического экрана.

Список литературы

1. Haycock, P. W. Remanence studies of cobalt thin films exhibiting inverse hysteresis / P. W. Haycock, M. F. Chioncel, J. Shah // *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. –2002. – № 242. – P. 1057.
2. Lu, H. M. Saturation magnetization of ferromagnetic and ferromagnetic nanocrystals at room temperature / H. M. Lu, W. T. Zheng and Q. Jiang // *J. Phys. D: Appl. Phys.* –2007. – № 40. – P. 320.
3. Ohtake, M. Preparation and characterization of Co single-crystal thin films with hcp, fcc and bcc structures / M. Ohtake, O. Yabuhara, J. Higuchi, M. Futamoto // *Journal of Appl. Phys.* . – 2011. – № 109. – P. 07C105 –1.
4. Wong, J. I. Tailoring Interlayer exchange coupling of ferromagnetic films across MgO with Fe nanoclusters / J. I. Wong, L. Ramirez, A. G. Swartz, A. Hoff, W. Han, Y. Li, R. K. Kawakami // *Phys. Rev. B.* – 2010. –№ 81. – P.094406 – 1.
5. Munoz–Martín, A. Anomalous magnetic behavior of iron thin films prepared by dc–sputtering at very low temperatures / A. Munoz–Martín, C. Prieto, C. Ocal , J.L. Martínez // *Scripta mater.* – 2000. –№ 43. –P. 919.
6. Wang, W.T. Nonlinear optical properties of thin iron films grown on MgO (100) by pulsed laser deposition / W.T. Wang, D.Y. Guan, G. Yang, G.Z. Yang, Y.L. Zhou, H.B. Lu, Z.H. Chen // *Thin Solid Films.* – 2005. – № 471. –P. 86.
7. Kneedler, E. M. Influence of substrate surface reconstruction on the growth and magnetic properties of Fe / E. M. Kneedler, B. T. Jonker, P. M. Thibado, R. J. Wagner, B. V. Shanabrook, and L. J. Whitman // *Phys. Rev. B.* – 1997. – V. 56. – № 13. –P. 8163.
8. Технология тонких пленок: справочник в 2 т./ под ред. Л. Майссела и Р. Глэн-га. – М.: Советское радио, 1977, – 1, 2т.
9. Gester, M. Thickness–dependent in–plane magnetic anisotropy in epitaxial Fe films on GaAs substrates / M. Gester, C. Daboo, R.J. Hicken, S.J. Gray, J.A.C. Bland // *Thin Solid Films.* – 1996. – № 275. –P. 91.

10. Jantz, W. Investigation of single crystal Fe films grown by MBE on GaAs sub-strates / W. Jantz, G. Rupp, R.S. Smith, W. Wetling and G. Bayreuther // IEEE Transactions on magnetics. – 1983. – V. 19. – №. 5. – P.1859.
11. Hehn, M. Nanoscale magnetic domain structures in epitaxial cobalt films / M. Hehn, S. Padovani, K. Ounadjela, and J. P. Bucher // Phys. Rev. B. – 1996. – V.54. – №.5 – P. 3428.
12. Yelon, A. Fiber Texture and Magnetic Anisotropy in Evaporated Iron Films / A. Yelon, R. Asik, R. W. Hoffman // J. Appl. Phys. – 1962. –V. 33. – № 3 – P. 949. - 214-
13. Müller, K. H. Dependence of thinfilm microstructure on deposition rate by means of a computer simulation / K. H. Müller // J. Appl. Phys. –1985. – № 58. –P. 2573.
14. Huang, H. An atomistic simulator for thin film deposition in three dimensions / H. Huang, G.H. Gilmer, T. Díaz de la Rubia // J. Appl. Phys. – 1998. –V. 84. –№7. –P. 3636.
15. Huang, H. Texture competition during thin film deposition – effects of grain boundary migration / H. Huang, G.H. Gilmer // Computational Materials Science. – 2002. –№ 23. –P.190.
16. Pao, C.–W Atomistic simulations of stress and microstructure evolution during polycrystalline Ni film growth / C.–W. Pao, S.M. Foiles, E.B. Webb, D. J. Srolovitz, J.d A. Floro // Phys. Rev. B. – 2009. – №79, – P. 224113–1.
17. Thornton, J.A. High rate thick film growth / John A. Thornton // Ann. Rev. Mater. Sci. – 1977. – №7. –P. 239.
18. Guenther, K.H. Revisiting structure zone models for thin film growth / K. H. Guenther // SPIE. Modeling of Optical Thin Films – 1990. – V. 1324. – № 11. – P. 2.
19. Gai, P.L. Structural variations in nanocrystalline nickel films / P. L. Gai, R. Mitra, J. R. Weertman // Pure Appl. Chem. – 2002. – Vol. 74. – №. 9. – P. 1519.
20. Lintymer, J. Glancing angle deposition to control microstructure and roughness of chromium thin films / J. Lintymer, N. Martin, J.–M. Chappe, J. Takadoum // Wear. –2008. –V. 264. –P. 444.

21. Otiti, T. Anisotropic optical, magnetic and electrical properties of obliquely evapo-rated Ni films / T. Otiti, G.A. Niklasson, P. Svedlindh, C.G. Grangvist // *Thin Solid Films*. – 1997. –V. 307. –P. 245.

22. Yi, J.B. An investigation of structure, magnetic properties and magnetoresistance of Ni films prepared by sputtering / J.B. Yi, Y.Z. Zhou, J. Ding, G.M. Chow, Z.L. Dong, T. White, X.Y. Gao, A.T.S. Wee, X.J. Yu // *JMMM*. –2004. –V. 284. – P.303.

23. Kim, H.J. Evolution of surface morphology during Fe/Si(111) and Fe/Si(001) heteroepitaxy / H. J. Kim, D.Y. Noh, J. H. Je, Y. Hwu // *Phys. Rev. B*. – 1999.– V.59. –№ 7. – P. 4650.

24. Gubbiotti, G. Thickness dependence of magnetic anisotropy in thin Ni films electrodeposited onto the (011) and (001) surfaces of n-GaAs / G. Gubbiotti, G. Carloti, S. Tacchi, Y.-K. Liu, C. Scheck, and R. Schad, G. Zangari // *J.Appl.Phys.* –2005. –V. 97. –P.10J102–1.

25. Hameed, S. A study of disordered stripe magnetic domains observed in epitaxial Ni films / S. Hameed, P. Talaga, R. Naik, V.M. Naik, L.E. Wenger // *JMMM*–2002.–V.242–245. – P. 1264-2168.

26. Marrows, C. H. Damage caused to interlayer coupling of magnetic multilayers by residual gases / C. H. Marrows, B. J. Hickey, M. Herrmann, S. McVitie, J. N. Chapman, M. Ormston, A. K. Petford-Long, T. P. A. Hase, B. K. Tanner // *PRB*. – 2000. –V. 61. – №6. –P.4131.

27. Zeng, X. T. Effects of discharge pressure on the properties of Ag/Ni superlattices prepared by facing-target sputtering / X. T. Zeng, H. K. Wong // *JAP*. –1996. – V.79. – P.6279.

28. Priyadarshini, B.G. Structural and morphological investigations on DC-magnetron-sputtered nickel films deposited on Si (100) / B. G. Priyadarshini, S. Aich, M. Chakraborty // *J. Mater. Sci.* – 2011. –V. 46. –P.2860.

29. Javed, A. Effect of growth parameters on the structure and magnetic properties of thin polycrystalline Fe films fabricated on Si(100) substrates / A. Javed, N.A. Morley, M.R.J. Gibbs // *Applied Surface Science*. –2011. –V.257. –P. 5586.

30. Takebayashi, A. Effect of oxygen on orientation of polycrystalline Fe films pre-*pre*-pared by ECR– magnetron sputtering / A. Takebayashi, K. Shimokawa // JAP. – 1991. –V.69.– P.5673.
31. Nacereddine, C. Structural, electrical and magnetic properties of evaporated Ni/Cu and Ni/glass thin films / C. Nacereddine, A. Layadi, A. Guittoum, S.–M. Cherif, T. Chauveau, D. Billet, J. Ben Youssef, A. Bourzami, M.–H. Bourahli // Materials Science and Engineering B. – 2007. –V.136, – P.197.
32. Gheboulia, B. Structural and magnetic properties of evaporated Fe thin films on Si(1 1 1), Si(1 0 0) and glass substrates / B. Gheboulia, S.–M. Cherrif, A. Layadi, B. Heli-fa, M. Boudissa // Journal of Magnetism and Magnetic Materials. –2007. –V. 312. –P. 194.
33. Li, M. Effect of surface roughness on magnetization reversal of Co films on plasma etched Si(100) substrates / M. Li, Y.–P. Zhao, G.–C. Wang, H.–G. Min. // J. of Appl. Phys. –1998. – V.83. – № 11. – P. 6287.
34. Sun, C. Q. Coordination Imperfection Suppressed Phase Stability of Ferromagnetic, Ferroelectric, and Superconductive Nanosolids / Chang Q. Sun, W. H. Zhong, S. Li, and B. K. Tay, H. L. Bai and E. Y. Jiang // J. Phys. Chem. B. – 2004. – V.108. – P. 1080.
35. Lu, H. M. Saturation magnetization of ferromagnetic and ferromagnetic nanocrystals at room temperature / H. M. Lu, W. T. Zheng, Q. Jiang // J. Phys. D: Appl. Phys. – 2007. –V. 40. –P. 320.
36. Zhong, W.H. Size effect on the magnetism of nanocrystalline Ni films at ambient temperature / W.H. Zhong, Chang Q. Sun, S. Li // Solid State Commun. –2004. – V.130. –P. 603.
37. Yi, J. B. An investigation of structure, magnetic properties and magnetoresistance of Ni films prepared by sputtering / J. B. Yi, Y. Z. Zhou, Z. J. Ding // JMMM. –2004.–V.284. – P. 303–311.
38. He, S.H. Formation of (002) texture in Fe films prepared by thermal treatment / S.H. He., C.L. Zha, B.Ma, // JMMM. – 2007. –V. 310. –P. 2656.

39. Kohmoto O. Perpendicular anisotropy of sputtered Ni films / O. Kohmoto, N. Mineji, Y. Isagawa // JMMM. –2002. –V. 239. –P. 36.
40. Shimizu, H. Crystal orientation and microstructure of nickel film deposited at liq-uid nitrogen temperature / H. Shimizu, E. Suzuki, Y Hoshi. // Electrochimica acta. – 1999. –V. 44. –P. 3933.
41. Шалыгина, Е. Е. Влияние отжига на магнитные и магнитооптические свойства пленок Ni / Е. Е., Шалыгина, Л. В. Козловский, Н. М. Абросимова // ФТТ. –2005. –Т. 47, – Вып. 4. – С. 660.
42. Popovic, N. The influence of ion bombardment intensity during deposition on nickel films microstructure / N. Popovic, Z. Bogdanov, B. Goncic, S. Zec, Z. Rakočević. // Thin Solid Films. – 1999. –V. 343–344. –P. 75.
43. Джумалиев, А.С. Влияние температуры отжига и скорости напыления на магнитные свойства и микроструктуру поликристаллических пленок никеля с текстурой (200) / А.С. Джумалиев, Ю.В. Никулин, Ю.А. Филимонов // РЭ. –2012. –Т. 57. –№ 5. –С. 1.
44. Джумалиев, А.С. Формирование текстуры (200) и (110) в пленках железа, полученных магнетронным распылением. / А.С. Джумалиев, Ю.В. Никулин, Ю.А. Филимонов // Письма в ЖТФ. –2013. –Т. 39. –Вып. 21. – С. 10.
45. Feng, Y. C. Formation of crystallographic texture in rf sputter–deposited Cr thin films / Y. C., Feng, D. E. Laughlin, D. N. Lambeth // J. Appl. Phys. –1994. –V. 76. – P. 7311.
46. Maissel L. I. Thin Films Deposited by Bias Sputtering / L. I. Maissel, P. M. Schai-ble // J. Appl. Phys. –1965. –№36. –P. 237.
47. Ultrathin magnetic structures I and II, ed. by J. A. C. Bland and B. Heinrich, Springer, New York. – 1994.
48. Chang, C.H. Effect of substrate roughness on microstructure, uniaxial anisotropy, and coercivity of Co/Pt multilayer thin films/C.H. Chang, M.H. Kryder // JAP.– 1994.–V.75.–P.6864.

49. Bruno, P. Hysteresis properties of ultrathin ferromagnetic films / P. Bruno, P. G. Bayreuther, P. Beauvillain, C. Chappert, G. Lugert, D. Renard, J. P. Renard and J. Sei-den // J. Appl. Phys. –1990. –V.68. –№.11. –P.5759.

50. Barnas, J. Electronic transport in ultrathin magnetic multilayers / J. Barnas, Y. Bruynseraede. // Phys. Rev. B. –1996, –V.53. –№.9. –P.5449.

51. Azavedo, A. Extrinsic contributions to spin-wave damping and renormalization in thin Ni₅₀Fe₅₀ films / A. Azavedo, A.B. Olivera, F.M. de Aguiar, S.M. Rezende. // Phys. Rev. B. –2000. –V.62. №.9. –P.5331.

52. Высоцкий, С.Л. Влияние шероховатости подложек GaAs(001) на магнитные свойства эпитаксиальных пленок Fe / С.Л. Высоцкий, А.С Джумалиев, Г.Т. Казаков, Ю.А. Филимонов // ЖТФ. –2000. –Т.70. –№10. –С.50.

53. Калинин Ю.Е., Кущев С.Б., Неретин П.В., Ситников А.В., Стогней О.В. Фазовое расслоение и электрические свойства аморфных систем (Co₄₀Fe₄₀B₂₀)_x(SiO₂)_{1-x} / Ю.Е. Калинин, С.Б. Кущев, П.В. Неретин, А.В. Ситников, О.В. Стогней // Журнал прикладной химии. – 2000. - Т.73. - №3. - С. 439-444.

54. Ситников А.В. Электрические и магнитные свойства наногетерогенных систем металл-диэлектрик: дис. д-ра физ.-мат. наук / А.В. Ситникова. – Воронеж, 2009. – 321с.

55. Сторожилов С.А. Атомное и электронное строение нанокompозитаметалл-диэлектрик (Co₄₁Fe₃₉B₂₀)_x(SiO₂)_{1-x} и (Co₄₅Fe₄₅Zr₁₀)_x(SiO₂)_{1-x}: дис. к. ф-м. н. / С.А.Сторожилов. – Воронеж, 2008. – 135с.

56. Tsutaoka T., Frequency dispersion of complex permeability in Mn–Zn and Ni–Zn spinel ferrites and their composite materials / T. Tsutaoka // J. Appl. Phys. -2003. - V. 93. №.5. - P. 2789-2796.

57. Landau L. On the theory of the dispersion of magnetic permeability in ferromagnetic bodies / L. Landau, E. Lifshitz // Phys. Zeitsch. Der. Sow. – 1935. - V.8. - P.153-169.

58. Farle M., Ferromagnetic resonance of ultrathin metallic layers / M. Farle // Rep. Prog. Phys. – 1998. - V. 61. - №.7. - P.755-826.

59. Ümit Özgür, Microwave ferrites, part 1: fundamental properties / Ümit Özgür, Yahya Alivov, Hadis Morkoç // *J. Mater. Sci. Mater. Electron.* – 2009. V.20. - №.9. - P.789-834.
60. Kittel C., On the theory of ferromagnetic resonance absorption / C. Kittel // *Phys. Rev.* – 1948. - V.73. - №.2. - P.155-161.
61. Smith J. Ferromagnetic resonance absorption in BaFe₁₂O₁₉, a highly anisotropic crystal / J. Smith, H. G. Beljers // *Phillips Res. Rep.* – 1955. - V.10. - №.2. - P.113-130.
62. Zakeri Kh. Spin dynamics in ferromagnets: Gilbert damping and two-magnon scattering / Kh. Zakeri, J. Lindner, I. Barsukov, R. Meckenstock, M. Farle, U. von Hörsten, H. Wende, W. Keune, J. Rucker, S. S. Kalarickal, K. Lenz, W. Kuch, K. Baberschke, Z. Frait // *Phys. Rev. B.* – 2007. - V.76. - №.10. – P.104416.
63. Beaujour J. M., Ferromagnetic resonance linewidth in ultrathin films with perpendicular magnetic anisotropy / J. M. Beaujour, D. Ravelosona, I. Tudosa, E. E. Fullerton, A. D. Kent // *Phys. Rev. B.* – 2009. - V.80. - №.18. – P.180415(R).
64. Sossmeier K. D. Ferromagnetic resonance linewidth mechanisms in annealed CoFeSiB glass-covered microwires / K. D. Sossmeier, F. Beck, R. C. Gomes, L. F. Schelp. M. Carara // *J. Phys. D: Appl. Phys.* – 2010. - V.43. - №.5. – P.055003.
65. Nembach H. T. Perpendicular ferromagnetic resonance measurements of damping and Landé g-factor in sputtered (Co₂Mn)_{1-x}Gex thin films / H. T. Nembach, T. J. Silva, J. M. Shaw, M. L. Schneider, M. J. Carey, S. Maat, J. R. Childress // *Phys. Rev. B.* – 2011. - V.84. - №.5. – P.054424.
66. Ohnuma S.H. High frequency magnetic properties in metal-nonmetal granular films / Ohnuma S.H., Fujimori H., Mitani S., Masumoto T. // *J. Appl. Phys.* - 1996. - V.79. - P. 5130–5135.
67. Morikawa T. Soft-magnetic properties of Co-Cr-O granular films / Morikawa T., Suzuki M., Taga Y. // *J. Appl. Phys.* - 1998. - V.83. - P.6664–6666.
68. Sasaki Y. High-frequency soft magnetic properties of nanocrystalline Fe-(Co)-Hf-O films with high electrical resistivity and their applications to micro DC-DC

converter / Sasaki Y., Morita S., Hatanai T., Makino A., Sato T., Yamasawa K. // NanoStructured Mat. - 1997. - V.8. - P.1025.–1029.

69. Li Liangliang Soft magnetic granular material Co-Fe-Hf-O for micromagnetic device applications / Li Liangliang, Crawford Ankur M., Wang Shan X., Marshall Ann F., Mao Ming, Schneider Thomas, Bubber Randhir // J. Appl. Phys. - 2005. - V.97. - №.10. - P.907–910.

70. Liangliang Li High-frequency responses of granular CoFeHfO and amorphous CoZrTa magnetic materials / Liangliang Li, Dok Won Lee, Ming Mao, Thomas Schneider, Randhir Bubber, Kyu-Pyung Hwang, Yongki Min, Shan X. Wang. // J. Appl. Phys. - 2007. - V.101. - P.123912 –123916.

71. Guangduo Lu Influence of sputtering power on the high frequency properties of nanogranular FeCoHfO thin films / Guangduo Lu, Huaiwu Zhang, John Q. Xiao, Feiming Bai, Xiaoli Tang, Yu-anxun Li, Zhiyong Zhong. // J. Appl. Phys. - 2011. - V.109. - P.07A327–07A330.

72. Coonley K.D. Evaporatively deposited Co-MgF₂ granular materials for thin-film inductors / Coonley K.D., Mehas G.J., Sullivan C.R., Gibson U.J. // M.S. thesis, Dartmouth College, 1999.

73. Ohnuma S.H. FeCo-Zr-O nanogranular soft-magnetic thin films with a high magnetic flux density / Ohnuma S.H., Fujimori H., Masumoto T., Xiong X.Y., Ping D.H., Hono K. // Appl. Phys. Lett. - 2003. - V. 82. - №.6. - P.946–948.

74. Shihui Ge Study on mechanism of soft magnetic properties for high-frequency application in Ni₇₅Fe₂₅-SiO₂ granular films / Shihui Ge, Yang Xiaolin, Kim Kwang Youn, Xi Li, Kou Xiaoming, Yao Dongsheng, Li Binsheng, Wang Xinwei // Phys. Stat. Sol. A. - 2005. - V.202. - №.10. - P.2021–2027.

75. Kotov L.N. Sitnikov A.V. Conductive, magnetic and structural properties of multilayer films / Kotov L.N., Turkov V.K., Vlasov V.S., Lasek M.P., Kalinin Yu.E., Sitnikov A.V. // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering. - 2013. - V.47. - P.012027 (1–4).

76. Kanai S. Electric field-induced ferromagnetic resonance in a CoFeB/MgO magnetic tunnel junction under dc bias voltages / Kanai S., Gajek M., Worledge D.C., Matsukura F., Oh H. // *Appl. Phys. Lett.* - 2014. - V.105. - P.242409–242413.

77. Sankey J.C. Spin-Transfer-Driven Ferromagnetic Resonance of Individual Nanomagnets / Sankey J.C., Braganca P.M., Garcia A.G.F., Krivorotov I.N., Buhrman R.A., Ralph D.C. // *Phys. Rev. Lett.* - 2006. - V.96. - P.227601–227608.

78. Wei Y. Positive correlation between coercivity and ferromagnetic resonance extrinsic linewidth in FeCoV/SiO₂ films / Wei Y., Brucas R., Gunnarsson K., Celinski Z., Svedlindh P. // *Appl. Phys. Lett.* - 2014. - V.104. - P.072404–0724011.

79. Lianwen Deng Percolation and microwave characteristics of CoFeB-SiO₂ nano-granular films / Lianwen Deng, Zekun Feng, Jianjun Jiang, Huahui He. // *J. Magn. and Magn. Mater.* - 2007. - V.309. - P.285–289.

80. Yanga F.F. Enhanced high-frequency electromagnetic properties of FeCoB-SiO₂/SiO₂ multilayered granular films / Yanga F.F., Yana S.S., Yub M.X. et al. // *Physica B: Condensed Matter.* - 2012. - V.407. - P.1108–1113.

81. Buznikov N.A. High-frequency magnetic permeability of nanocomposite film / Buznikov N.A., Iakubov I.T., Rakhmanov A.L., Sboychakov A.O. // *J. Magn. and Magn. Mater.* - 2005. - V.293. - P.938–946.

82. Menéndez E. Interdependence between training and magnetization reversal in granular Co-CoO exchange bias systems / Menéndez E., Dias T., Geshev J., Lopez-Barbera J.F., Nogués J., Steitz R., Kirby B.J., Borchers J.A., Pereira L.M.C., Vantomme A., Temst K. // *Phys. Rev. B.* - 2014. - V.89. - P.144407–144414.

83. Iakubov I.T. A laminate of ferromagnetic films with high effective permeability at high frequencies / Iakubov I.T., Lagarkov A.N., Osipov A.V., Maklakov S.A., Rozanov K.N., Ryzhikov I.A., Starostenko S.N. A // *AIP Advances.* - 2014. - V.4. - P.107143–107149.

84. Haiwen Xi Precessional dynamics of single-domain magnetic nanoparticles driven by small ac magnetic fields / Haiwen Xi, Kai-Zhong Gao, Yiming Shi and Song Xue. // *J. Phys. D: Appl. Phys.* - 2006. - V.39. - P.4746–4752.

85. Wu L.Z. Particle size influence to the microwave properties of iron based magnetic particulate composites / Wu L.Z., Ding J., Jiang H.B., Chen L.F., Ong C.K. // *J. Magn. and Magn. Mat.* - 2005. - V.285. - P.233–239.

86. Neige J. Evidence of an embedded vortex translation mode in flake-shaped ferromagnetic particle composites / Neige J., Lepetit T., et al. // *Appl. Phys. Lett.* - 2013. - V.102. - P.242401–242407.

87. Nguyen N. Thermal stability of high frequency properties of gradient-composition sputtered FeCoHf films with and without stripe domains / Nguyen N. Phuoc, Ong C.K. // *J. Appl. Phys.* - 2013. - V.114. - P.023901.

88. Buravtsova V.E. Magneto-optical Properties of Layer-by-Layer Deposited Ferromagnet-Dielectric Nano-composites / Buravtsova V.E., Ganshina E.A., Kirov S.A., Kalinin Yu.E., Sitnikov A.V. // *Materials Sciences and Applications.* - 2013. - V.4. - P.16–23.

89. Burgler D.E. Exchange coupling of ferromagnetic films across metallic and semiconducting interlayers / Burgler D.E., Buchmeier M., Cramm S., Eisebitt S., Gareev R.R., Grunberg P., Jia C.L., Pohlmann L.L., Schreiber R., Siegel M., Qin Y.L., Zimina A. // *J. Phys.: Condens. Matter.* - 2003. - V.15. - P. 443–450

90. Васьковский В.О. Магнетизм слоев Co в составе многослойных пленок Co/Si / Васьковский В.О., Патрин Г.С., Великанов Д.А., Свалов А.В., Савин П.А., Ювченко А.А., Щеголева Н.Н. // *ФТТ.* - 2007. - Т.49. - Вып.2. - С. 291–296.

91. Домашевская Э.П. XANES-исследования межатомных взаимодействий в многослойных наноструктурах $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10}/\text{a-Si})_{40}$ и $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10}/\text{SiO}_2)_{32}$ / Домашевская Э.П., Чернышев А.В., Ситников А.В. и др. // *ФТТ.* - 2013. - Т.55. - С.1202–1210.

92. Kotov L.N. Influence of Annealing on Magnetic, Relaxation and Structural Properties of Composite and Multilayer Films / Kotov L.N., Vlasov V.S., Turkov V.K., Kalinin Y.E., Sitnikov A.V. // *Journal of Nanoscience and Nanotechnology.* - 2012. - Т.12. - № 2. - С. 1696–1699.

93. Guo Y. Spin filtering and spin-polarization reversal in multilayered ferromagnetic metal/semiconductor heterostructures / Guo Y., Yu X.W., Li Y.X. // *J. Appl. Phys.* - 2005. - V.98. - P.053902–053907.

94. Аронзон Б.А. Планарный эффект Холла и анизотропное магнитосопротивление в слоистых структурах $\text{Co}_{0,45}\text{Fe}_{0,45}\text{Zr}_{0,1/\alpha}\text{-Si}$ с перколяционной проводимостью / Аронзон Б.А., Грановский А.Б., Давыдов А.Б., Докукин М.Е., Калинин Ю.Е., Николаев С.Н., Рыльков В.В., Ситников А.В., Тугушев В.В. // *ЖЭТФ.* - 2006. - Т.130. - Вып. 1(7). - С.127–136.

95. Szuszkiewicz W. Interlayer Magnetic Coupling for Fe/Si Multilayers / Szuszkiewicz W., Fronc K., Baran M., Szymczak R., Ott F., Hennion B., Dynowska E., Paszkowicz W., Pelka J.B., Zuberek R., Jouanne M., Morhange J.F. // *J. Superconductivity: Inc. Nov. Magn.* - 2003. - V.16. - №.1. - P.1152–1158.

96. Kotov L.N. Influence of Annealing on Magnetic, Relaxation and Structural Properties of Composite and Multilayer Films / Kotov L.N., Vlasov V.S., Turkov V.K., Kalinin Y.E., Sitnikov A.V. // *Journal of Nanoscience and Nanotechnology.* - 2012. - Т.12. - № 2. - С.1696–1699.

97. Дунец О.В. Электрические и магнитные свойства мультислойных структур на основе композита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{33,9}(\text{SiO}_2)_{66,1}$ / Дунец О.В., Калинин Ю.Е., Каширин М.А., Ситников А.В. // *Журнал технической физики.* - 2013. - Т.83. - С.114–120.

98. Иванов А.В. Электрические и магнитные свойства мультислойных структур $[(\text{CoFeZr})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{1-x}/(\alpha\text{-SiH})]_n$ / Иванов А.В., Калинин Ю.Е., Нечев В.Н., Ситников А.В. // *ФТТ.* - 2009. - Т.60. - Вып.12. - С.2331–2336.

99. Komogortsev S.V. Multilayer nanogranular films $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{50}(\text{SiO}_2)_{50}/\alpha\text{-Si:H}$ and $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{50}(\text{SiO}_2)_{50}/\text{SiO}_2$: Magnetic properties / Komogortsev S.V., Denisova E.A., Sitnikov A.V. et al. // *Journal of Applied Physics.* - 2013. - V.113. - P.17C105–170109.

100. Ситников А.В. Электрические и магнитные свойства наногетерогенных систем металл-диэлектрик // Диссертация на соискание ученой степени д-ра физ.-мат. наук. Воронеж: ВГТУ, 2009. 318 с.

101. Дядькина Е.А. Морфология, магнитные и проводящие свойства гетерогенных слоистых магнитных структур [(Co₄₅Fe₄₅Zr₁₀)₃₅(Al₂O₃)₆₅/a-Si:H]₃₆ / Дядькина Е.А., Воробьев А.А., Уклеев В.А., Лотт Д., Ситников А.В., Калинин Ю.Е., Геращенко О.В., Григорьев С.В. // ЖЭТФ. - 2014. - Т.145. - Вып.3. - С. 472 – 480.

102. Chekrygina Ju. Magnetic and Magneto-resonance Properties of Multilayered Systems Based on (CoFeB)_x-(SiO₂)_{100-x} Composite Layers / Chekrygina Ju., Devizenko A., Kalinin Yu., Kirov S., Lebedeva E., Shipkova I., Sitnikov A., Syr'ev N., Vyuzulin S. // Solid State Phenomena. - 2014. - V.215. - P. 272–277.

103. Ганьшина Е.А., Перов Н.С., Пхонгхирун С., Мигунов В.Е., Калинин Ю.Е., Ситников А.В. Усиление магнитооптического отклика в многослойной системе нанокompозит-гидрогенизированный аморфный кремний / Ганьшина Е.А., Перов Н.С., Пхонгхирун С., Мигунов В.Е., Калинин Ю.Е., Ситников А.В. // Известия РАН. Сер. Физическая. - 2008. - № 10. - С. 1455–1457.

104. Вызулин С.А. Комплексный анализ статических и динамических магнитных характеристик мультислойных наноструктур CoFeZr/α-Si / Вызулин С.А., Горобинский А.В., Калинин Ю.Е., Лебедева Е.В., Ситников А.В., Сырьев Н.Е., Трофименко И.Т., Шипкова И.Г. // Вестник МГУ. Сер. 3. Физика, Астрономия. - 2009. - № 2. - С. 32–36.

105. Вызулин С.А. ФМР, магнитные и резистивные свойства мультислойных наноструктур (Co₄₅Fe₄₅Zr₁₀)_x(Al₂O₃)_{1-x}/Si / Вызулин С.А., Горобинский А.В., Калинин Ю.Е., Лебедева Е.В., Ситников А.В., Сырьев Н.Е., Трофименко И.Т., Шипкова И.Г. // Известия РАН. Сер. Физическая. - 2010. - Т.74. - №.10. - С.1441–1443.

106. Вызулин С.А. ФМР, магнитные и резистивные свойства наноструктур с гранулированными магнитными слоями / Вызулин С.А., Горобинский А.В., Калинин Ю.Е., Лебедева Е.В., Ситников А.В., Сырьев Н.Е., Трофименко И.Т., Чекрыгина Ю.И., Шипкова И.Г. // Нанотехника. - 2010. - №.3(23). - С. 16–21.

107. Vashuk M.V. Optical and magneto-optical properties of {Co_{0.45}Fe_{0.45}Zr_{0.1}/a-Si}_n multilayers / Vashuk M.V., Gan'shina E.A., Phonghirun

S., Tulskey I.I., Shcherbak P.N., Kalinin Yu.E. // Non-crystall. Solids. - 2007. - V.353. - P.962–964.

108. Korenivski V. A method to measure the complex permeability of thin films at ultra-high frequency / R. B. van Dover, P. M. Mankiewich, Z.-X. Ma, A. J. Becker, P. A. Polakos, and V. J. Fratello // IEEE Trans. Magn.- 1996. – V.32. – P.4905.

109. Lax V. Microwave Ferrites and Ferrimagnetics / V. Lax and K. J. Button // McGraw-Hill, New York, - 1962. - P.159.

110. Ситников А.В. Механизмы наведенной магнитной анизотропии в гранулированных нанокompозитах $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ // Альтернативная энергетика и экология.- 2008. - № 8.- С. 31-37

111. Алешников А.А. Высокочастотные свойства многослойных систем на основе нанокompозитов $(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ и $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ / А.А. Алешников, Ю.Е. Калинин, А.В. Ситников, О.С. Тарасова // Перспективные материалы – 2015 - № 5 – С. 42-49.

112. Ohnuma H. Pedersen Micro-structures and magnetic properties of C-Al-O granular thin films / H. Ohnuma, K. Hono, H. Onoder, S. Ohnuma, H. Fujimori, J.S // J. Appl. Phys.-2000-V.87-N2-P.817-823.

113. Ohnuma S. FeCo–Zr–O nanogranular soft-magnetic thin films with a high magnetic flux density / Ohnuma S., Fujimori H., and Masumoto T., Xiong X. Y., Ping D. H., and Hono K. // Appl. Phys. Lett.-2003-V.82.-N.6.-P.946-948.

114. Калинин, А.В. Ситников, О.В. Стогней. – М.: Бинوم. Лаборатория знаний, 2012. – 352 с.

115. Дмитриев А.И., Транспортные явления в ме-таллических нанокompозитах / А.И. Дмитриев, Г.В. Лашкарев, М.В. Радченко // ФТТ. - 2013. – V.55. - №.4. - С.631-635.

116. Saad A.M., Impedance and magnetization of CoFeZr nanoclusters embedded into alumina matrix / Saad A.M., Fedotov A.K., Svito I.A., Fedotova J.A., Andrievsky B.V., Kalinin Yu.E. и др. // Journal of Alloys and Compounds. – 2006. - V.423. - P.176–180.

117. Kazantsev Y. N. Plane wave transmission through a pair of capacitive gratings. / Kazantsev Y. N., Mal'tsev V. P., and Shatrov A. D. // IEE Proc. Microw. Antennas Propagation. - 2000. - V.147. - №.6. - P.455.

118. Белоусов В.А. , Калинин Ю.Е. , Королев К.Г., Ситников А.В., Ситников К.А. // Вестник ВГТУ. – 2006. - Т.2. - №.11. - С.24-29.

119. Иванов А.В. Электрические и магнитные свойства мультислойных структур $[(\text{CoFeZr})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{1-x}/(\text{a-SiH})]_n$ / Иванов А.В., Калинин Ю.Е., Нечаев В.Н., Ситников А.В. // ФТТ. - 2009. - Т.51. - Вып.12. - С. 2331-2336.

120. Высокочастотные магнитные свойства гранулированных нанокompозитов металл-диэлектрик / В.А. Калаев, Ю.Е. Калинин, В.Н. Нечаев, А.В. Ситников // Вестник ВГТУ.- С. Материаловедение. –2003.-В.1.-N.13.-С.38-42.

121. Бессонов Л.А. Теоретические основы электротехники: электрические цепи // М.: Высшая школа. - 1984.- 556с.

122. Калантаров П.Л. Расчет индуктивностей / П.Л. Калантаров, Л.А. Цейтлин // Л.: Энергоатомиздат. - 1986. - 187с.

123. Б.Лакс и К Баттон Сверхвысокочастотные ферриты и ферримагнетики// под ред. А.Г.Гуревича// М. Мир.-1965.-С.485

124. Electrical properties and giant magnetoresistance of CoFeB-SiO₂ amorphous granular composites // Kalinin Yu.E., Sitnikov A.V., Stognei O.V., Zolotukhin I.V., Neretin P.V// Mat. Scien. and Engin. -2001. - A304-306. - P.941-945.

125. Золотухин И.В. Электрическое сопротивление аморфных нанокompозитов CoTaNb+SiO₂// Золотухин И.В., Неретин П.В., Калинин Ю.Е., Стогней О.В., Ситников А.В.//Альтернативная энергетика и экология - 2002. - № 2. - С.7-14.

126. Аль Аззави Х.С.М. Высокочастотные магнитные свойства многослойных гетерогенных пленок на основе нанокompозитов ферромагнитный металл-диэлектрик, / Аль Аззави Х.С.М., Королев К.Г., Макагонов В.А., Ситников А.В., О.С. Тарасова и др // Вестник Воронежского государственного технического университета. – 2015. - Т.11. - №5. - С 112-119.

127. Microstructure of Co-Al-O granular thin films / M.Ohnuma, K.Hono, E.Abe et al. // J.Appl.Phys. - 1997. - V.82. - №.11. - P.5646-5652.

128. Kolobov V. The Formation of Copper Nanoclusters in SiO₂ Studied by X-Ray Absorption Spec-troscopy / V. Kolobov, H. Oyanagai, S. A. Gurevich et al. // J. Surface Analysis.-1997.-V.3.-P.486-490.

129. Закгейм Д.А. Температурная зависимость проводимости композитных пленок Cu: SiO₂ эксперимент и численное моделирование / Д.А.Закгейм, И.В.Рожанский, И.П.Смирнова, С.А.Гуревич // ЖЭТФ.-2000.-Т.118. вып.3(9).- С.637-646.

130. Трегубов И.М. Влияние концентрации диэлектрической фазы на твердость ком-позиционных покрытий Co_x(Al₂O₃)_{100-x}, Co_x(SiO₂)_{100-x}, Co_x(CaF₂)_{100-x}/ Каширин М.А., Стогней О.В.//Вестник Воронежского государственного технического уни-верситета. - 2012. - Т. 8. - № 9. - С. 70-75

131. Морозова Н.А. Структурные изменения в наногранулированных пленках (Co₄₀Fe₄₀B₂₀)X(CaF₂)_{100-X} / С.Б. Кушев, Н.А. Морозова, А.В. Ситников, С.А. Солда-тенко // Материаловедение, №6. – 2011. С.50-56

132. Кербер М.Л. Полимерные композиционные материалы: свойства, структу-ра, технологии / М.Л. Кербер. – СПб.: Профессия, 2008. – 560 с.

133. Xie G.Z. Microstructureandelectromagneticpropertiesofflake-likeNd-Fe-Bnanocompositepowderswithdifferent milling times / G.Z.Xie,X.L.Song,B.S.Zhang, D.M. Tang, Q. Bian, H.X. Lu // Powder Technol.– 2011.– Vol. 210.– P. 220 – 224.

134. Itoh M.Recycle ofrareearthsintered magnetpowders crapsas electromagnetic wave absorbers in gigahertz range / M. Itoh, K. Nishiyama, F. Shogano, T. Murota,K.Yamamoto, M. Sasada,K.I. Machida // AlloysCompounds.– 2008.– Vol. 451.– P. 507 – 509.

135. С.А. Антипов, А.Ф. Латыпова, Ю.Г. Пастернак /Исследование кон-струкций квазифрактального радиопоглотителя на основе частотно-избирательных реше-ток с распределенными потерями // Вестник ВГТУ, Том: 10, Номер: 5, Страницы: 103-108, Год: 2014.

136. Tarasova O. S. Creation of Broadband Radio-Absorbing Structures Based on Fre-quency-Selective Gratings with Distributed Losses / O. S. Tarasova, and etc// Phys-

ics, Technologies and Innovation. AIP Conf. Proc. – 2018. - Vol. 2015. - P.020101-1–020101-5.

137. Tarasova, O.S. High-frequency properties of a fractal-like structure of a frequency-selective lattice with a distributed resistive load based on a nanocomposite $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ film, / Tarasova, O.S., and etc // AIP Conference Proceedings this link is disabled. – 2019. - V. 2174. - P. 020258.

138. Тарасова О.С. Структура и электрические свойства многослойных пленок на основе композитов ферромагнетик-диэлектрик, / О.С. Тарасова и др., // Вестник Воронежского государственного технического университета. – 2015. - Т.11. - №5. - С 100-108.

139. Тарасова О.С. Высокочастотная магнитная проницаемость однослойных и много-слойных нанокompозитов $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ / Тарасова О.С. и др. Физика твердого тела. - 2016. - Т. 58. - № 12. - С. 2365-2368.

140. Тарасова О.С. Влияние окисленных прослоек на магнитные свойства многослойных пленок на основе нанокompозитов аморфный ферромагнетик-диэлектрик / Тарасова О.С. и др. // Физика твердого тела. - 2016. - Т. 58. - № 5. - С. 910-916.

141. Тарасова О.С. Высокочастотные свойства многослойных систем на основе нанокompозитов $(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ и $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ / О.С.Тарасова и др. // Перспективные материалы, Издательство: ООО "Интерконтакт Наука" Москва. – 2015. - №5. - С 42-49.

142. Тарасова О.С. Магнитостатические и магнитодинамические свойства многослойных систем на основе нанокompозитов $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$, / О.С. Тарасова и др., // Вестник Воронежского государственного технического университета. – 2016. - Т.12. - №6. - С 30-37.

143. Тарасова О.С. Высокочастотные магнитные свойства стеклотекстолита с нанокompозиционным функциональным тонкопленочным покрытием $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$, / О.С. Тарасова и др. // Материаловедение. – 2018. - Вып. 10. - С 18-22.

144. Тарасова О.С. Высокочастотные магнитные свойства многослойных гетерогенных пленок на основе нанокompозитов ферромагнитный металл-диэлектрик, / О.С. Тарасова и др, // Вестник Воронежского государственного технического университета. – 2015. - Т.11. - №5. - С 112-119.

145. Tarasova, O. High-frequency properties of multilayer systems based on the $(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ and $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)$ nanocomposites, / Tarasova, O. and etc, // Solid State Phenomena. – 2015. - 233-234. - P. 467–470.

146. Tarasova, O.S., High-Frequency Magnetic Properties of Glass-Reinforced Plastic Laminate with Deposited Functional Thin-Film Coating Based on $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ Nano-composite, / Tarasova, O.S., and etc, // Inorganic Materials: Applied Research [this link is dis-abled](#). – 2019. - V.10(4). - P. 812–817.

147. Tarasova O. S. Magnetodynamic properties of spatially distributed films based on a metal-dielectric composite, / O. S. Tarasova, and etc, // Physics, Technologies and Innovation (PTI-2017) AIP Conf. Proc. – 2017. - V. 1886, P.020051-1–020051-4.

148. Tarasova, O.S Magnetic Properties of $(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ Nanocomposites near the Percolation Threshold, / Tarasova, O.S., and etc, // Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics [this link is disabled](#). – 2019. - V.83. - Iss.7. – P.835–837.