

На правах рукописи



ПЕШКОВ ЯРОСЛАВ АНАТОЛЬЕВИЧ

**ФАЗОВЫЙ СОСТАВ, ЭЛЕКТРОННОЕ СТРОЕНИЕ И
ЭЛЕКТРОТРАНСПОРТНЫЕ СВОЙСТВА МНОГОСЛОЙНЫХ
НАНОСТРУКТУР НА ОСНОВЕ CoFeB И CoFeZr**

1.3.8. Физика конденсированного состояния

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание ученой степени

кандидата физико-математических наук

Воронеж - 2025

Работа выполнена в Федеральном государственном образовательном учреждении высшего образования «Воронежский государственный университет»

Научный руководитель Доктор физико-математических наук, старший научный сотрудник **Юраков Юрий Алексеевич**

Официальные оппоненты: **Яловега Галина Эдуардовна**, доктор физико-математических наук, доцент, ФГАОУ ВО «Южный федеральный университет», физический факультет, кафедра физики наносистем и спектроскопии, заведующий.

Калинин Юрий Егорович, доктор физико-математических наук, профессор, ФГБОУ ВО «Воронежский государственный технический университет», факультет радиотехники и электроники, кафедра твердотельной электроники, профессор.

Ведущая организация: Федеральное государственное бюджетное учреждение науки «Удмуртский федеральный исследовательский центр Уральского отделения Российской академии наук», г. Ижевск.

Защита состоится **20 марта** 2025 г. в **15-10** на заседании диссертационного совета 24.2.288.03 при Воронежском государственном университете по адресу: 394018, г. Воронеж, Университетская площадь 1, физический факультет, ауд. 428.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке Воронежского государственного университета, с авторефератом – на сайте ВУЗа <http://www.vsu.ru> и на сайте Высшей аттестационной комиссии при Министерстве науки и высшего образования Российской Федерации – <https://vak.minobrnauki.gov.ru>.

Автореферат разослан «_____» января 2025 г.

Ученый секретарь
диссертационного совета
24.2.288.03



Голощاپов Дмитрий Леонидович

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность работы:

С момента обнаружения высоких значений спиновой поляризации на уровне Ферми в аморфных ферромагнитных сплавах CoFeB и CoFeZr эти материалы стали активно применяться в устройствах спинтроники. Особое внимание привлекли аморфные сплавы с относительным атомным составом $\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20}$ и $\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10}$. Это связано с тем, что их спиновая поляризация достигает 65% при комнатной температуре. При этом, в стандартных ферромагнетиках, таких как железо, кобальт, никель и другие, значение спиновой поляризации не превышает 50%. Этот факт делает аморфные ферромагнитные сплавы $\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20}$ и $\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10}$ перспективными материалами в качестве источника спин-поляризованного тока в устройствах с гигантским магнетосопротивлением, туннельным магнетосопротивлением (TMR), аномальным эффектом Холла, в датчиках магнитного поля и магниторезистивной оперативной памяти.

Стандартная схема устройств с высокими значениями магнетосопротивления представляет собой многослойную наноструктуру с чередующимися однородными слоями. Один слой представляет собой ферромагнитный материал, а второй слой – это либо проводящий немагнитный материал для устройств с гигантским магнетосопротивлением, либо полупроводниковый или диэлектрический материал для устройств с туннельным магнетосопротивлением. За открытие эффекта гигантского магнетосопротивления физикам Альберту Ферту и Петеру Грюнбергу в 2007 году была присуждена Нобелевская премия. Тем не менее, достижение высоких значений магнетосопротивления в приборах с такой архитектурой требует дорогостоящего оборудования и особых условий изготовления и подготовки материалов. Для решения данных проблем была предложена иная концепция геометрии магниторезистивных устройств. Она основана на создании структур, состоящих из не контактирующих магнитных кластеров. Ферромагнитная наночастица окружена непроводящим материалом - диэлектрической матрицей. Образование туннельного магнетосопротивления в такой наноструктуре основано на суперпозиции относительно слабых эффектов в переходах ферромагнетик – диэлектрик в большом ансамбле наночастиц.

Однако обнаруженные значения магнетосопротивления в нанокompозитных системах различного состава и относительного содержания металлической и диэлектрической фаз оказались слишком малы для использования в микроэлектронной промышленности. В связи с этим, следующим шагом развития данной архитектуры устройств было создание многослойных наноструктур, состоящих из чередующихся нанокompозитных и немагнитных/непроводящих слоёв. Важным доводом в пользу изучения наноструктур такого типа стала их высокая технологичность: образование кластеров происходит естественным образом при осаждении частиц мишеней на подложку, где металлическая и

диэлектрическая/полупроводниковая компоненты образуют слоистую структуру. Основными факторами, влияющими на магнитные и транспортные свойства таких устройств, являются выбор материала спин-поляризованного тока и диэлектрической матрицы, относительные толщины слоёв, межфазовые взаимодействия на интерфейсах слоёв. Решению данной проблемы и посвящена данная диссертация на соискание ученой степени кандидата физико-математических наук.

Тема данной работы соответствует «Перечню приоритетных направлений фундаментальных исследований», утвержденных Президиумом РАН (раздел 1.1 – «Физика конденсированных сред и материалы нового поколения»).

Объекты и методы исследования.

Пять типов многослойных наноструктур (ML), полученных ионно-лучевым распылением в атмосфере аргона: $[(Co_{45}Fe_{45}Zr_{10})/a-Si:H]_m$, $[(Co_{45}Fe_{45}Zr_{10})_{35}(Al_2O_3)_{65}/a-Si]_m$, $[(Co_{45}Fe_{45}Zr_{10})_{35}(Al_2O_3)_{65}/a-Si:H]_m$, $[(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_{34}(SiO_2)_{66}/(In_2O_3)/C]_m$ и $[(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_{34}(SiO_2)_{66}/(ZnO)/C]_m$, где индекс m это число периодов сверхструктуры металлсодержащий композитный слой + непроводящая прослойка. В качестве ферромагнитного слоя использовался композит металл-диэлектрик, состав которого находится до порога перколяции. Порогом перколяции называют состав наноструктуры, при котором её механизм проводимости из-за образования проводящих гранул меняется с туннельного / прыжкового на металлический. Кроме того, в качестве магнитного компонента используется аморфный ферромагнитный сплав $Co_{40}Fe_{40}B_{20}$ или $Co_{45}Fe_{45}Zr_{10}$, а в качестве диэлектрической матрицы – оксид алюминия Al_2O_3 или оксид кремния SiO_2 . В качестве непроводящей прослойки были использованы слои аморфного кремния с водородом ($a-Si:H$) и без ($a-Si$), системы бислоёв из широкозонного полупроводника и углерода ZnO/C и In_2O_3/C . Данные образцы были получены на установке ионно-лучевого распыления, сконструированной на кафедре ФТТ ВГТУ профессором А.В. Ситниковым. В вакуумной камере этой установки происходит попеременное распыление различных мишеней с последующим осаждением на поверхность подложки.

Морфология, электронная структура данных образцов исследовалась методами рентгеновской дифракции, рентгеновской рефлектометрии, ультрамягкой рентгеновской эмиссионной спектроскопией, инфракрасной спектроскопии. Магнетотранспортные свойства изучались модифицированным четырехзондовым методом Ван-дер-Пау.

Основной целью диссертационной работы является выявление закономерностей влияния фазового состава, межфазных взаимодействий на интерфейсах, основных параметров многослойных наноструктур (толщины и плотности отдельного нанослоя в периоде сверхрешётки) на электротранспортные и магнеторезистивные свойства в следующих системах: $[(Co_{45}Fe_{45}Zr_{10})/a-Si:H]_m$, $[(Co_{45}Fe_{45}Zr_{10})_{35}(Al_2O_3)_{65}/a-Si]_m$,

$[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{35}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{65}/a\text{-Si:H}]_m$, $[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{34}(\text{SiO}_2)_{66}/(\text{In}_2\text{O}_3)/\text{C}]_m$ и $[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{34}(\text{SiO}_2)_{66}/(\text{ZnO})/\text{C}]_m$.

Для достижения цели были поставлены и решены следующие задачи:

- Определение кристаллического состояния и структуры многослойных наноструктур (ML) $[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})/a\text{-Si:H}]_m$, $[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{35}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{65}/a\text{-Si}]_m$, $[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{35}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{65}/a\text{-Si:H}]_m$, $[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{34}(\text{SiO}_2)_{66}/(\text{In}_2\text{O}_3)/\text{C}]_m$ и $[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{34}(\text{SiO}_2)_{66}/(\text{ZnO})/\text{C}]_m$, полученных ионно-лучевым распылением.
- Определение толщин, плотности и шероховатости нанослоёв, полученных многослойных наноструктур методами рентгеновской рефлектометрии.
- Исследование межфазных взаимодействий на интерфейсах магнитный слой/немагнитная прослойка методами ультрамягкой рентгеновской спектроскопии и инфракрасной спектроскопии.
- Установление влияния основных параметров и морфологии многослойных наноструктур на электротранспортные и магнитные свойства.

Научная новизна работы

- Впервые получены экспериментальные данные о кристаллической структуре, периодичности и толщинах нанослоев ML на основе ферромагнитных сплавов CoFeZr и CoFeB и полупроводниковых прослоек $a\text{-Si}$, $a\text{-Si:H}$, $\text{In}_2\text{O}_3/\text{C}$, ZnO/C , полученных ионно-лучевым распылением.
- Впервые получены экспериментальные данные об электротранспортных свойствах ML на основе сплава $\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20}$ с различными толщинами полупроводниковых нанослоёв $\text{In}_2\text{O}_3/\text{C}$ и ZnO/C .
- Исследованы магниторезистивные свойства многослойных наноструктур $[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{34}(\text{SiO}_2)_{66}/(\text{In}_2\text{O}_3)/\text{C}]_m$ и $[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{34}(\text{SiO}_2)_{66}/(\text{ZnO})/\text{C}]_m$.
- Впервые определены плотности и шероховатости нанослоёв и установлено их влияние на электромагнитные свойства ML $[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{34}(\text{SiO}_2)_{66}/(\text{In}_2\text{O}_3)/\text{C}]_m$ и $[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{34}(\text{SiO}_2)_{66}/(\text{ZnO})/\text{C}]_m$.
- Впервые обнаружены межфазные взаимодействия на интерфейсах магнитный нанослой/немагнитная прослойка в ML $[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})/a\text{-Si:H}]_m$, $[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{35}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{65}/a\text{-Si}]_m$ и $[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{35}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{65}/a\text{-Si:H}]_m$.
- В поверхностных слоях исследуемых ML, содержащих $a\text{-Si}$ и $a\text{-Si:H}$, впервые наблюдалось формирование периодических структур как с увеличенными, так и уменьшенными по сравнению со средними значениями периодами сверхрешётки.

Теоретическая и практическая значимость:

Теоретическая значимость полученных результатов заключается в дальнейшем развитии теоретических основ и углублении фундаментальных знаний об особенностях межатомных взаимодействий на интерфейсах композитный магнитный нанослой / немагнитная прослойка в многослойных

наноструктурах, содержащих магнитные сплавы CoFeZr и CoFeV и немагнитные прослойки a -Si, a -Si:H, $\text{In}_2\text{O}_3/\text{C}$, ZnO/C . Данное исследование позволило установить основные закономерности влияния морфологии, периодичности и плотности нанослоев на электротранспортные и магнитные свойства ML.

Полученные результаты могут быть использованы для совершенствования технологии промышленного изготовления устройств спинтроники на базе многослойных наноструктур, содержащих ферромагнитные частицы CoFeZr и CoFeV. Установленные основные закономерности поведения и взаимосвязь между межатомными взаимодействиями на интерфейсах, морфологией, периодичностью микроструктуры, плотностью нанослоев и электротранспортными и магнитными свойствами позволят управлять необходимыми электромагнитными свойствами функциональных наноматериалов следующего поколения.

Научные положения, выносимые на защиту:

- Межфазные взаимодействия на интерфейсах слоёв многослойных наноструктур, состоящих из нанокompозитных ферромагнитных слоёв $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{35}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{65}$ с полупроводниковыми прослойками из аморфного кремния и гидрогенизированного аморфного кремния, сопровождаются образованием силицидов железа и кобальта.
- Спин-зависимое туннелирование между кластерами CoFeV из соседних слоёв многослойной наноструктуры $[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{V}_{20})_{34}(\text{SiO}_2)_{66}/(\text{In}_2\text{O}_3/\text{C})/\text{C}]_m$, приводящее к возникновению эффекта туннельного магнетосопротивления, зависит от толщины аморфной полупроводниковой прослойки.
- Формирование низших силицидов железа Fe_3Si и кобальта Co_2Si на интерфейсах слоёв аморфных многослойных наноструктур $[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})/a\text{-Si:H}]_m$, и $[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{35}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{65}/a\text{-Si:H}]_m$ приводит к снижению величины магнетосопротивления.
- Гидрогенизация аморфного кремния в процессе ионно-лучевого распыления приводит к изменению механизма твердофазных реакций на интерфейсах слоёв с формированием моносилицида кобальта CoSi вместо моносилицида железа FeSi.

Апробация работы

Основные результаты диссертационной работы докладывались на следующих конференциях: The 17th European Conference on Applications of Surface and Interface Analysis (Montpellier, France, 2017), XVI Российская научная студенческая конференция по физике твёрдого тела «ФТТ-2018» (Томск, 2018), XXV Международная конференция студентов, аспирантов и молодых ученых по фундаментальным наукам «Ломоносов – 2018» (Москва, 2018), VIII Всероссийская конференция с международным участием, посвященная 100-летию Воронежского государственного университета,

Физико-химические процессы в конденсированных средах и на межфазных границах «ФАГРАН-2018» (Воронеж, 2018), 8th International Conference on Nanotechnology & Materials Science (Amsterdam, Netherlands, 2019), XXIII Всероссийская конференция с международным участием «РЭСХС» (Воронеж, 2019), VII Всероссийская конференция по наноматериалам «НАНО 2020» (Москва, 2020), XXVII Международная конференция студентов, аспирантов и молодых ученых по фундаментальным наукам «Ломоносов – 2020» (Москва, 2020), The 4th International Baltic Conference on Magnetism «IVCM-2021» (Светлогорск, 2021), IX Всероссийская конференция с международным участием, посвященная 100-летию со дня рождения Я.А. Угая, Физико-химические процессы в конденсированных средах и на межфазных границах «ФАГРАН-2021» (Воронеж, 2021), Всероссийская школа-конференция молодых ученых «КоМУ-2021» (Ижевск, 2021), XXVIII Международная конференция студентов, аспирантов и молодых ученых по фундаментальным наукам «Ломоносов – 2021» (Москва, 2021), IX Международная конференция, посвящённая 90-летию со дня рождения члена-корреспондента РАН Бурханова Г.С., с элементами научной школы для молодёжи «Функциональные наноматериалы и высокочистые вещества» (Суздаль, 2022).

Публикации

По теме диссертации опубликованы 17 работ, в том числе 4 статьи в научных изданиях, рекомендованных ВАК для публикации результатов диссертационных работ и рецензируемых в международных базах цитирования WoS и Scopus, 13 докладов в сборниках трудов конференций и тезисов.

Личный вклад автора:

Определение направления исследования и постановка задач выполнены научным руководителем д.ф.-м.н., старшим научным сотрудником Ю.А. Юраковым.

Образцы многослойных наноструктур различного состава были получены на оригинальной установке ионно-лучевого распыления в ВГТУ под руководством профессора А.В. Ситникова. Дифрактометрические данные получены к.ф.-м.н. С.А. Ивковым на кафедральном дифрактометре ДРОН 4-07. Анализ и обработка данных проведена автором. Рентгеновская рефлектометрия проводилась доцентом С.В. Канникиным, с последующим моделированием экспериментальных данных лично автором. Ультратонкая рентгеновская эмиссионная спектроскопия проводилась к.ф.-м.н. К.А. Барковым. Моделирование тонкой структуры спектров проведено автором. Данные по ИК-спектроскопии получены совместно с доцентом А.Н. Лукиным в ЦКП НО ВГУ. Напыление токопроводящих контактов было выполнено автором совместно с д.ф.-м.н. С.В. Рябцевым. Транспортные и

магниторезистивные характеристики исследованы автором совместно с д.ф.-м.н. П.В. Серединым на кафедральном оборудовании. Импедансная спектроскопия проведена автором совместно с д.ф.-м.н. А.С. Леньшиным на кафедре физики твердого тела и наноструктур ВГУ.

Обсуждение результатов и написание статей проводилось совместно с научным руководителем д.ф.-м.н., старшим научным сотрудником Ю.А. Юраковым. Формулировка выводов по итогам проделанной работы, а также представление результатов на международных и всероссийских научных конференциях осуществлялись лично автором.

Настоящая работа выполнена на кафедре физики твердого тела и наноструктур Воронежского государственного университета и лаборатории нитрид-галлиевой и кремниевой электроники на базе ФГБОУ ВО «Воронежский государственный университет» при финансовой поддержке гранта РФФИ в рамках научного проекта № 19-72-10007, а также гранта Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках Государственного задания № ФЗГУ-2020-0036.

Структура и объем диссертационной работы

Диссертация состоит из введения, четырех глав и заключения. Объём диссертации составляет 129 страниц, включая 53 рисунка, 19 таблиц, список литературы, который содержит 85 наименований, включая публикации по теме диссертации.

Во введении к диссертационной работе обоснована актуальность темы, сформулированы цель и задачи работы, ее научная новизна, теоретическая и практическая значимость полученных результатов и научные положения, выносимые на защиту.

В первой главе, на основе данных литературных источников даётся описание основных свойств аморфных многослойных наноструктур, содержащих ферромагнитные нанокompозитные слои. Излагаются известные данные о морфологии исследуемых материалов и их основных электрических транспортных и магнитных свойствах. В заключении главы формулируются выводы о потребностях современной электронной промышленности и недостающих знаниях о фазовом составе и межфазных взаимодействиях на интерфейсах слоёв многослойных наноструктур $[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})/a\text{-Si:H}]_m$, $[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{35}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{65}/a\text{-Si:H}]_m$ и $[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{35}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{65}/a\text{-Si}]_m$. Также излагаются выводы об отсутствии исследований трёхслойных наноструктур $[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{34}(\text{SiO}_2)_{66}/(\text{In}_2\text{O}_3)/\text{C}]_m$ и $[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{34}(\text{SiO}_2)_{66}/(\text{ZnO})/\text{C}]_m$ и определяются цели и задачи диссертационной работы.

Во второй главе основное внимание уделяется описанию объектов исследования и ионно-лучевому методу получения различных типов многослойных наноструктур: $[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})/a\text{-Si:H}]_m$, $[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{35}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{65}/a\text{-Si}]_m$, $[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{35}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{65}/a\text{-Si:H}]_m$, $[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{34}(\text{SiO}_2)_{66}/(\text{ZnO})/\text{C}]_m$ и $[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{34}(\text{SiO}_2)_{66}/(\text{In}_2\text{O}_3)/\text{C}]_m$.

На рисунке 1 представлена принципиальная схема многослойных наноструктур, состоящих из ферромагнитных нанокompозитных слоёв и полупроводниковых прослоек. В качестве ферромагнитной компоненты, обладающей высоким значением спиновой поляризации на уровне Ферми, выступал либо аморфный сплав $\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10}$, либо аморфный сплав $\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20}$. Диэлектрической матрицей, окружающей металлические кластеры, служит оксид алюминия Al_2O_3 или оксид кремния SiO_2 . Состав нанокompозитных слоёв находится до порога перколяции. Немагнитной прослойкой служат различные полупроводниковые материалы: $a\text{-Si}$, $a\text{-Si:H}$, двухслойные системы ZnO/C и $\text{In}_2\text{O}_3/\text{C}$.

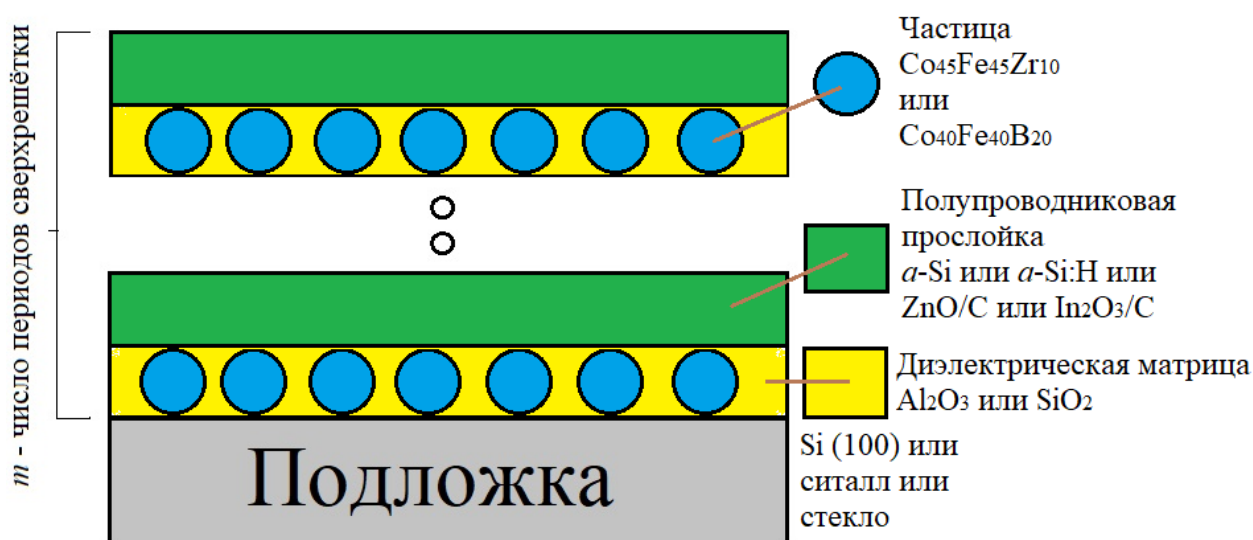


Рис.1 Принципиальная схема исследуемых многослойных наноструктур различного состава $[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})/a\text{-Si:H}]_m$, $[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{35}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{65}/a\text{-Si}]_m$, $[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{35}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{65}/a\text{-Si:H}]_m$, $[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{34}(\text{SiO}_2)_{66}/(\text{ZnO})/\text{C}]_m$ и $[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{34}(\text{SiO}_2)_{66}/(\text{In}_2\text{O}_3)/\text{C}]_m$.

Во второй части главы дается краткое описание методов и оборудования, которые использовались для исследования многослойных наноструктур (ML). Приводятся основные характеристики и параметры получения экспериментальных данных по рентгеновской дифракции (XRD), ультрамягкой рентгеновской эмиссионной спектроскопии (USXES), рентгеновской рефлектометрии (XRR), импеданской спектроскопии и основные характеристики установок для исследования транспортных свойств и эффекта туннельного магнетосопротивления. Особое внимание уделяется теоретическим основам рентгеновской рефлектометрии и возможности моделирования экспериментальных XRR кривых для получения точных сведений о толщинах, плотностях и шероховатостях отдельных слоёв ML.

Третья глава посвящена изложению экспериментальных результатов исследования кристаллической структуры, фазового состава, микроструктуры и межфазных взаимодействий на интерфейсах слоёв многослойных наноструктур на основе CoFeZr . Методом рентгеновской

дифракции было продемонстрировано аморфное состояние компонентов ML $[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})/a\text{-Si:H}]_{41}$ и $[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{35}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{65}/a\text{-Si:H}]_{41}$, полученных на ситалловой подложке. Сопоставление рефлексов ML и подложки показало, что между ферромагнитными слоями и полупроводниковой прослойкой происходит взаимодействие с формированием низших силицидов железа Fe_3Si и кобальта Co_2Si (Рис. 2).

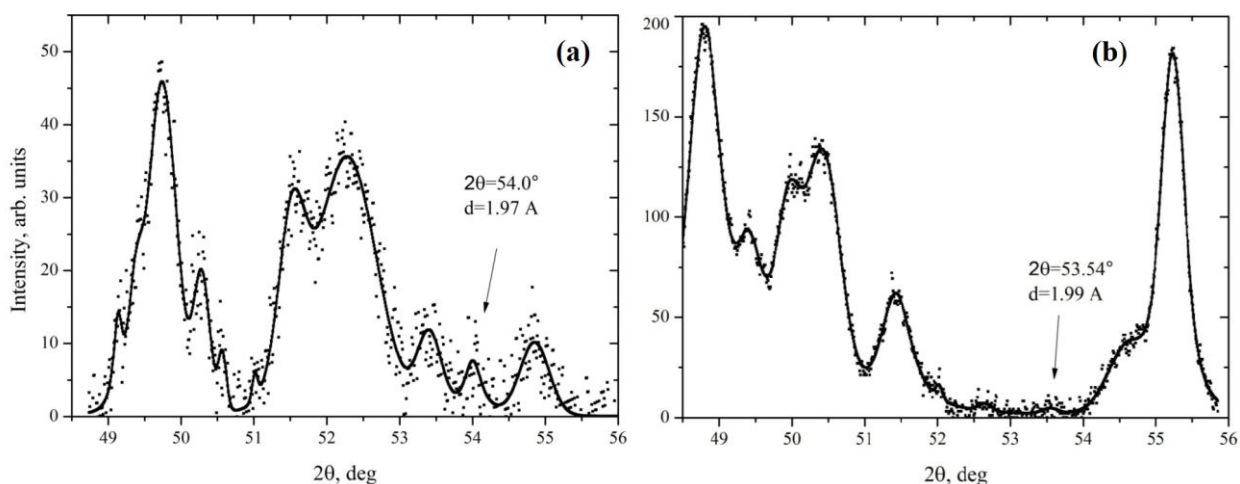


Рис. 2 Картина рентгеновской дифракции многослойных наноструктур $[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})/a\text{-Si:H}]_{41}$ (a) и $[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{35}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{65}/a\text{-Si:H}]_{41}$ (b). Стрелкой указан пик, свидетельствующий о наличии низших силицидов Fe и Co.

Для разрешения вопроса об образовании кремнийсодержащих фаз были проведены исследования ультрамягкой рентгеновской эмиссионной спектроскопией. Фазовый состав полупроводниковой кремниевой прослойки был получен путём математического моделирования экспериментальных $\text{Si } L_{2,3}$ спектров ML (Рис. 3).

В спектрах ML можно выделить две области энергий: область главного максимума (86 - 92 эВ) и область плеча (92 - 100 эВ). На глубине анализа до 10 нм, в области низких энергий фотонов, существует узкий симметричный пик с центром несколько ниже 90 эВ, ассоциирующийся с несвязывающими $\text{Si } 3s$ -орбиталями низших силицидов. Так как, s -состояния Si не участвуют в связях с атомами металла, ширина этого пика, по существу, определяется перекрытием волновых функций соседних атомов кремния. В плечевой области наблюдается пик около 95 эВ, а вблизи уровня Ферми имеется широкий пик с максимумом приблизительно 98 эВ. Небольшой пик около 95 эВ показывает наличие малого количества оксида кремния $\text{SiO}_2\text{:H}$ в поверхностных слоях наноструктуры. Широкий пик с центром около 98 эВ относится к перекрытию d -состояний железа и кобальта с d -состояниями кремния. На глубинах анализа до 60 нм, пик около 95 эВ явно уменьшается, что говорит об уменьшении количества оксида кремния по мере углубления в ML. Образование $\text{SiO}_2\text{:H}$ в глубинных слоях ML, наиболее вероятно, связано с присутствием молекул остаточного кислорода в рабочем объеме вакуумной установки нанесения ML. В то же время, увеличение интенсивности спектра в области главного максимума двуокиси кремния в поверхностных слоях ML

свидетельствует о дополнительном окислении образца при экспозиции на воздухе. На глубине до 120 нм промоделировать спектр не удалось, ввиду высокой погрешности при его регистрации, но можно отметить, что структура спектра соответствует богатому металлом силициду, как и в более тонких слоях ML.

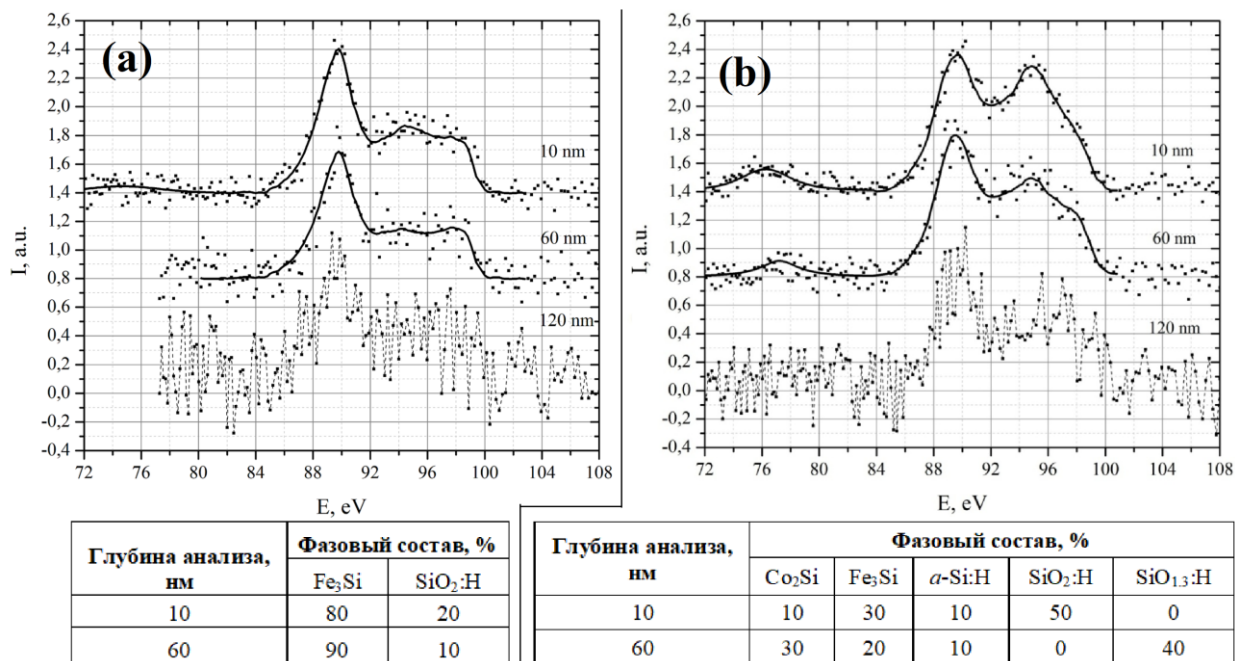


Рис. 3 Si $L_{2,3}$ рентгеновские эмиссионные спектры ML-I $[(Co_{45}Fe_{45}Zr_{10})/a-Si:H]_{41}$ (a) и ML-II $[(Co_{45}Fe_{45}Zr_{10})_{35}(Al_2O_3)_{65}/a-Si:H]_{41}$ (b) на глубинах исследования 10 нм, 60 нм, 120 нм (точки - экспериментальный спектр, сплошная линия - модельный спектр, пунктирной линией обозначен спектр на глубине анализа 120 нм, моделирование которого затруднено).

Расчет фазового состава ML-II $[(Co_{45}Fe_{45}Zr_{10})_{35}(Al_2O_3)_{65}/a-Si:H]_{41}$ показывает наличие небольшого количества аморфного кремния, не вступившего в реакцию с кислородом и металлами. Очевидно, что в связи с использованием составной мишени $Co_{45}Fe_{45}Zr_{10} - Al_2O_3$, в слоях ML типа II обнаруживается больше оксида кремния, относительно ML типа I. Так же, как и в предшествующей структуре, имеет место снижение концентрации кислорода в глубинных слоях, проявляющееся в снижении интенсивности пика при 95 эВ. Природа образования оксидов кремния $SiO_2:H$ и $SiO_{1.3}:H$ отличается от ML-I. При распылении мишени, содержащей оксид алюминия, происходит диспропорционирование Al_2O_3 и высвобождающиеся атомы (молекулы) кислорода замуровываются в слоях наноструктуры, впоследствии вступая во взаимодействие с кремнием. Состав оксидных фаз, где наблюдается оксид кремния с пониженным содержанием кислорода, а также наличие в результатах моделирования аморфного кремния свидетельствует о том, что реакция металлоксидного слоя со слоем аморфного гидрогенизированного кремния отличается от таковой для случая чистого сплава. Стоит отметить то, что кремний вступает в связь не только с железом, но и с кобальтом, в отличие от ML-I $[(Co_{45}Fe_{45}Zr_{10})/a-Si:H]_{41}$, причем,

количество силицида кобальта увеличивается, а количество силицида железа снижается в глубинных слоях ML. Эти обстоятельства свидетельствуют об особенностях твердофазной реакции, связанной с включением в состав металлосодержащего слоя оксида алюминия.

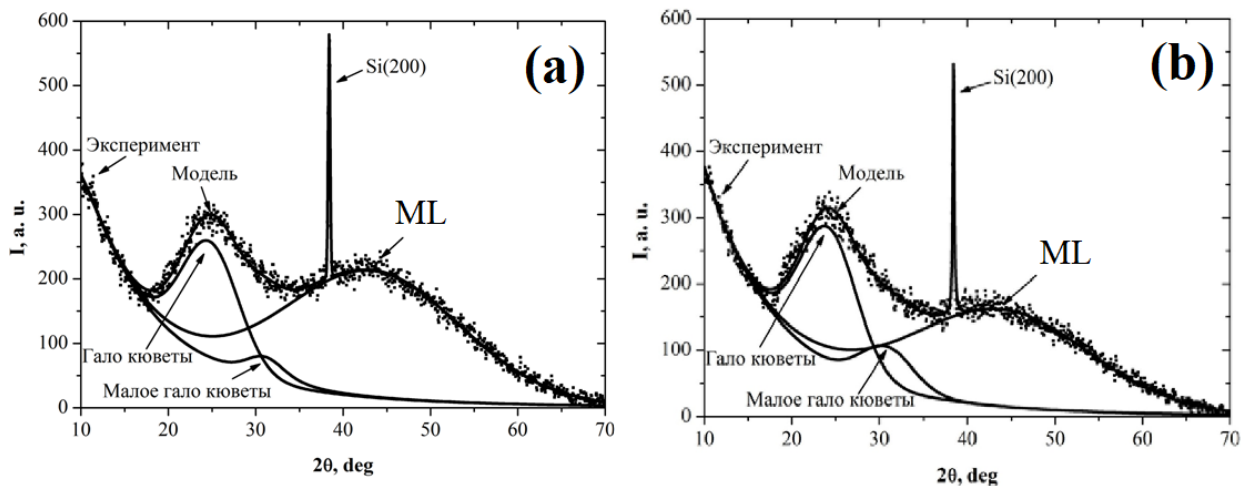


Рис. 4 Дифракционные картины ML-III (a) $[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{35}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{65}/a\text{-Si}]_{100}$ и ML-IV (b) $[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{35}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{65}/a\text{-Si:H}]_{100}$ на подложке Si (100): точками изображена экспериментальная кривая, сплошной - суммарная модельная кривая.

Далее, было исследовано влияние добавления водорода в прослойку аморфного кремния на межатомные взаимодействия и сверхрешётку многослойных наноструктур ML-III $[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{35}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{65}/a\text{-Si}]_{100}$ и ML-IV $[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{35}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{65}/a\text{-Si:H}]_{100}$, распыленных на подложку из монокристалла кремния. Рентгеновская дифракция ML демонстрирует аморфное состояние металлосодержащих нанокomпозитных слоев и кремниевых прослоек (Рис. 4). USXES данные показывают, что в процессе формирования ML, образуются моносилициды железа (FeSi) и кобальта (CoSi) (Рис. 5). Образование фазы моносилицида кобальта CoSi и частичное сохранение аморфного кремния в образце с водородной кремниевой прослойкой ML-IV является основным отличием в фазовом составе двух многослойных наноструктур.

Данные ИК – спектроскопии иллюстрируют частичную оксидацию компонентов ферромагнитного сплава CoFeZr с формированием двойных и даже четверных оксидов металлов. Следовательно, металлосодержащие кластеры нанокomпозитного слоя должны быть представлены в виде наночастиц с металлическим ядром CoFeZr и силицидо-оксидной оболочкой этих металлов. Наличие сложного фазового состава пограничных областей из наноферритов (Co_3O_4 , Fe_3O_4 , CoO , Co_2O_3 , ZrO_2), силиката ZrSiO_4 и силицидов (CoSi, FeSi) вокруг металлического ядра и присутствие кремния в пограничном слое в зависимости от состава конкретной структуры предполагает транспорт электронов как по локализованным состояниям в металлосодержащем слое наноструктуры, так и через мостики из силицидов и кремния. Из этого следует возможность сохранения TMR в ML, в условиях

формирования локализованных частиц силицидов незначительно влияющих на процесс проводимости.

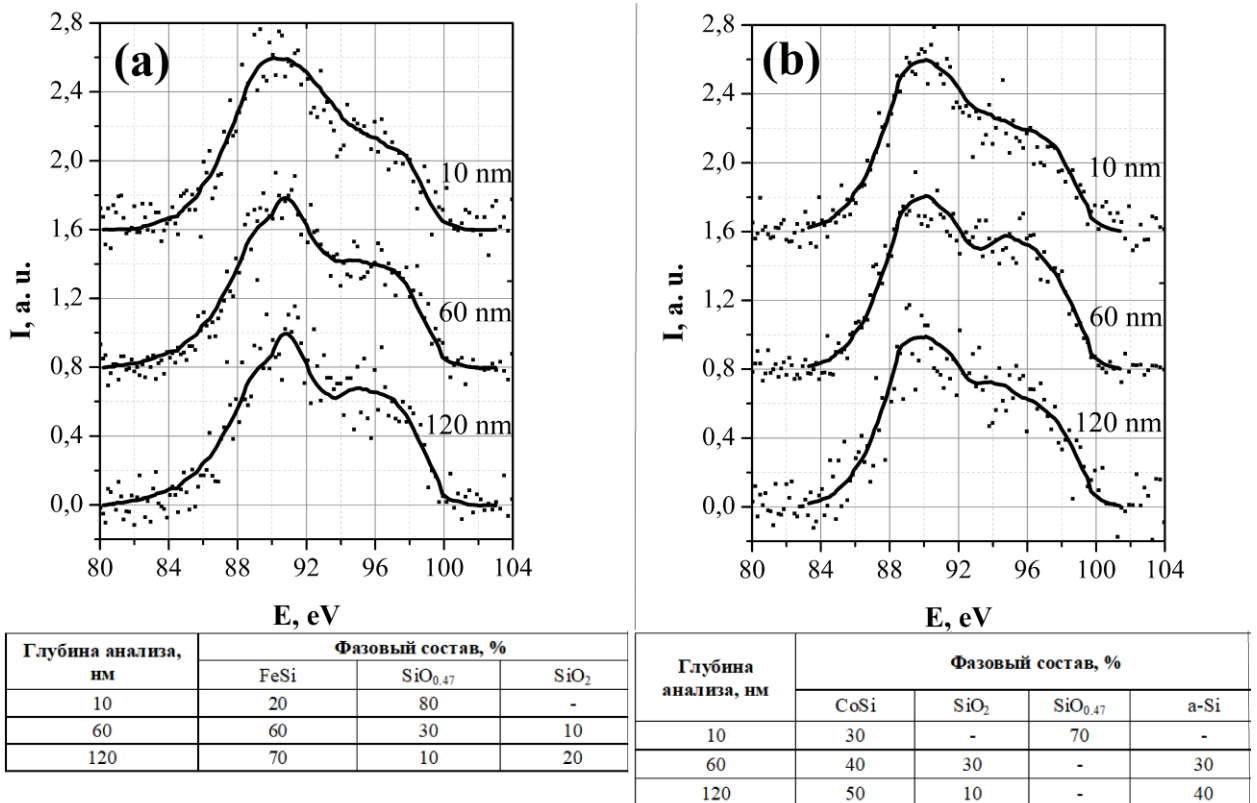


Рис. 5 Si $L_{2,3}$ ультрамягкие рентгеновские эмиссионные спектры ML-III $[\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10}]_{35}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{65}/a\text{-Si}]_{120}$ (a) и ML-IV $[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{35}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{65}/a\text{-Si:H}]_{100}$ (b) на глубинах исследования до 10 нм, до 60 нм и до 120 нм (точки - экспериментальный спектр, сплошная линия - модельный спектр) и фазовый состав полупроводниковой прослойки.

Разница в механизмах твердофазных реакций на интерфейсах в ML-III и ML-IV приводит к формированию различных периодов сверхрешётки (Λ), согласно XRR исследованиям (Рис. 6). Интенсивные рефлексы возникают из-за периодичности слоёв ML подобно тому, как упорядоченный массив атомов в кристаллической решетке дает брэгговские отражения. Положение брэгговских пиков для многослойной структуры задается модифицированным уравнением Вульфа-Брэгга:

$$\sin^2 \theta = \left(m \times \frac{\lambda}{2\Lambda} \right)^2 + 2\delta;$$

$$\theta_c^2 \approx 2\delta,$$

где m – это порядок отражения, δ – это дисперсионный показатель, зависящий от энергии излучения, а θ_c – критический угол полного внешнего отражения рентгеновский лучей. XRR кривые ML-III с безводородной прослойкой демонстрирует более резкие интерфейсы и однородный состав, по сравнению с водородосодержащей ML-IV.

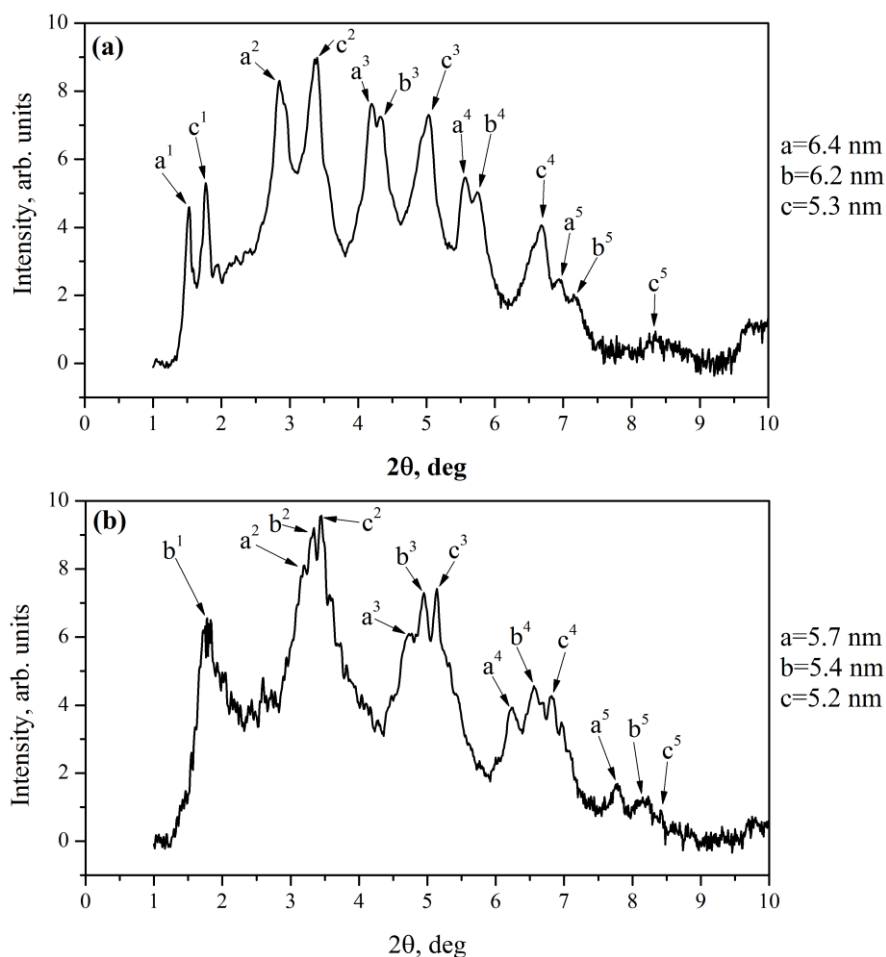


Рис. 6 Кривые рентгеновской рефлектометрии ML-III $[\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10}]_{35}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{65}/a\text{-Si}]_{120}$ (a) и ML-IV $[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{35}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{65}/a\text{-Si:H}]_{100}$ (b) и наборы периодов сверхрешётки ($L_{\text{эсп}} = a; b; c$), образовавшихся в связи с неравномерным формированием силицидов и оксидов на интерфейсах наноструктур.

Изучение морфологии образцов демонстрирует, что образование силицидов $3d$ металлов оказывает серьёзное влияние на электрические и магнитные свойства ML на основе CoFeZr . Формирование на интерфейсах слоёв существенного количества силицидов железа и кобальта, имеющих металлический тип проводимости, приводит к уменьшению вклада диэлектрической компоненты в транспортные процессы из-за объединения металлических гранул в цепочки. Это влечёт за собой снижение как удельного электрического сопротивления, так и величины туннельного магнетосопротивления ML, что было продемонстрировано в предыдущих работах.

Четвертая глава посвящена исследованиям кристаллической структуры, фазового состава, микроструктуры, электротранспортных свойств и магниторезистивного эффекта многослойных наноструктур на основе CoFeB .

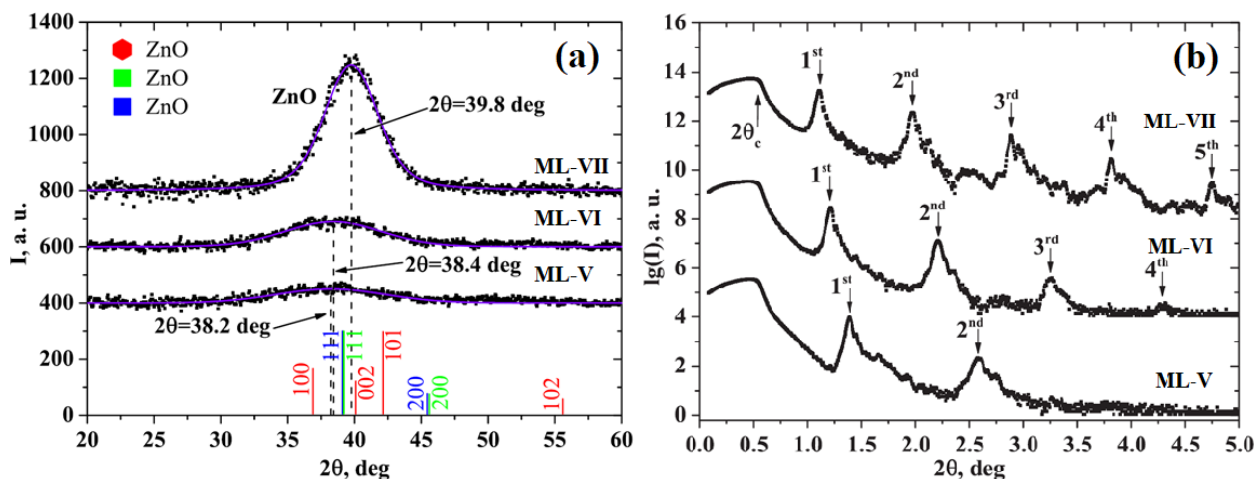


Рис. 7 Рентгеновские дифракционные картины (а) ML-V, VI, VII $[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{34}(\text{SiO}_2)_{66}/(\text{ZnO})/\text{C}]_{46}$ после вычитания вклада дифракции от подложки. Измерения зеркального отражения рентгеновских лучей (б) ML-V, VI, VII. Стрелки и цифры указывают положения брэгговских пиков, соответствующие порядку отражения.

В серии ML-V-VII $[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{34}(\text{SiO}_2)_{66}/(\text{ZnO})/\text{C}]_{46}$ с различными толщинами слоёв и прослоек в качестве немагнитной прослойки выступала двухслойная система из широкозонного прозрачного полупроводника ZnO и углерода. Рентгенодифрактометрические данные (Рис. 7а) характеризуют аморфное состояние ферромагнитных кластеров CoFeB, диэлектрической компоненты SiO₂ металлосодержащих слоев наноконпозитов и углеродных прослоек. Однако мы предполагаем образование нанокристаллической фазы оксида цинка ZnO, которая имеет либо гексагональную решетку с пространственной группой P63mc, либо кубическую решетку F43m. При этом, интенсивность пика ZnO и его положение изменяются с увеличением номинальной толщины слоя ZnO. Для ML-V, в которой номинальная толщина слоя ZnO составляет 2.8 нм, наблюдается слабое отражение. Однако, когда толщина слоя ZnO увеличивается до 3.1 нм (ML-VI), наблюдается небольшое увеличение интенсивности отражения, и угол дифракции смещается до $2\theta = 38.4^\circ$ ($d = 2.72 \text{ \AA}$). Наибольшее смещение пика до $2\theta = 39.8^\circ$ ($d = 2.63 \text{ \AA}$) наблюдается в ML-VII с самыми толстыми слоями. Более того, этот пик имеет наиболее значительное увеличение интенсивности отражения при уменьшении его полуширины и межплоскостного расстояния d . Можно предположить, что нанокристаллиты гексагонального ZnO формируются в слоях ML. Оценка среднего размера области когерентного рассеяния для ML-VII дала значение 2.08 нм в соответствии с формулой Селякова-Шеррера. Сравнение полученных значений с кристаллографическими литературными данными позволяет предположить, что на начальной стадии роста слоев ZnO возможно формирование структур как кубической, так и гексагональной фаз.

Данные рентгеновской рефлектометрии ML-V-VII $[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{34}(\text{SiO}_2)_{66}/(\text{ZnO})/\text{C}]_m$ графически обобщены на рисунке 7б. XRR кривая ML-V с наименьшей толщиной слоя показывает широкие брэгговские

пики и только два порядка отражения. Это указывает на слабо выраженную периодичность слоев и высокую шероховатость границ раздела для ML-V. Однако число брэгговских пиков увеличивается по мере увеличения периода сверхрешётки (толщин слоев). ML-VI показывает четыре порядка отражения с более узкими пиками, в то время как ML-VII уже имеет пять порядков отражения. Это указывает на лучшую периодичность и однородность слоев, а также на более выраженные границы раздела наноструктур, улучшающиеся одновременно с образованием нанокристаллитов в слоях ZnO при увеличении их номинальной толщины с 2.8 до 3.8 нм. Расчеты экспериментальных периодов сверхрешёток показали хорошее соответствие с номинальными толщинами слоев ML.

Характерно, что многослойные наноструктуры, полученные с помощью ионно-лучевого распыления, могут иметь несколько типов дефектов и нарушений целостности. К ним относятся: высокая шероховатость поверхностей раздела и неравномерности толщины и плотности слоев. В то же время, если принять во внимание достаточно высокие энергии атомов и ионов, испускаемых в процессе распыления, также возможна взаимодиффузия компонентов наноструктуры. Эти параметры должны быть изучены для того, чтобы получить полную картину микроструктуры ML, и это может быть сделано путем моделирования данных XRR с помощью программного пакета GenX, использующего алгоритм дифференциальной эволюции для моделирования данных отражательной способности рентгеновских лучей.

На рисунке 8 показаны XRR-профили ML вместе с соответствующими смоделированными кривыми. Моделью для ML была периодическая структура с разбросом толщин слоев металлсодержащего нанокompозита, оксида цинка и углерода. Математическое моделирование показало, что при увеличении толщины металлсодержащих слоев нанокompозита их средняя плотность также увеличивается с 3.81 для ML-V до 4.02 г/см³ для ML-VII, приближаясь к значениям, рассчитанным для композита такого состава - 4.2 г/см³. Также, результаты моделирования иллюстрируют, что средняя плотность нанослоев ZnO равна 4.75 г/см³ для ML-V, 4.65 г/см³ для ML-VI и 5.15 г/см³ для ML-VII, что ниже плотности объемного гексагонального ZnO (5.6 г/см³). Однако, когда толщина нанослоев ZnO увеличивается, их плотность также увеличивается, достигая значения около 92% от плотности объемного ZnO. Средняя плотность углеродных нанослоев составляет около 1.83 г/см³ для ML-V, 1.78 г/см³ для ML-VI и 1.91 г/см³ для ML-VII, что не превышает 86% плотности графита (2.22 г/см³). Это может быть связано с аморфным состоянием углерода, возможной пористостью и неоднородностью самых тонких слоев трехслойной системы.

Изучение магниторезистивного эффекта ML [(Co₄₀Fe₄₀B₂₀)₃₄(SiO₂)₆₆/ZnO/C]₄₆ показало отсутствие эффекта туннельного магнетосопротивления вне зависимости от толщин слоёв.

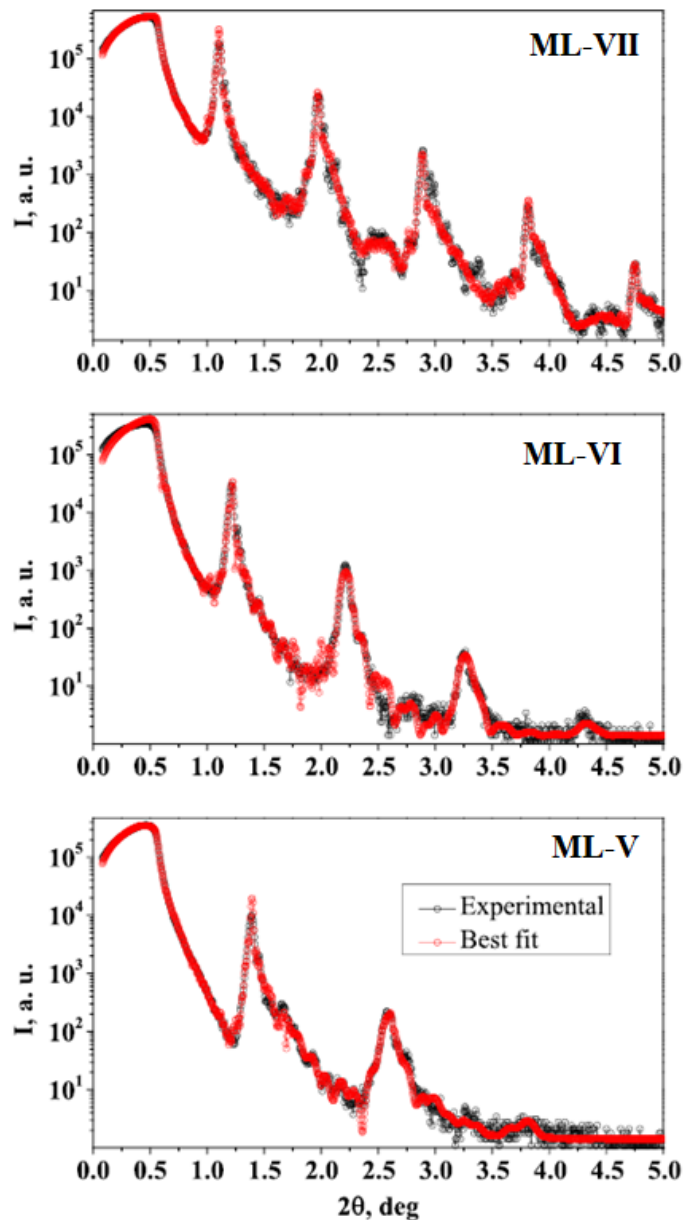


Рис. 8 Кривые рентгеновской рефлектометрии ML-V-VII. Экспериментальные данные показаны черным цветом, а модельная кривая - красным.

В следующей части главы представлено исследование серии многослойных наноструктур ML-VIII-XI $[(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_{34}(SiO_2)_{66}/(In_2O_3)/C]_{46}$. Данные рентгеновской дифракции, демонстрирующие кристаллическую структуру набора ML с различной толщиной слоев на стеклянной подложке, проиллюстрированы на рисунке 9. Аппроксимация кривых показала, что ферромагнитная и немагнитная компоненты ML находятся в аморфном состоянии.

В то же время моделирование XRR кривых (рис. 10) демонстрирует, что слои нанокompозита имеют плотность, близкую к значению объемного композита, находящегося ниже порога перколяции. Однако плотность немагнитной прослойки In_2O_3 значительно ниже плотности объемного аморфного оксида индия. Это говорит о том, что прослойки In_2O_3

неоднородны и имеют большое количество дефектов. В ML-VIII с самой тонкой немагнитной прослойкой вместо двухслойной системы образуется единый слой $\text{In}_2\text{O}_3\text{-C}$.

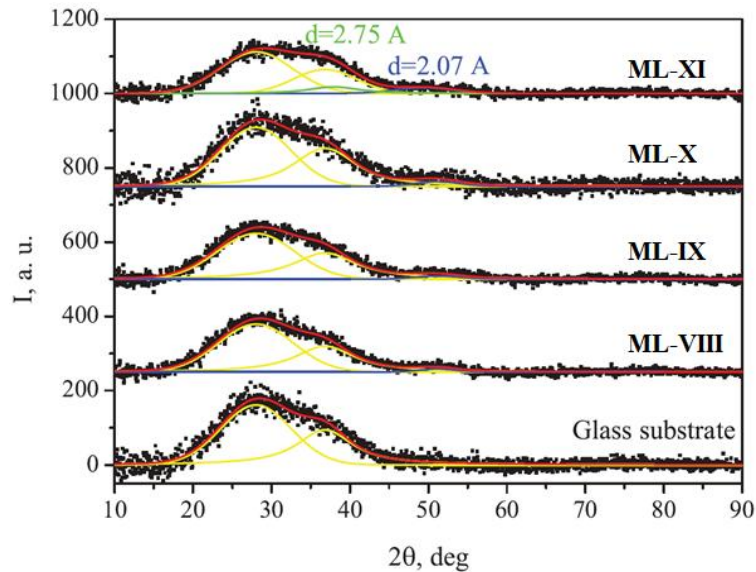


Рис. 9 Рентгеновские дифракционные картины ML-VIII-XI $[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{V}_{20})_{34}(\text{SiO}_2)_{66}/(\text{In}_2\text{O}_3)/\text{C}]_{46}$ и стеклянной подложки. Желтыми линиями показаны отражения стеклянной подложки; синими линиями обозначены пики CoFe ; зеленая линия показывает пик от слоя In_2O_3 ; красная линия - общая модельная кривая.

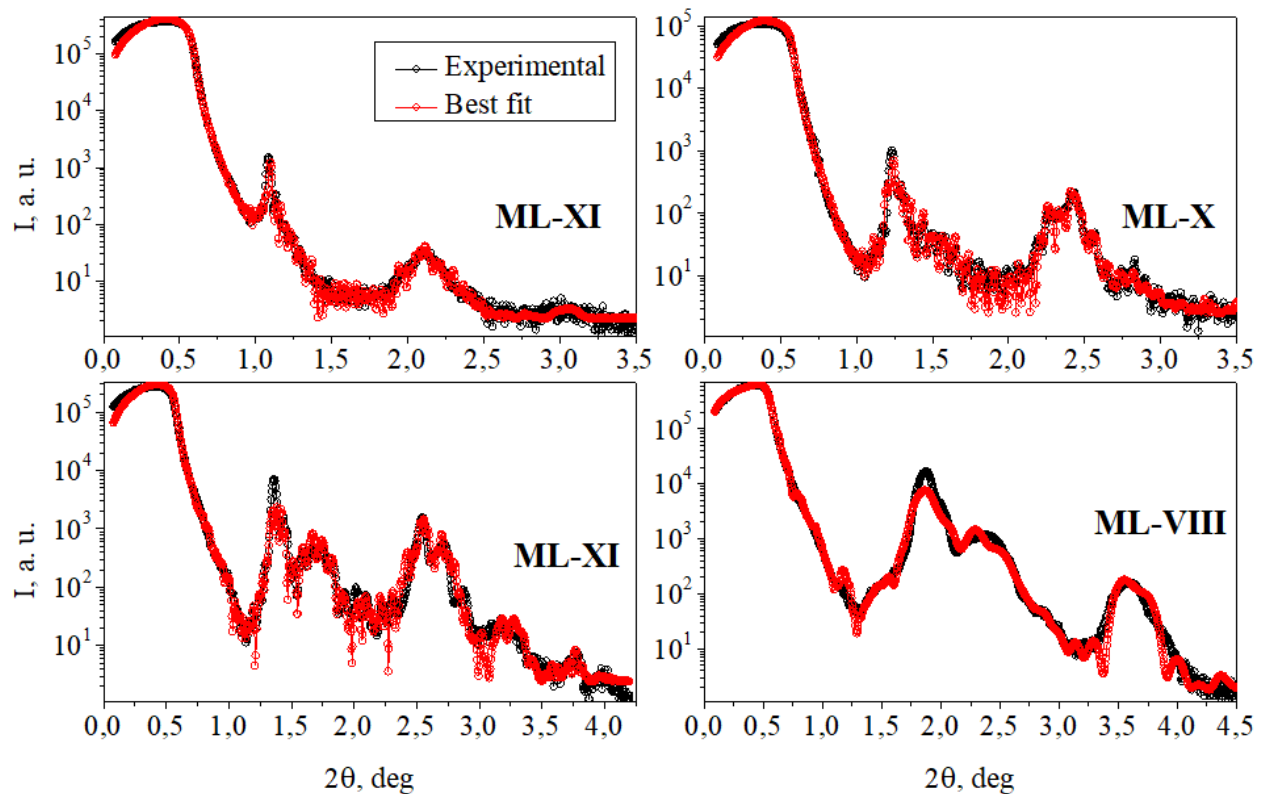


Рис. 10 XRR Кривые серии ML VIII-XI. Экспериментальные данные показаны черным цветом, а модельная кривая - красным.

Исследование транспортных свойств показало, что удельное электрическое сопротивление значительно снижается с увеличением толщины промежуточного слоя $\text{In}_2\text{O}_3/\text{C}$. Сопротивление близко к значению сопротивления нанокompозита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{34}(\text{SiO}_2)_{66}$ для многослойной наноструктуры с самой тонкой прослойкой. Утолщение $\text{In}_2\text{O}_3/\text{C}$ приводит к снижению удельного электрического сопротивления до значений, близких к значениям для тонких пленок $\text{In}_2\text{O}_3/\text{C}$ и In_2O_3 . Импедансная спектроскопия показала резистивно-емкостную связь между электропроводящими кластерами, которая соответствует модели нанокompозита предперколяционного состава (рис. 11). Измерения проводились на импедансометре Элинс Z-1500J с максимальной рабочей частотой в 3 МГц по двухэлектродной схеме с распространением электрического тока вдоль слоёв наноструктуры. С утолщением прослойки происходит уменьшение сопротивления ML, что указывает на то, что перенос заряда проходит не только между ферромагнитными кластерами в диэлектрической матрице SiO_2 , но и через прослойку $\text{In}_2\text{O}_3/\text{C}$.

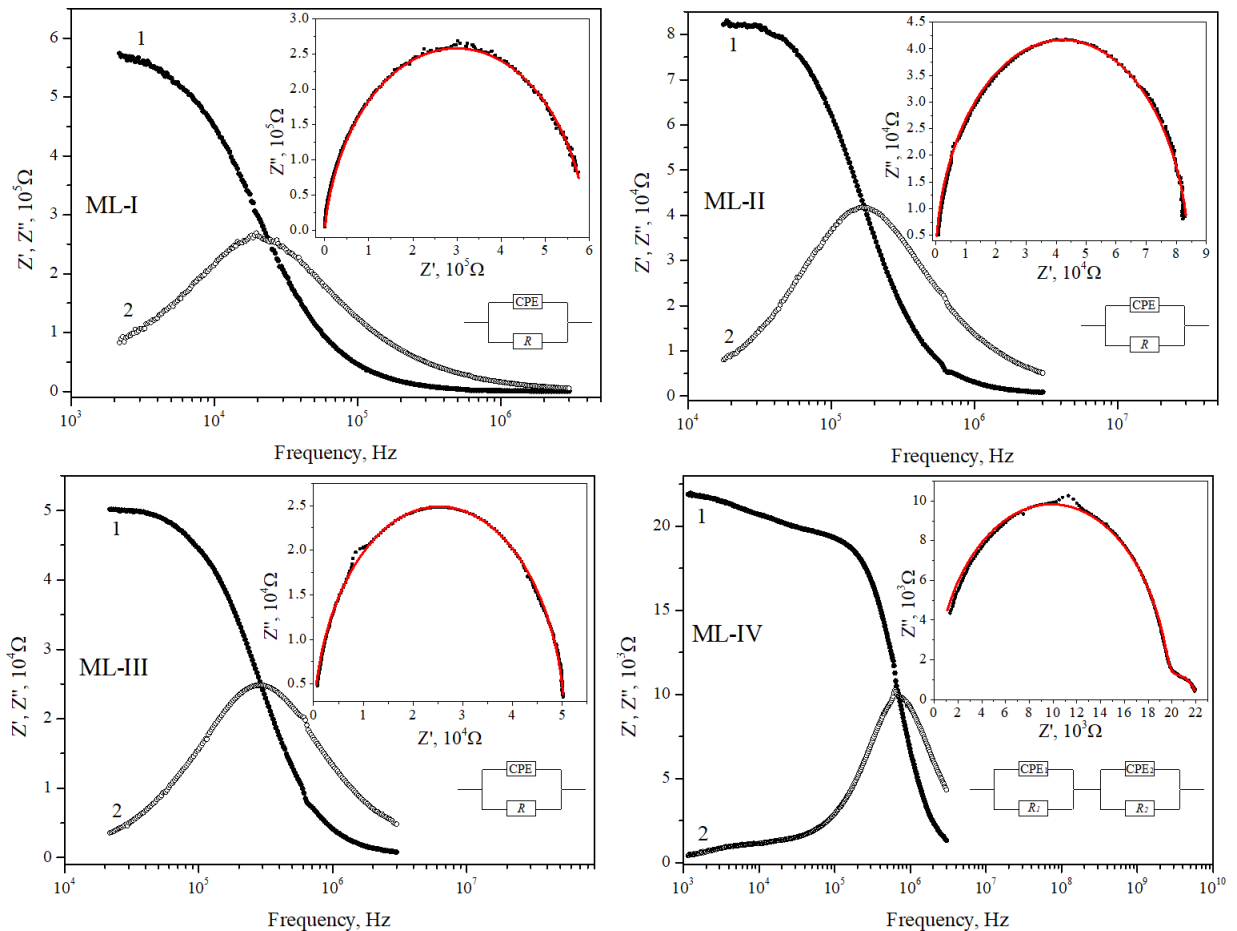


Рис. 11 Частотные зависимости действительной (1) и мнимой (2) частей импеданса ML. На вставке показаны экспериментальные (черные точки) и модельные (красные точки) графики Найквиста, а также эквивалентные схемы замещения.

Магниторезистивные измерения многослойных наноструктур показали сильную зависимость магнетосопротивления от толщины промежуточного

слоя $\text{In}_2\text{O}_3/\text{C}$ (рис. 12). Величина туннельного магнитного сопротивления TMR образцов измерялась в СІР-геометрии (электрический ток распространяется вдоль слоёв сверхструктуры) согласно выражению:

$$TMR = \frac{R_0 - R_H}{R_H} \times 100\%,$$

где R_H – сопротивление образца при воздействии внешнего магнитного поля H , а R_0 – сопротивление образца в отсутствии внешнего магнитного поля.

Самая тонкая ML с толщиной промежуточного слоя около 1.6 нм имеет значение TMR около 0.8% при комнатной температуре. Увеличение толщины промежуточного слоя постепенно приводит к снижению магнетосопротивления почти до 0%. Тем не менее, нам удалось достичь значения магнетосопротивления около 3.2% при 77 К для самой тонкой ML-VIII. Этот эффект связан с уменьшением расстояния между кластерами ферромагнитного сплава $\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20}$ в соседних нанокompозитных слоях. Таким образом, TMR серии ML $[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{34}(\text{SiO}_2)_{66}/(\text{In}_2\text{O}_3)/\text{C}]_{46}$ определяется процессами спин-зависимого туннелирования не только между ферромагнитными кластерами внутри слоев нанокompозита, но и между кластерами из соседних слоев через прослойки $\text{In}_2\text{O}_3/\text{C}$. Эти данные хорошо коррелируют с результатами импедансной спектроскопии.

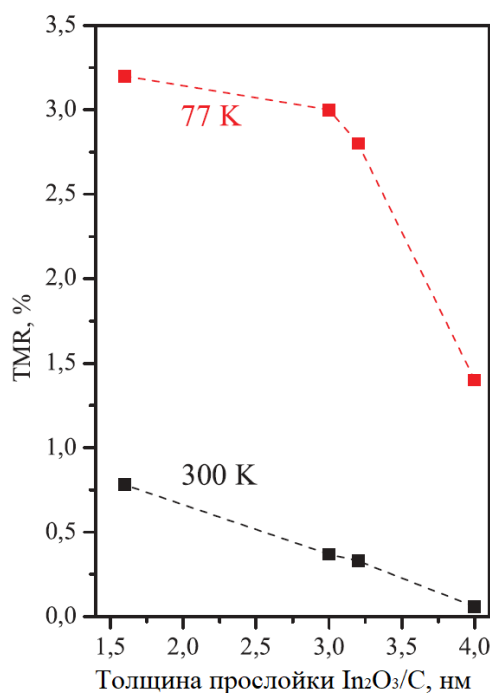


Рис. 12 Взаимосвязь между толщиной прослойки $\text{In}_2\text{O}_3/\text{C}$ и туннельным магнетосопротивлением ML $[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{34}(\text{SiO}_2)_{66}/(\text{In}_2\text{O}_3)/\text{C}]_{46}$. Величина магнитного поля постоянного магнита составляла 0.553 Тл.

Основные выводы, сформулированные на основе результатов комплексных исследований влияния структурно-фазовых характеристик на электротранспортные и магниторезистивные свойства, проведенных в ходе выполнения диссертационной работы, представлены в **заключении и выводах из работы**.

ВЫВОДЫ:

1. Попеременное ионно-лучевое распыление составных мишеней позволяет получить слоистую наноструктуру с хорошей периодичностью, что подтверждается результатами моделирования данных рентгеновской рефлектометрии многослойных наноструктур на основе $\text{CoFeB} [(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{34}(\text{SiO}_2)_{66}/(\text{In}_2\text{O}_3)/\text{C}]_m$ и $[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{34}(\text{SiO}_2)_{66}/(\text{ZnO})/\text{C}]_m$.
2. Многослойные наноструктуры $[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{35}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{65}/a\text{-Si:H}]_m$, $[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})/a\text{-Si:H}]_m$ и $[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{35}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{65}/a\text{-Si}]_m$, $[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{34}(\text{SiO}_2)_{66}/(\text{In}_2\text{O}_3)/\text{C}]_m$ и $[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{34}(\text{SiO}_2)_{66}/(\text{ZnO})/\text{C}]_m$, получаемые ионно-лучевым распылением на неподогреваемую подложку, являются преимущественно аморфными.
3. Использование аморфного и гидрогенизированного аморфного кремния в качестве непроводящих прослоек в многослойных наноструктурах $[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})/a\text{-Si:H}]_m$, $[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{35}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{65}/a\text{-Si:H}]_m$ и $[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{35}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{65}/a\text{-Si}]_m$ приводит к образованию различных силицидов железа и кобальта на интерфейсах слоев, в связи с чем уменьшается магниторезистивный эффект.
4. Моделирование XRR кривых многослойных наноструктур $[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{34}(\text{SiO}_2)_{66}/(\text{In}_2\text{O}_3)/\text{C}]_m$ и $[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{34}(\text{SiO}_2)_{66}/(\text{ZnO})/\text{C}]_m$ показало, что нанослои непроводящей прослойки оксид/углерод имеют значение плотности существенно меньшее, чем у объёмных материалов, а нанокompозитные слои CoFeB-SiO_2 , содержащие ферромагнитные кластеры, имеют состав до порога перколяции.
5. Увеличение толщины полупроводниковой прослойки $\text{In}_2\text{O}_3/\text{C}$ приводит к уменьшению удельного электрического сопротивления и туннельного магнетосопротивления в многослойной наноструктуре $[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{34}(\text{SiO}_2)_{66}/(\text{In}_2\text{O}_3)/\text{C}]_m$.
6. Измерения магнетосопротивления многослойной наноструктуры $[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{34}(\text{SiO}_2)_{66}/(\text{In}_2\text{O}_3)/\text{C}]_m$ при криогенной температуре 77 К продемонстрировали значения около 3.2 % для образца с наименьшей толщиной прослойки $\text{In}_2\text{O}_3/\text{C}$. Этот эффект связан со снижением влияния теплового движения на ориентацию магнитных моментов кластеров ферромагнитного сплава $\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20}$ в соседних слоях нанокompозитов.
7. Установлено, что туннельное магнетосопротивление серии многослойных наноструктур $[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{34}(\text{SiO}_2)_{66}/(\text{In}_2\text{O}_3)/\text{C}]_{46}$ определяется процессами спин-зависимого туннелирования не только между ферромагнитными кластерами внутри слоев нанокompозита, но и между кластерами из соседних слоев через промежуточные слои $\text{In}_2\text{O}_3/\text{C}$.
8. Использование прослойки ZnO/C в многослойной наноструктуре $[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{34}(\text{SiO}_2)_{66}/(\text{ZnO})/\text{C}]_m$ продемонстрировало отсутствие эффекта магнетосопротивления при комнатной температуре, за счёт формирования нанокристаллов ZnO гексагональной структуры. Эффект туннельного магнетосопротивления можно ожидать в случае использования более тонких прослоек по сравнению с изученными.

ОСНОВНЫЕ ПУБЛИКАЦИИ ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИИ

1. Phase composition of the buried silicon interlayers in the amorphous multilayer nanostructures $[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})/\text{a-Si:H}]_{41}$ and $[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{35}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{65}/\text{a-Si:H}]_{41}$ / E.P. Domashevskaya, **Y.A. Peshkov**, V.A. Terekhov, Yu.A. Yurakov, K.A. Barkov // Surface and Interface Analysis 50(12-13) (2018) 1265-1270.
2. A study of multilayer nanostructures $[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{35}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{65}/\text{a-Si:H}]_{100}$ and $[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{35}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{65}/\text{a-Si}]_{120}$ by means of XRD, XRR, IR spectroscopy, and USXES / Yu.A. Yurakov, **Y.A. Peshkov**, E.P. Domashevskaya, V.A. Terekhov, K.A. Barkov, A.N. Lukin, A.V. Sitnikov // The European Physical Journal Applied Physics 87(2) (2019) 21301.
3. The state of individual layers and interfaces in multilayer nanostructures $[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{34}(\text{SiO}_2)_{66}/\text{ZnO/C}]_{46}$ / Yu.A. Yurakov, **Y.A. Peshkov**, S.A. Ivkov, S.V. Kannykin, A.V. Sitnikov, E.P. Domashevskaya // Surface and Interface Analysis 53(2) (2021) 244-249.
4. Microstructure and electrical transport properties of nanoscale $[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{34}(\text{SiO}_2)_{66}/(\text{In}_2\text{O}_3)/\text{C}]_{46}$ multilayers / **Y.A. Peshkov**, S.A. Ivkov, A.S. Lenshin, A.V. Sitnikov, Yu.A. Yurakov // The European Physical Journal Applied Physics 98 (2023) 6.
5. The phase composition of buried silicon interlayers in the amorphous multilayer nanostructures $[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})/\text{a-Si:H}]_{41}$ and $[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{35}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{65}/\text{a-Si:H}]_{41}$ / E. Domashevskaya, **Y. Peshkov**, V. Logachev, Y. Yurakov, K. Barkov // Abstract book of the European conference on applications of surface and interface analysis «ECASIA'17» (Montpellier, France, September 24-29, 2017) 283.
6. Комплексный анализ межатомных взаимодействий в многослойных наноструктурах $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{35}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{65}/\text{a-Si:H}$ и $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{35}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{65}/\text{a-Si}$ / **Я.А. Пешков**, Ю.А. Юраков, В.В. Логачёв, К.А. Барков, А.Н. Лукин, Э.П. Домашевская // Сборник материалов XVI Российской научной студенческой конференции «ФТТ-2018» (Томск, 17-20 апреля, 2018) 100-102.
7. Фазовый состав кремниевых прослоек в аморфных многослойных наноструктурах $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})/\text{a-Si:H}$ и $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{35}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{65}/\text{a-Si:H}$ / **Я.А. Пешков**, Ю.А. Юраков, Э.П. Домашевская, В.В. Логачёв, К.А. Барков // Материалы Международного молодежного научного форума «ЛОМОНОСОВ-2018» (Москва, 9-13 апреля, 2018).
8. Исследование многослойных наноструктур $[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{35}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{65}]/\text{a-Si}$ и $[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{35}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{65}]/\text{a-Si:H}$ методами рентгеновской дифракции, ИК-спектроскопии и УМРЭС / Ю.А. Юраков, **Я.А. Пешков**, К.А. Барков, Э.П. Домашевская // Сборник материалов конференции «Физико-химические процессы в конденсированных средах и на межфазных границах - ФАГРАН-2018», посвященной 100-летию Воронежского государственного университета (Воронеж, 8-11 октября, 2018) 383-385.
9. Effect of hydrogen on the formation of multilayer nanostructures $[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{35}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{65}/\text{a-Si:H}]_{100}$ and $[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{35}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{65}/\text{a-Si}]_{120}$ / E.P. Domashevskaya, Yu.A. Yurakov, **Ya.A. Peshkov**, V.A. Terekhov, K.A. Barkov, A.V. Sitnikov // Book of abstracts of the 8th International Conference on Nanotechnology & Materials Science (Amsterdam, Netherlands, April 24-26, 2019) 52.
10. Исследование многослойных наноструктур с магнитными частицами методами USXES и XRR / Ю.А. Юраков, **Я.А. Пешков**, Э.П. Домашевская, В.А. Терехов, К.А. Барков, С.А. Ивков, А.В. Ситников // Материалы XXIII Всероссийской конференции с международным участием «Рентгеновские и электронные спектры и химическая связь» (Воронеж, 1-4 октября, 2019) 153.
11. Субструктура многослойных наноструктур $[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{34}(\text{SiO}_2)_{66}/(\text{In}_2\text{O}_3)/\text{C}]_{46}$ / Ю.А. Юраков, **Я.А. Пешков**, С.А. Ивков, А.В. Ситников, Э.П. Домашевская // Сборник материалов VII Всероссийской конференции по наноматериалам «НАНО 2020» (Москва, 18-22 мая, 2020) 150-151.
12. Ультратонкая рентгеновская эмиссионная спектроскопия объёмных сплавов Гейслера $\text{Co}_{2-x}\text{Fe}_{1+x}\text{Si}$ и CoFeSi / **Я.А. Пешков**, К.А. Барков, С.А. Ивков, А.И. Базлов, Ю.А. Юраков

// Материалы Международного молодежного научного форума «ЛОМОНОСОВ-2020» (Москва, 13-17 апреля, 2020).

13. Microstructure and electrical transport properties of nanoscale $[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{34}(\text{SiO}_2)_{66}/\text{In}_2\text{O}_3/\text{C}]_{46}$ multilayers / Yu. Yurakov, **Ya. Peshkov**, S. Ivkov, A. Sitnikov, E. Domashevskaya // Book of abstracts of the 4th International Baltic Conference on Magnetism «ИВСМ-2021» (Svetlogorsk, Russia, August 29 – September 2, 2021) 182.

14. Локальная парциальная плотность состояний в валентной зоне полного сплава Гейслера Co_2FeSi / **Я.А. Пешков**, Г.П. Потуданский, К.А. Барков, А.И. Базлов, Ю.А. Юраков // Материалы IX Всероссийской конференции с международным участием «Физико-химические процессы в конденсированных средах и на межфазных границах - ФАГРАН-2021», посвященной 100-летию со дня рождения Я.А. Угая (Воронеж, 4-7 октября, 2021) 241-242.

15. Структура и локальное окружение атомов Fe в инверсном полном сплаве Гейслера CoFe_2Si / **Я.А. Пешков**, Н.С. Буйлов, С.А. Ивков, Д.Н. Нестеров, К.А. Барков, Г.П. Потуданский, Ю.Г. Сёмов, А.И. Базлов, Ю.А. Юраков // Материалы XIII Школы-конференции молодых ученых «КоМУ-2021» (Ижевск, 18-22 октября, 2021) 39-40.

16. Рентгеновская рефлектометрия многослойных наноструктур $[(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{34}(\text{SiO}_2)_{66}/\text{In}_2\text{O}_3/\text{C}]_{46}$ / **Я.А. Пешков**, Ю.А. Юраков, А.В. Ситников // Материалы Международного молодежного научного форума «ЛОМОНОСОВ-2021» (Москва, 12-23 апреля, 2021).

17. Morphology of a nanocomposite thin film based on amorphous ferromagnetic alloy CoFeB / Yu.A. Yurakov, **Ya.A. Peshkov**, K.A. Barkov, S.A. Ivkov, A.V. Sitnikov // Сборник материалов IX Международной конференции с элементами научной школы для молодежи «Функциональные наноматериалы и высокочистые вещества» (Суздаль, 3-7 октября, 2022) 21-22.

Работы [1-4] опубликованы в периодических изданиях, рекомендованных ВАК для публикации основных результатов диссертации, и рецензируются в международных базах цитирования WoS и SCOPUS.