

На правах рукописи



Исмаили Алириза Мостафа

**СИНТЕЗ И ИССЛЕДОВАНИЕ УЛЬТРАТОНКИХ  
ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ ПЛЕНОК СПЛАВА ПАЛЛАДИЙ-  
ЖЕЛЕЗО И ГЕТЕРОСТРУКТУР НА ИХ ОСНОВЕ**

1.3.8 – Физика конденсированного состояния

Автореферат диссертации  
на соискание ученой степени  
кандидата физико-математических наук

Казань – 2024

Работа выполнена на кафедре физики твердого тела Института физики  
ФГАОУ ВО «Казанский (Приволжский) федеральный университет»

- Научный руководитель: **Тагиров Ленар Рафгатович**  
доктор физ.-мат. наук, профессор, ведущий научный сотрудник лаборатории нелинейной оптики Казанского физико-технического института им. Е.К. Завойского – обособленного структурного подразделения ФИЦ КазНЦ РАН, г. Казань
- Официальные оппоненты **Успенская Людмила Сергеевна**  
доктор физ.-мат. наук, ведущий научный сотрудник лаборатории квантовых кристаллов ФГБУН Институт физики твердого тела имени Ю.А. Осипьяна РАН, г. Черноголовка
- Исхаков Рауф Садыкович**  
доктор физ.-мат. наук, профессор, главный научный сотрудник лаборатории физики магнитных пленок Института физики им. Л.В. Киренского Сибирского отделения Российской академии наук – обособленного подразделения ФИЦ КНЦ СО РАН, г. Красноярск
- Ведущая организация ФГАОУ ВО «Московский физико-технический институт (национальный исследовательский университет)», г. Долгопрудный

Защита состоится 16 мая 2024 г. в 15 ч. 40 мин. на заседании диссертационного совета КФУ.013.1 при Казанском (Приволжском) федеральном университете по адресу: 420008, г. Казань, ул. Кремлёвская, д. 16а, ауд. 210.

С диссертацией можно ознакомиться в отделе диссертаций научной библиотеки им. Н. И. Лобачевского КФУ по адресу: 420008, г. Казань, ул. Кремлёвская, д. 35 и на сайте:  
<http://kpfu.ru/validation/sobstvennye-sovety-kpfu/obyavleniya-o-zaschitah-dissertacij>.

Автореферат разослан «\_\_\_» \_\_марта\_\_ 2024 года.

Учёный секретарь  
диссертационного совета,  
кандидат физ.-мат. наук



В. А. Попов

## Общая характеристика работы

**Актуальность темы исследования.** Ультратонкие магнитные металлические пленки открывают новый путь для развития технологических применений [1,2]. Их магнитные свойства невозможно реализовать в объемных структурах. В последние десятилетия во многих работах для ферромагнитных и сверхпроводящих систем исследовались пленки разбавленных ферромагнитных сплавов [3–12]. Сплав палладий-железо (Pd-Fe) является уникальным примером ферромагнитных (FM) материалов. Ферромагнетизм устанавливается уже при меньшем, чем 1 ат.%, количестве атомов Fe, растворенных в палладиевой матрице [13,14]. Палладиевый растворитель-«хозяин» представляет собой усиленный парамагнетик Паули, близкий к переходу в ферромагнитное состояние. Изолированный атом железа, из-за гибридизации его 3d электронов с электронами матрицы, намагничивает мобильные электроны палладия вокруг, формируя локализованный магнитный полярон – «пузырек» намагниченных электронов, распространяющийся на несколько десятков атомов-хозяев [13]. При концентрации выше 1 ат.%, когда магнитные поляронные облака начинают перекрываться, дальний ферромагнитный порядок распространяется на весь объем перколяционным образом [15]. Исследования объемных материалов показали, что энергия взаимодействия между магнитными моментами в сплаве [13] зависит от расстояния между примесями Fe пропорционально перекрытию поляризационных облаков, и температура ферромагнитного перехода  $T_c$  сплавов Pd-Fe зависит от концентрации железа в сплаве. Таким образом, сплав палладий-железо представляет уникальную возможность подобрать ферромагнитный металл с подходящей для конкретного приложения температурой ферромагнитного перехода, варьируя концентрацию железа.

Недавний ренессанс интереса к сплавам  $Pd_{1-x}Fe_x$  вызван потенциальными приложениями в сверхпроводящей спинтронике (супертронике) [5,6,18,19,7–12,16,17]. Последняя основана на физике тонкопленочных джозефсоновских переходов со слабыми связями из ферромагнитного металла с диэлектрическим туннельным слоем (джозефсоновские  $\pi$ -контакты [5,6,18–21,7–12,16,17]). Сплав  $Pd_{1-x}Fe_x$  ( $x = 0.01-0.1$ ) с толщиной слоев 10-30 нм по своим магнитным характеристикам хорошо подходит в качестве материала для слабой ферромагнитной связи, однако, в тонкопленочной форме он исследован фрагментарно. В частности, в литературе практически отсутствуют работы по приготовлению и характеристикам эпитаксиальных пленок и гетероструктур сплавов  $Pd_{1-x}Fe_x$  с концентрацией железа 1-10 ат.% и в диапазоне толщин 10-30 нм. Из сказанного выше ясно, что в силу малой толщины, составляющей несколько десятков атомных монослоев, его магнитные свойства будут кардинально отличаться от таковых для объемного материала. Поскольку именно этот диапазон параметров интересен для

супертроники, синтез и систематические исследования магнитных свойств тонких эпитаксиальных пленок сплавов  $\text{Pd}_{1-x}\text{Fe}_x$  являются актуальными задачами сегодняшнего дня.

**Целью данной научной квалификационной работы является** разработка технологий синтеза тонких (толщиной 10-30 нм) эпитаксиальных пленок сплавов  $\text{Pd}_{1-x}\text{Fe}_x$ , в том числе в составе эпитаксиальных гетероструктур на их основе, в условиях сверхвысокого вакуума и систематическое исследование их структурных и магнитных свойств для различных концентраций железа в сплаве.

**Для достижения поставленной цели решаются следующие задачи:**

1. анализ имеющихся подходов к обеспечению эпитаксиального роста тонких пленок металлического палладия на различных подложках, выбор подложки и верификация существующих технологий на имеющемся оборудовании;
2. разработка технологии молекулярно-лучевого синтеза тонких (толщиной 10-30 нм) эпитаксиальных пленок сплавов  $\text{Pd}_{1-x}\text{Fe}_x$  на подложке монокристаллического оксида магния ( $\text{MgO}$ ) в условиях сверхвысокого вакуума;
3. отработка комплекса методик исследования структуры (дифракция низкоэнергетических электронов, рентгеновский структурный анализ) морфологии (сканирующая электронная микроскопия, атомная силовая микроскопия) для установления и контроля гладкости, монокристалличности, эпитаксиальности и решеточных параметров полученных пленок;
4. отработка методик обработки экспериментальных данных измерений ферромагнитного резонанса и количественной интерпретации угловых зависимостей резонансного поля, установление симметрии и определение величин констант магнитной анизотропии для пленок сплава палладий-железо толщиной 20 нм с различными концентрациями железа;
5. отработка методик измерений, обработки экспериментальных данных зависимости магнитного момента от температуры и магнитного поля, установление концентрационной зависимости температуры магнитного упорядочения, магнитного момента насыщения, коэрцитивных полей тонких пленок сплава  $\text{Pd}_{1-x}\text{Fe}_x$  ( $x = 0.01-0.1$ ) толщиной 20 нм; сопоставление полученных данных на соответствие существующим моделям магнетизма разбавленных сплавов;
6. разработка технологии молекулярно-лучевого синтеза эпитаксиальных пленок сплава  $\text{Pd}_{1-x}\text{Fe}_x$  на подложке сверхпроводящего нитрида ванадия ( $\text{VN}$ ) в составе гетероструктуры  $\text{MgO}/\text{VN}/\text{Pd}_{1-x}\text{Fe}_x$  и измерения их структурных и магнитных свойств.

### **Научная новизна работы заключается в том, что:**

1. впервые разработана оригинальная технология молекулярно-лучевого синтеза тонких (толщиной 10-30 нм) монокристаллических эпитаксиальных пленок сплавов  $Pd_{1-x}Fe_x$  на подложке монокристаллического оксида магния (MgO) в условиях сверхвысокого вакуума; синтезирована серия образцов с различным содержанием железа в интервале 1-10 ат.%; доказан эпитаксиальный характер роста полученных пленок;
2. разработаны методики комбинированных измерений магнитных свойств тонких пленок сплавов  $Pd_{1-x}Fe_x$  методами ферромагнитного резонанса и магнитометрии и обработки экспериментальных данных с использованием теоретических моделей; впервые установлены концентрационные зависимости температуры магнитного упорядочения, магнитного момента насыщения, коэрцитивных полей и величин констант магнитной анизотропии эпитаксиальных пленок сплава  $Pd_{1-x}Fe_x$  ( $x = 0.01-0.1$ ) толщиной 20 нм;
3. впервые разработана технология приготовления тонких эпитаксиальных пленок сплава палладий-железо на монокристаллической подложке сверхпроводящего нитрида ванадия (VN) в составе гетероструктуры MgO/VN/ $Pd_{1-x}Fe_x$ ; измерены их магнитные характеристики и сравнены с таковыми на монокристаллической подложке оксида магния.

### **Научная и практическая значимость состоит в том, что:**

1. найдена подходящая подложка и разработаны режимы трехстадийного процесса молекулярно-лучевого синтеза тонких (толщиной 10-30 нм) эпитаксиальных пленок сплава палладий-железо  $Pd_{1-x}Fe_x$  ( $x = 0.01-0.1$ ) на подложке монокристаллического оксида магния; разработанная технология синтеза высококачественных эпитаксиальных слоев сплава палладий-железо может быть применена при изготовлении гетероструктур для спинтронных устройств, включая сверхпроводящую спинтронику;
2. получена база данных магнитных свойств (температуры ферромагнитного перехода, магнитного момента насыщения, коэрцитивных полей и величин констант магнитной анизотропии) монокристаллических эпитаксиальных пленок сплава палладий-железо  $Pd_{1-x}Fe_x$  в диапазоне концентраций железа 1-10 ат.%, ориентируясь на которую можно подобрать состав сплава, позволяющий реализовать функциональные свойства конкретных элементов спинтронных устройств (памяти, программируемой логики, бездиссипативных токозадающих цепей и т.п.);
3. разработана технология молекулярно-лучевого синтеза тонких (толщиной 10-30 нм) эпитаксиальных пленок сплава палладий-железо  $Pd_{1-x}Fe_x$  ( $x = 0.01-0.1$ ) на подложке монокристаллического нитрида ванадия, исследованы их магнитные и магниторезонансные свойства; разработанная технология является необходимым этапом к синтезу многослойных эпитаксиальных функциональных гетероструктур сверхпроводник-ферромагнетик.

### **Положения, выносимые на защиту:**

1. разработанный оригинальный трехстадийный технологический процесс молекулярно-лучевого синтеза тонких (толщиной 10-30 нм) эпитаксиальных пленок сплава палладий-железо  $Pd_{1-x}Fe_x$  ( $x = 0.01-0.1$ ) на подложке монокристаллического оксида магния (MgO) позволяет контролировать состав пленки, обеспечить эпитаксию типа «куб-на-кубе», монокристаллическую структуру пленки и ее морфологическое совершенство;
2. комбинация методов ферромагнитного резонанса и вибрационной магнитометрии позволяет определить недоступный другим методом набор значений температуры ферромагнитного упорядочения, магнитного момента насыщения, коэрцитивных полей и констант магнитной анизотропии полученных тонких пленок сплава палладий-железо  $Pd_{1-x}Fe_x$  ( $x = 0.01-0.1$ ), установить их концентрационные зависимости, которые являются специфичными для эпитаксиальных тонких пленок в сравнении с объемными материалами того же состава;
3. разработанный технологический процесс молекулярно-лучевого синтеза тонких (толщиной 10-30 нм) эпитаксиальных пленок сплава палладий-железо  $Pd_{1-x}Fe_x$  ( $x = 0.01-0.1$ ) на подложке монокристаллического нитрида ванадия (VN) в составе гетероструктуры MgO/VN/ $Pd_{1-x}Fe_x$  позволяет получать пленки с заданным составом, обладающие высоким кристаллическим совершенством, а развитые автором ранее методы исследования – получить данные о статических магнитных и магниторезонансных свойствах.

### **Достоверность и обоснованность результатов обеспечивается:**

1. применением наиболее современного высокоточного оборудования мирового класса для обеспечения условий синтеза образцов и контроля их структуры и морфологии;
2. применением наиболее современного высокоточного оборудования мирового класса для измерений магнитных и магниторезонансных свойств полученных образцов;
3. применением современных, хорошо апробированных теоретических моделей для обработки и интерпретации экспериментальных данных.

**Апробация работы.** Основные результаты диссертации были представлены на следующих российских и международных конференциях: «Modern Development of Magnetic Resonance» (MDMR-2017, Kazan, 25-29 September 2017); «Moscow International Symposium on Magnetism (MISM-2017, Moscow, 1-5 July 2017); Всероссийская (с международным участием) конференция «Физика низкотемпературной плазмы» (ФНТП-2017, Казань, 5-9 июня 2017 г.); International Conference «Modern Trends in Condensed Matter Physics» (MTCMP-2018, Baku, 24-26 September 2018); International Conference «Magnetic Resonance – Current State and Future Perspectives» (Kazan, 23-27 September, 2019).

**Публикации.** Основные результаты по теме диссертации изложены в 9 публикациях, 4 из которых изданы в журналах, рекомендованных ВАК и индексируемых аналитическими базами данных Web of Science (WOS) и Scopus [A1-A4], и 5 – в тезисах докладов [A5-A9].

**Личный вклад автора.** Автор активно участвовал в анализе научной литературы, в отработке условий и синтезе образцов методом молекулярно-лучевой эпитаксии. Кроме того, автор проводил анализ экспериментальных данных, сравнение экспериментальных и теоретических результатов и представлял результаты на научных конференциях. Совместно с научным руководителем и соавторами участвовал в обсуждении полученных результатов, их интерпретации и подготовке рукописей статей для публикаций в научных журналах.

**Структура и объем диссертации.** Диссертация состоит из введения, обзорной главы, трех оригинальных глав, заключения, списков авторской и цитированной литературы. Общий объем диссертации 133 страницы, в том числе 42 рисунка и 5 таблиц. Библиографический список содержит 140 наименований.

## Содержание диссертации

**Во введении** кратко обосновываются актуальность работы, цель и решаемые задачи, новизна, научная и практическая значимость, формулируются выносимые на защиту положения.

**В первой обзорной главе** рассматривается происхождение магнетизма материалов и кратко описываются явления, вызванные этим свойством. В соответствии с темой диссертации, посвященной исследованию кристаллического материала, рассматриваются магнитные свойства в кристаллических структурах, такие, как магнитокристаллическая анизотропия. Наконец, описываются результаты исследований сплавов палладия с железом (Pd-Fe) в объемной форме, рассматриваются имеющиеся работы по пленкам сплава палладий-железо (Pd-Fe) и формулируются задачи, решаемые в диссертации.

**Вторая оригинальная глава** посвящена технологии эпитаксиального синтеза и характеристике тонких пленок сплава Pd-Fe. Для этого проанализирована литература по методам роста ультратонких и тонких пленок на различных подложках, классификации условий эпитаксиального роста пленок, имеющиеся прецеденты синтеза тонких пленок палладия на различных подложках. Ключевым условием эпитаксиального роста является симметричное согласование подложки и эпиллята, и соразмерность последовательности атомов в сопрягаемой с подложкой кристаллической плоскости эпиллята с подобной последовательностью какого-либо направления плоскости монокристаллической подложки. Поскольку нас интересовал разбавленный сплав  $\text{Pd}_{1-x}\text{Fe}_x$  ( $x = 0.01-0.1$ ), то в качестве тестового эпиллята был выбран металлический палладий (постоянная решетки  $a_{Pd} = 389.0$  пм, ГЦК решетка), а среди коммерчески доступных и подходящих для высокочастотных применений высококачественных монокристаллических подложек – оксид магния  $\text{MgO}$  ( $a_{MgO} = 421.6$  пм, ГЦК решетка). Несмотря на

одинаковую симметрию кристаллических решеток, их рассогласование при эпитаксии «куб-на-кубе» составляет 7.8%, что приводит к островковой морфологии пленки при одностадийном осаждении на нагретую подложку. Была найдена работа [22], в которой гладкие эпитаксиальные пленки палладия толщиной 45 нм были выращены методом молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ) на монокристаллической подложке титаната стронция ( $\text{SrTiO}_3$ ) кубической симметрии ( $a_{\text{STO}} = 390.5$  пм) с использованием трехстадийного процесса (см. ниже). Так как рассогласование решеточных постоянных в паре Pd- $\text{SrTiO}_3$  составляло всего 0.4%, а в паре Pd-MgO оно 7.8%, режимы осаждения работы [22] были переподобраны для получения гладких эпитаксиальных пленок сплава палладия с железом с процентным содержанием последнего менее десяти процентов.

Для получения пленок с различным содержанием железа температура эффузионной ячейки для испарения палладия всегда поддерживалась постоянной (1267°C), а температура испарения для железа изменялась в диапазоне 1080-1165°C для обеспечения желаемой концентрации элементов в результирующей пленке Pd-Fe (см. Таблицу 1). В процессе осаждения пленок давление в камере МЛЭ было порядка  $5 \times 10^{-10}$  мбар ( $5 \times 10^{-8}$  Па). Фактический темп роста толщины пленки находился в диапазоне 0.11-0.13 нм/мин в зависимости от желаемой концентрации железа.

Совершенство кристаллической структуры пленок в процессе синтеза контролировалось *in situ* по дифракции низкоэнергетичных электронов (ДНЭ). Также *in situ* контролировался элементный состав получаемых пленок с применением рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФЭС). Кроме того, после завершения синтеза и эвакуации образцов из вакуумной камеры морфология и эпитаксиальная структура пленок характеризовалась *ex situ* методами сканирующей электронной микроскопии (СЭМ), атомной силовой микроскопии (АСМ) и рентгеновской дифракции (РСА), а мода эпитаксии – с помощью просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ).

Таблица 1 – Температура эффузионной ячейки железа, полученные концентрации железа и постоянные решетки пленок  $\text{Pd}_{1-x}\text{Fe}_x$ .

Образец	Fe – температура испарения, °C	x, из скорости осаждения	x, из РФЭС	a, пм
1	1080	0.012±0.001	0.011±0.005	387.5±0.3
2	1095	0.014±0.001	0.014±0.005	387.6±0.3
3	1104	0.017±0.001	0.017±0.005	387.3±0.3
4	1110	0.021±0.0015	0.019±0.005	387.0±0.3
5	1128	0.036±0.002	0.038±0.005	386.9±0.3
6	1158	0.06±0.002	0.062±0.0075	386.6±0.3
7	1165	0.08±0.002	0.07±0.01	386.6±0.3

Перейдем далее к деталям процедуры роста пленки, рассматривая пример пленки  $\text{Pd}_{0.98}\text{Fe}_{0.02}$ . Как уже упоминалось выше, одностадийный процесс роста пленки при температуре подложки 600°C дает островковую структуру, см.

рис. 1 (а)-(в). Характерный латеральный размер островков  $\sim 100$  нм со значительно более узкими зазорами между ними. Трехстадийный процесс начинается с осаждения номинальных 7 нм  $\text{Pd}_{0.98}\text{Fe}_{0.02}$  на нагретую до  $300^\circ\text{C}$  подложку. Картина ДНЭ, снятая после первой стадии, показана на рис. 2(б). По сравнению с картиной ДНЭ на подложке  $\text{MgO}(001)$  (рис. 2(а)), где видны яркие точки дифракционных рефлексов на темном фоне, картина ДНЭ от пленки первого этапа осаждения имеет диффузный фон с едва проглядываемыми точками кристаллических рефлексов кубической структуры. Это указывает на то, что пленка состоит из эпитаксиальных зародышей и нанокристаллических/аморфных областей. На второй стадии осаждаются номинальные 13 нм  $\text{Pd}_{0.98}\text{Fe}_{0.02}$  на остывшую подложку, после чего картина ДНЭ дает только диффузный фон (рис. 2(в)), который означает, что поверхность пленки имеет поликристаллическую или аморфную структуру. На третьей стадии следует отжиг при  $600^\circ\text{C}$  в течение 20 мин, после которого пленка рекристаллизуется и демонстрирует хорошую картину монокристаллических рефлексов кубической структуры (рис. 2 (г)). Кристалличность пленок была проверена для всех образцов, представленных в таблице 1. Таким образом, из измерений ДНЭ мы заключаем, что монокристаллическая структура поверхности пленок  $\text{Pd}_{1-x}\text{Fe}_x$  достигается для всего диапазона содержания железа  $x = 0.01-0.08$ .

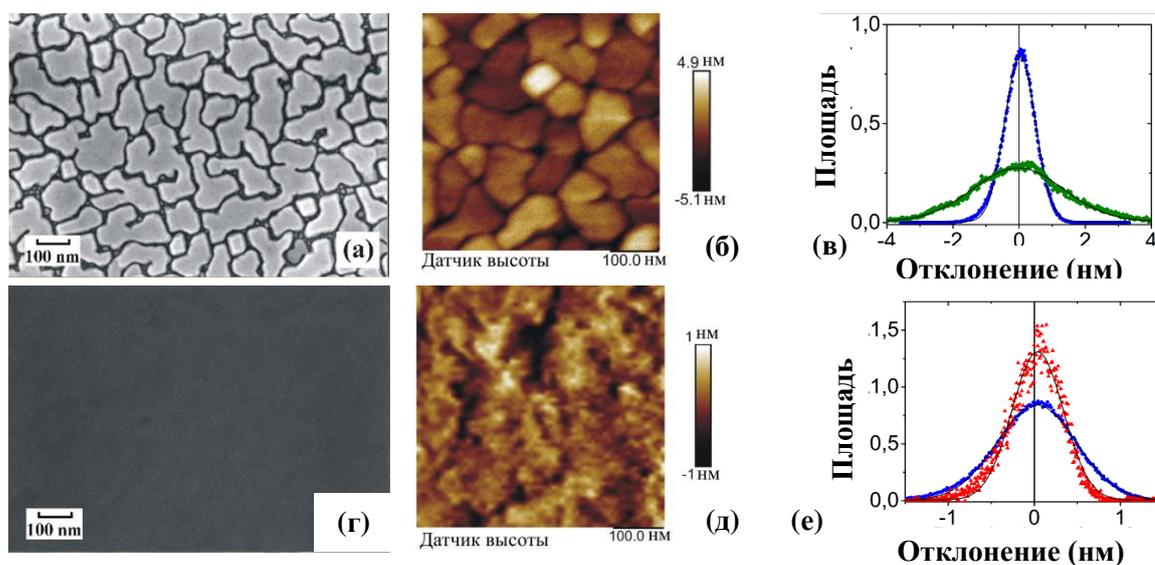


Рисунок 1 – Морфология пленок  $\text{Pd}_{0.92}\text{Fe}_{0.08}$  номинальной толщины 20 нм на подложке  $\text{MgO}$ , осажденных с использованием одноступенчатой (верхний ряд) и трехступенчатой (нижний ряд) процедур: (а) и (г) СЭМ-изображения; (б) и (д) АФМ-топография областей  $0.5 \times 0.5$  мкм<sup>2</sup>; (в) и (е) распределения высоты шероховатостей пленки (треугольники, синие) и подложки  $\text{MgO}$  (окружности, зеленые и красные) области  $10 \times 10$  мкм<sup>2</sup>, осажденной в один и три этапа, соответственно.

Все образцы  $\text{Pd}_{1-x}\text{Fe}_x$  с различным содержанием железа  $x$  (см. Таблицу 1), выращенные по трехстадийной процедуре, показали статистически идентичную морфологию поверхности (типичный пример  $\text{Pd}_{0.92}\text{Fe}_{0.08}$  показан на рисунке 1 (г)-(е)).

Толщина всех полученных пленок  $\text{Pd}_{1-x}\text{Fe}_x$  оказалась равной  $20 \pm 0.5$  нм. Она была измерена *ex situ* теневым методом по высоте ступеньки под лапкой прижима подложки к молибденовому держателю. Для измерений использовался нанопрофилометр BRUKER DektakXT (угол закругления стилуса 2 мкм, точность измерения высоты ступеньки лучше, чем 0.5 нм, с калибровкой профилометра по стандарту высоты BRUKER 9.2 нм).

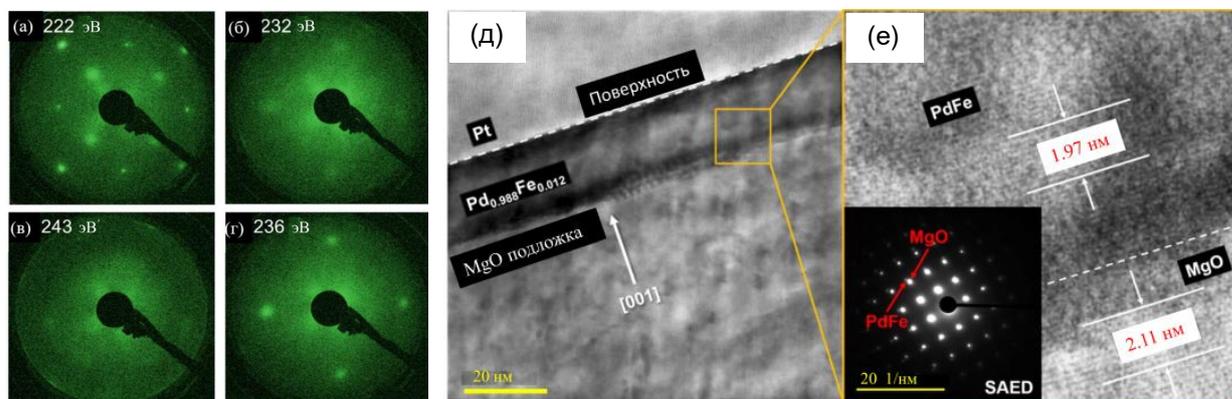


Рисунок 2 – Изображения ДНЭ с экрана: (а) чистой подложки  $\text{MgO}$  (001), (б) тонкой пленки  $\text{Pd}_{0.98}\text{Fe}_{0.02}$  толщиной 7 нм, нанесенной при  $300^\circ\text{C}$ , (в) пленки толщиной 13 нм, осажденной при комнатной температуре и (г), отожжённой при  $600^\circ\text{C}$  в течение 20 мин. (д) ПЭМ-изображение поперечного сечения образца; (е) – увеличенная область границы раздела  $\text{Pd}_{0.988}\text{Fe}_{0.012}/\text{MgO}(001)$ , где для обоих материалов отмечены десять межплоскостных расстояний. На вставке показана картина дифракции электронов выбранной области (SAED), снятая с границы раздела. Высокий контраст, отражающий кубическую симметрию решетки, свидетельствует о монокристаллическом характере межфазной области. Два набора наложенных дифракционных пятен соответствуют решетке  $\text{MgO}$  (меньший размер шага обусловлен большим параметром решетки  $a_{\text{MgO}} = 421.6$  пм) и решетке  $\text{Pd}_{0.988}\text{Fe}_{0.012}$  (большой шаг,  $a_{\text{Pd-Fe}} = 388.0$  пм).

Для окончательного подтверждения достижения эпитаксиального характера полученных пленок сплава  $\text{Pd}_{1-x}\text{Fe}_x$  и доказательство моды эпитаксиального роста куб-на-кубе, была применена просвечивающая электронная микроскопия. Суть ПЭМ заключается в создании электронно-прозрачного ламеля поперечного сечения области интерфейса и «рассматривании его на просвет» в электронных волнах с атомарным разрешением (см. рис. 2(д)). Гладкая сшивка границы  $\text{Pd}_{1-x}\text{Fe}_x/\text{MgO}$  свидетельствует об эпитаксиальном росте в моде «куб-на кубе» (рис. 2е).

Кристалличность полученных пленок анализировалась методом рентгеновской дифракции *ex situ* с использованием дифрактометра Bruker D8 Advance, снабженного источником рентгеновского излучения  $\text{Cu-K}\alpha$  ( $\lambda = 0.15418$  нм). Образцы измерялись в симметричной геометрии Брэгга-Брентано в диапазоне углов дифракции 15-115 градусов с шагом сканирования 0.0154 градуса и временем экспозиции 3 секунды.

Результаты для двух крайних представителей нашего ряда концентраций железа ( $x = 0.012$  и  $x = 0.08$ ) представлены на рис. 3. Широкие дифракционные пики при  $2\theta \sim 47.0$ ,  $2\theta \sim 105.8$  градуса (рис. 3 (а)) и при  $2\theta \sim 68.0$  градуса (рис. 3(б)) соответствуют дифракционным максимумам (002), (004) и (202), соответственно. Результаты  $\varphi$ -сканирования с углом  $2\theta$ , подобранным для

$\langle 202 \rangle$ -максимума пленки или подложки (рис. 3(в) и (г)), подтверждают эпитаксиальный рост пленки с модой роста куб-на-кубе.

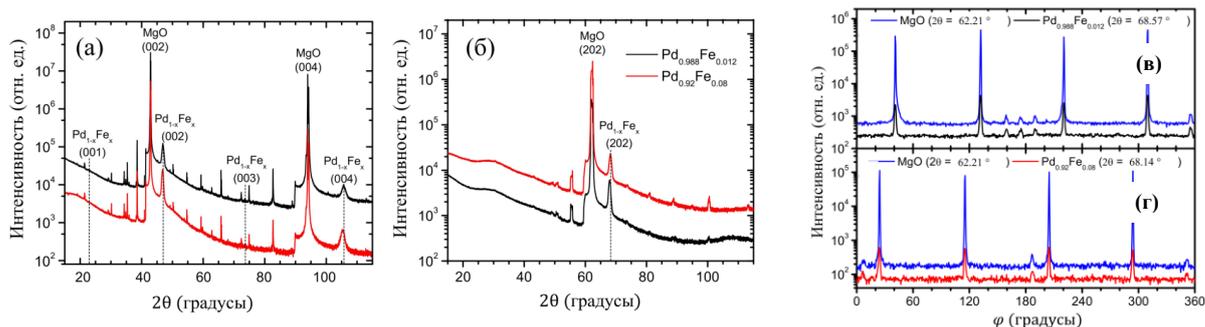


Рисунок 3 – Рентгеновская дифракция (РСА),  $2\theta$ -сканирование тонких пленок  $\text{Pd}_{0.988}\text{Fe}_{0.012}$  (красная линия) и  $\text{Pd}_{0.92}\text{Fe}_{0.08}$  (черная линия) на подложке  $\text{MgO}$  (001); угол эйлерового подвеса  $\chi$  был установлен на 0 градусов (а) и 45 градусов (б) для обнаружения максимумов (002), (004) и (202) соответственно.  $\phi$ -сканирования для тонких пленок  $\text{Pd}_{0.988}\text{Fe}_{0.012}$  (в) и  $\text{Pd}_{0.92}\text{Fe}_{0.08}$  (г); угол эйлерового подвеса  $\chi$  был установлен на 45 градусов для обнаружения  $\langle 202 \rangle$  РДЭ-максимумов с периодичностью 90 градусов.

Значения постоянной решетки для всех выборок серии представлены в таблице 1. Они показывают, что растягивающая деформация, неизбежная на границе с подложкой из-за рассогласования решетки, уменьшается с ростом концентрации железа в сплаве  $\text{Pd}_{1-x}\text{Fe}_x$ .

**В третьей главе** поставлена цель – сделать первое приближение к созданию базы данных для составов сплава  $\text{Pd}_{1-x}\text{Fe}_x$  ( $x < 0.1$ ), интересных для сверхпроводящей спинтроники в качестве материала с перестраиваемыми магнитными свойствами. Измерения магнитных свойств осуществлялись методом вибрационной магнитометрии (ВМ=VSM) на системе измерения физических свойств (PPMS-9, Quantum Design) и с помощью ферромагнитного резонанса (ФМР) в температурном диапазоне 4-300 К (спектрометр ЭПР Bruker ESP300). Последний оказался очень выигрышным, так как в связке с магнитометрией позволяет определить столько магнитных параметров, сколько невозможно получить с использованием только одного метода.

Спектры ФМР, измеренные в геометрии в плоскости и вне плоскости пленки Pd-Fe, показаны на рис. 4 для различных азимутальных ( $\varphi_H$ ) и полярных углов ( $\theta_H$ ) внешнего постоянного магнитного поля.

Зависимости резонансного поля от углов для обеих геометрий представлены на рис. 5(а). Измерения ФМР показывают четырехкратную анизотропию в плоскости рис. 5(б), что указывает на монокристаллическую эпитаксиальную структуру пленки. Малая ширина спектра ФМР указывает на магнитную однородность эпитаксиальной пленки. Это становится ясным в сравнении с гораздо более широкой линией ФМР (см. вставку на рис. 5(б)) образца островкового типа, подготовленного с использованием одноступенчатого осаждения на горячую подложку (см. Рис. 1). Сильная угловая зависимость резонансного поля в геометрии вне плоскости обусловлена анизотропией формы тонкой пленки (поле размагничивания [24]).

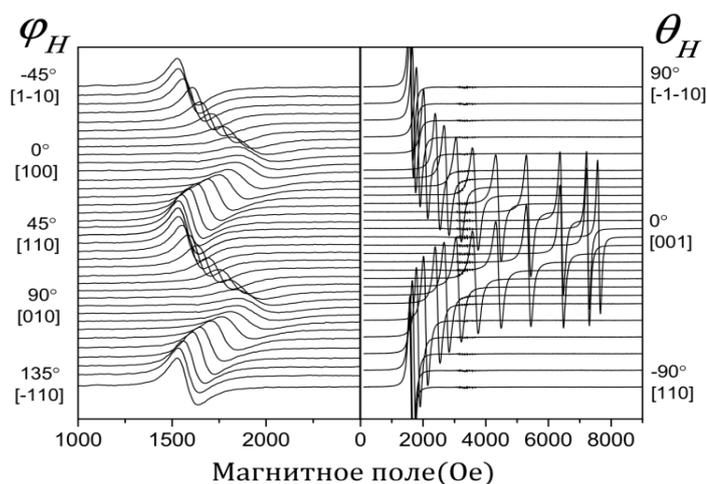


Рисунок 4 – Спектры ФМР пленки  $\text{Pd}_{0.92}\text{Fe}_{0.08}$ , записанные для разных углов в двух геометриях измерений: левая панель, измерения в плоскости; правая панель – измерения вне плоскости;  $\nu = 9.416$  ГГц,  $T = 20$  К.

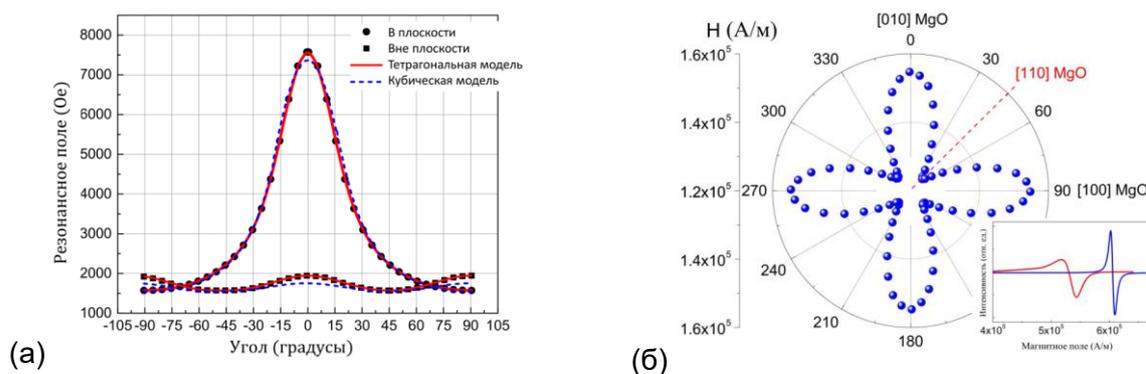


Рисунок 5 – (а) Угловые зависимости резонансных полей пленки  $\text{Pd}_{0.92}\text{Fe}_{0.08}$  для измерений в плоскости и вне плоскости. Символы – экспериментальные данные; синие пунктирные линии – подгонка без тетрагонального члена второго порядка; красные сплошные линии – это подгонки со всеми членами в уравнении для плотности свободной энергии. (б) Угловая зависимость поля ФМР эпитаксиальной пленки  $\text{Pd}_{0.92}\text{Fe}_{0.08}$ , выращенной на подложке (001)- $\text{MgO}$ . Легкие оси магнитного момента в плоскости пленки совпадают с кристаллографическими осями  $\langle 110 \rangle$  монокристаллической подложки  $\text{MgO}$ . Вставка – спектры ФМР эпитаксиальной пленки  $\text{Pd}_{0.92}\text{Fe}_{0.08}$  (синяя линия) и образца островкового типа  $\text{Pd}_{0.92}\text{Fe}_{0.08}$  (красная линия) для магнитного поля, перпендикулярного плоскости пленки.

Константы анизотропии  $K_i$  и  $g$ -фактор в уравнении определяются путем одновременной подгонки угловых зависимостей резонансного поля в плоскости (см. Рис. 5) и вне плоскости. Каждая точка на кривой модели была получена путем решения системы уравнений для условий ФМР и уравнений равновесия. Для обеспечения стабильной сходимости процедуры подгонки с минимальным разбросом свободно меняющихся параметров использовалась экспериментально измеренная намагниченность насыщения  $M_s$ .

Значения констант анизотропии  $K_1$  и  $K_2$  возрастают по мере увеличения концентрации железа (рис. 6).  $K_p$  меняет знак (от «+» до «-») в диапазоне 4-5% от концентрации железа. Константные значения  $K_1$  находятся в хорошем согласии с другими работами для объемных монокристаллов [25] и эпитаксиальных пленок [26] (рис. 6). Однако абсолютные значения констант

анизотропии довольно малы даже для образца с максимальной концентрацией железа ( $\text{Pd}_{0.92}\text{Fe}_{0.08}$  – 26.6 кэрг/см<sup>3</sup>). Из литературы хорошо известно, что в эпитаксиальной железной пленке  $K_1$  составляет +480 кэрг/см<sup>3</sup> [27].

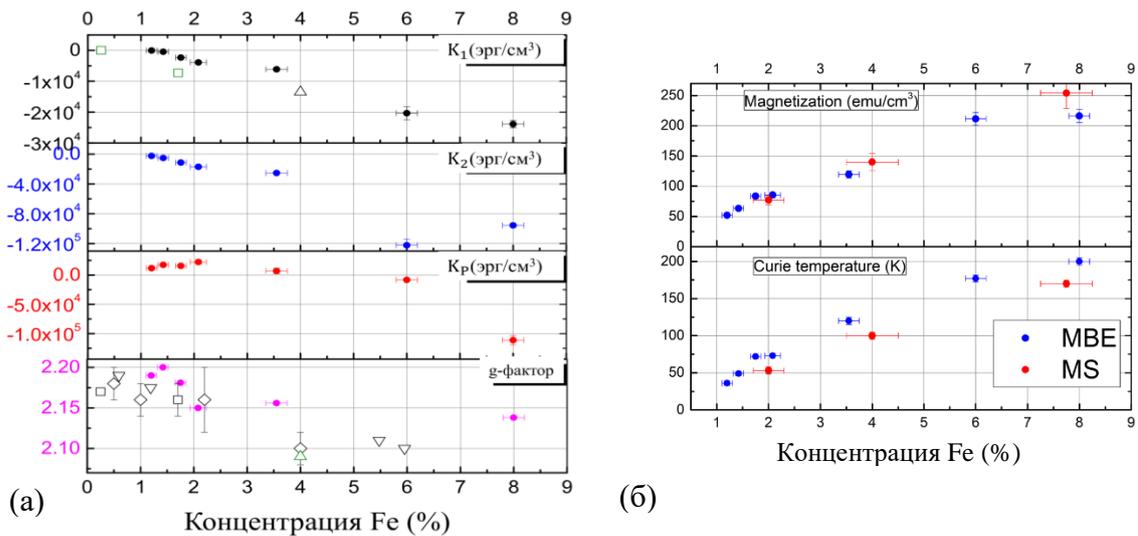


Рисунок 6 – (а) зависимости констант анизотропии  $K_1$ ,  $K_2$ ,  $K_P$  и  $g$ -факторы (кружки) от концентрации железа (при 10-20К). Также представлены  $g$ -факторы и  $K_1$  из других работ: эпитаксиальная пленка – [26], поликристаллическая пленка – [30], объемный монокристалл – [25], объемный поликристалл – [28,29]. (б) зависимости намагниченности и температуры Кюри от концентрации железа.

Температурные зависимости магнитного момента измерялись при нагревании образца от 5 К до 300 К со скоростью 3 К/мин в магнитном поле 30 Э, приложенном в плоскости пленки в направлении легкого намагничивания. Магнитные петли гистерезиса регистрировались со скоростью развертки 2.3 Э/сек. Мы привели измеренный магнитный момент к его значению в насыщающем поле, а также вычислили магнитный момент на атом железа  $M_{\text{Fe}}$  в единицах магнетона Бора ( $\mu_B$ ) и объемную намагниченность пленки  $M_s$  (Эрг/(Э\*см<sup>3</sup>)). Диамагнитный и парамагнитный вклад подложки MgO был вычтен из ВМ данных измерений магнитного момента пленочных образцов.

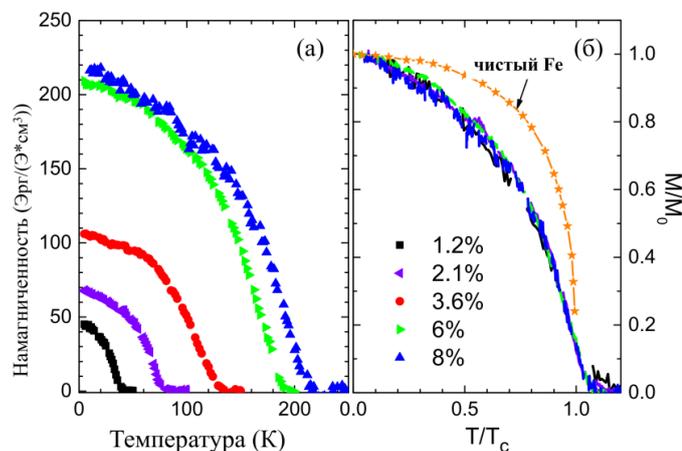


Рисунок 7 – (а) намагниченность  $m(T)$ ; и (б) нормированные зависимости магнитного момента от температуры для пленок Pd-Fe с разной концентрацией железа. Для сравнения дается соответствующий график для чистого железа (оранжевый, взятый из [31]).

На рис. 7(а) показаны температурные зависимости намагниченности серии пленок Pd-Fe, выращенных по идентичной процедуре и отличающихся только содержанием железа. На рис. 7(б) представлены нормированные графики магнитного момента в зависимости от температуры. Эти зависимости имеют одинаковую форму для всех концентраций железа, что позволяет воспроизвести результаты для промежуточных концентраций без приготовления образцов их характеристики.

Как и ожидалось, намагниченность пленки, как и температура Кюри ( $T_c$ ) монотонно и нелинейно возрастают с увеличением концентрации железа  $c_{Fe}$  (см. рис. 6(б)). Намагниченность достигает значения  $7.5 \mu_B/Fe$  для  $c_{Fe} = 1.75$  ат.%. Это хорошо согласуется с результатами на массивных сплавах  $Pd_{1-x}Fe_x$ , где сообщалось о значениях  $\approx 10 \mu_B/Fe$  для 1 ат.% и  $5.5 \mu_B/Fe$  для 10 ат.% железа, соответственно [32]. Однако, полученный результат значительно больше, чем для неэпитаксиальной пленки  $Pd_{0.99}Fe_{0.01}$  ( $3.7 \mu_B/Fe$ ), исследованной в [33]. Моделирование  $M(T)$  и  $T_c(x)$  в моделях разбавленных магнитных сплавов Мона-Шварца и Коренблита-Шендера-Шкловского дало неплохое согласие с экспериментальными зависимостями.

На рис. 8(а,б) показаны петли гистерезиса для трех пленок с разной концентрацией железа. Внешнее магнитное поле прикладывалось в плоскости вдоль легкого ( $\langle 110 \rangle$  подложки (001)-MgO) и тяжелого ( $\langle 100 \rangle$  MgO) направлений. Коэрцитивность зависит от концентрации железа и варьируется от 5.5 до 23 Э. Полученные значения сопоставимы с представленными для поликристаллических пленок, например, 25 Э (при 5 К) для  $x = 0.072$  [34] и 5 Э (при 4.1 К) для  $x = 0.01$  [35].

Измерения вдоль легкой оси показывают петлю прямоугольной формы с коэффициентом квадратности  $M_r/M_s \sim 1$ , где  $M_r$  – остаточный магнитный момент, а  $M_s$  – магнитный момент в насыщении. Коэрцитивные поля равны  $\sim 15$  Э и  $\sim 20$  Э для тяжелого и легкого направлений, соответственно.

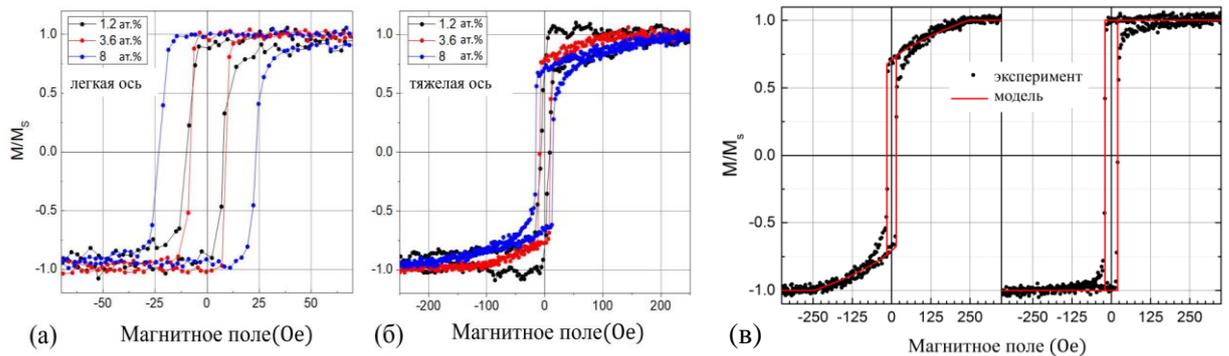


Рисунок 8 – Петли магнитного гистерезиса в плоскости образцов  $Pd_{1-x}Fe_x$ , (а) измеренные при 5 К вдоль легкой оси  $[010]$ ; (б) – вдоль тяжелой оси. (с) моделирование петель магнитного гистерезиса пленки  $Pd_{0.92}Fe_{0.08}$ , вдоль тяжелого (слева) и легкого (справа) направлений для геометрии в плоскости с полученными из ФМР параметрами.

Петли гистерезиса моделировались с использованием параметров магнитной анизотропии, полученных из подгонок данных ФМР. Равновесная

ориентация магнитного момента  $\varphi_M$  была найдена путем решения второго из уравнений (1) относительно азимутального угла  $\varphi$ .

$$\frac{\partial E_F}{\partial \theta} = 0 \quad , \quad \frac{\partial E_F}{\partial \varphi} = 0, \quad (1)$$

где  $E_F$  свободной энергии ферромагнетика состоит из энергий магнитокристаллической анизотропии, магнитоупругой энергии, энергии размагничивания, энергии обмена, энергии во внешнем магнитном поле, и энтропийного слагаемого.

Для моделирования, магнитные петли были рассчитаны как проекция магнитного момента на направление поля [14]:

$$M(H) = M_s \cos(\varphi_M - \varphi_H) \quad (2)$$

Как видно из рисунка 8(в), результаты моделирования хорошо согласуются с экспериментально измеренными данными. Небольшое несоответствие (во время перемагничивания) между модельными и экспериментальными петлями гистерезиса, вероятно, связано с неоднородным распределением атомов железа в пленочной решетке и образованием доменов.

**Четвертая глава** посвящена эпитаксиальному росту, структуре, магнитным и магниторезонансным свойствам  $\text{Pd}_{1-x}\text{Fe}_x$  на подложке из сверхпроводящего монокристаллического нитрида ванадия. В качестве подложки выступает эпитаксиальный нитрид ванадия VN, выращенный на монокристаллическом MgO по технологии реактивного магнетронного распыления. Кристаллическая решетка VN имеет кубическую симметрию с постоянной решетки 413.4 пм, которая находится между значениями для MgO (421,2 пм) и  $\text{Pd}_{1-x}\text{Fe}_x$  (~ 388,0 пм), таким образом, рассогласование решеток между VN и  $\text{Pd}_{1-x}\text{Fe}_x$  оказывается заметно меньше, чем с MgO, что облегчает эпитаксиальный рост пленок сплава  $\text{Pd}_{1-x}\text{Fe}_x$  на VN.

Для осаждения была использована трехстадийная технология, подробно описанная в Главе 2. Половина поверхности образца была закрыта специальной управляемой заслонкой, а на открытую половину осажден слой  $\text{Pd}_{0.96}\text{Fe}_{0.04}$  толщиной 20 нм из двух эффузионных ячеек с предварительно калиброванными потоками атомов палладия и железа (см. рис. 9 слева). Качество кристалличности получаемых в процессе осаждения слоев контролировались методом ДНЭ, и по соответствующей дифракционной картине было обнаружено (рис. 9 справа), что рост как слоя нитрида ванадия, так и слоя сплава палладий-железо был монокристаллическим.

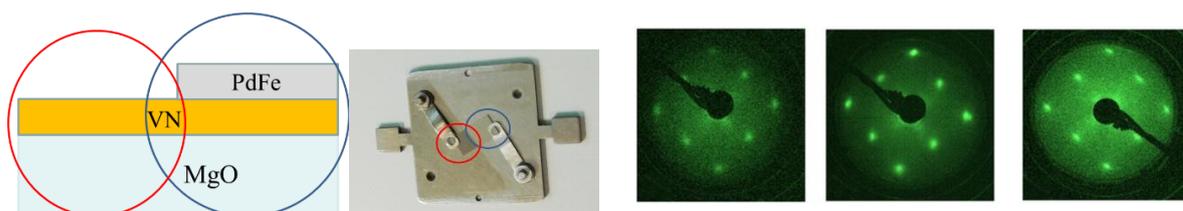


Рисунок 9 – Слева – схема образца, его изображение на подложке; справа – картины ДНЭ подложки MgO, слоя VN и слоя  $\text{Pd}_{0.96}\text{Fe}_{0.04}$  последовательно слева направо.

При характеристике образцов *in situ* был применен метод РФЭС для контроля состава  $\text{Pd}_{0.96}\text{Fe}_{0.04}$  верхнего слоя; *ex situ* были применены следующие

методы: РСА – для подтверждения монокристалличности и моды эпитаксиального роста  $\text{Pd}_{0.96}\text{Fe}_{0.04}$  куб-на-кубе на подложке VN (см. рис. 10(а)) подобно тому, как это делалось в Главе 2; вибрационной магнитометрии – для получения экспериментального значения намагниченности насыщения при около-гелиевых температурах и измерений магнитного гистерезиса; ферромагнитного резонанса (ФМР) – для установления значений констант магнитной анизотропии ( $K_p$  – поверхностной анизотропии и тетрагонального вклада первого порядка,  $K_1$  – магнитокристаллической анизотропии кубической симметрии,  $K_2$  – магнитокристаллической анизотропии второго порядка тетрагональной симметрии) – см. Таблицу 2.

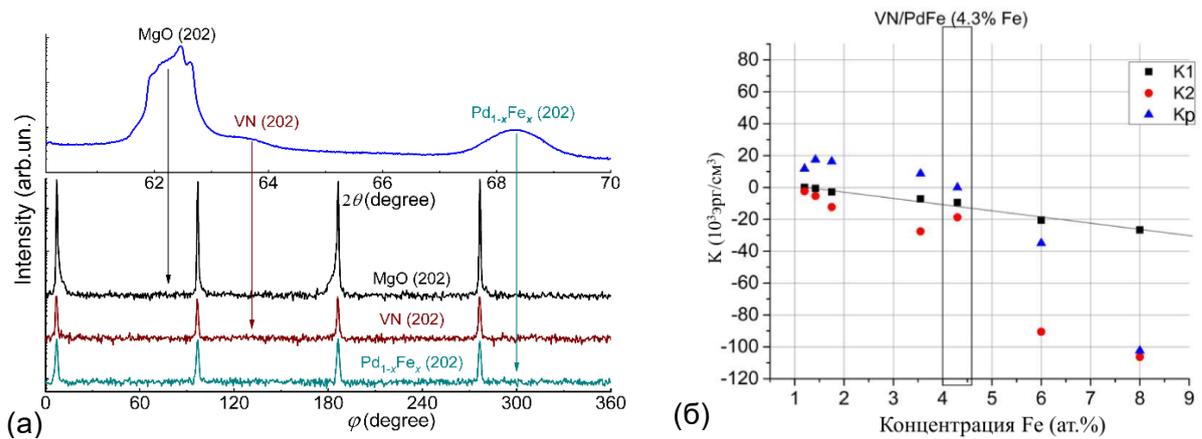


Рисунок 10 – (а) рентенограмма гетероструктуры VN/Pd<sub>0.96</sub>Fe<sub>0.04</sub> ( $\varphi$ -скан); (б) место констант анизотропии пленки Pd<sub>0.96</sub>Fe<sub>0.04</sub> на VN среди таковых одиночных пленок Pd-Fe на MgO.

Таблица 2. Параметры модели (3.9), полученные из подгонки к эксперименту для пленки Pd<sub>0.96</sub>Fe<sub>0.04</sub> толщиной 20 нм, выращенной на поверхности монокристаллического эпитаксиального VN и на поверхности монокристаллического MgO(001) в сравнении.

Образец	$M_s$ , э.м.е./см <sup>3</sup>	$K_p$ , 10 <sup>4</sup> эрг/см <sup>3</sup>	$K_1$ , 10 <sup>4</sup> эрг/см <sup>3</sup>	$K_2$ , 10 <sup>4</sup> эрг/см <sup>3</sup>
VN/Pd <sub>0.96</sub> Fe <sub>0.04</sub>	131±7	0.01±0.11	0.94±0.05	1.87±0.14
Pd <sub>0.964</sub> Fe <sub>0.036</sub>	119±6	0.7±0.5	061±0.05	2.53±0.14

Магнитные измерения и ФМР показали, что эпитаксиальная подложка из нитрида ванадия изменила магнитные свойства пленки Pd<sub>0.96</sub>Fe<sub>0.04</sub>, выросшей на нем. По сравнению с пленками Pd<sub>1-x</sub>Fe<sub>x</sub> близкого состава на подложке MgO, пленка на VN имеет меньшие константы анизотропии (см. рис. 2(б) и таблицу 2). Моделирование петель гистерезиса с параметрами магнитной анизотропии, полученными из ФМР, показало хорошее согласие. Синтез двухслойного эпитаксиального образца VN/Pd<sub>0.96</sub>Fe<sub>0.04</sub> открывает технологический маршрут к синтезу полностью эпитаксиальных многослойных гибридов сверхпроводник-ферромагнетик для сверхпроводящей спинтроники.

## Основные результаты, полученные в диссертационной работе:

1. впервые разработан трехстадийный технологический процесс молекулярно-лучевого синтеза в условиях сверхвысокого вакуума, который позволил получить тонкие (толщиной 10-30 нм) эпитаксиальные пленки сплава палладий-железо  $Pd_{1-x}Fe_x$  ( $x = 0.01-0.1$ ) высокого кристаллического и морфологического совершенства на подложке монокристаллического оксида магния (MgO); монокристалличность и эпитаксиальность была доказана применением современных методов дифракции низкоэнергетичных электронов, рентгеноструктурного анализа и просвечивающей электронной микроскопии;
2. магнитными и магниторезонансными исследованиями показано, что полученные эпитаксиальные тонкие пленки сплава палладий-железо  $Pd_{1-x}Fe_x$  ( $x = 0.01-0.1$ ) обладают высокой магнитной однородностью; определены величины и установлены концентрационные зависимости температуры ферромагнитного упорядочения, магнитного момента насыщения, коэрцитивных полей и величин констант магнитной анизотропии синтезированных пленок, являющиеся уникальными для исследованных тонкопленочных систем в их сравнении с объемными материалами;
3. оригинальный комплексный технологический процесс осаждения пленок ферромагнитного сплава палладий-железо из двух источников в условиях сверхвысокого вакуума на поверхность эпитаксиального нитрида ванадия, предварительно осажденного на подложку монокристаллического оксида магния, впервые позволил получить полностью эпитаксиальный бислой VN/ $Pd_{1-x}Fe_x$ . Измеренные магнитные свойства такого бислоя при различных температурах позволили определить константы магнитной анизотропии слоя сплава палладий-железо и установить значительное уменьшения ее тетрагональной компоненты по сравнению с таковой для пленки, выросшей непосредственно на подложке монокристаллического оксида магния; полученные результаты открывают маршрут синтеза полностью эпитаксиальных многослойных гетероструктур сверхпроводник-ферромагнетик с перестраиваемыми характеристиками для сверхпроводящей спинтроники.

## Публикации автора по теме диссертации

### *Статьи в журналах, рекомендованных ВАК:*

A1. Epitaxial growth of thin  $Pd_{1-x}Fe_x$  films on MgO single-crystal substrate / **A. Esmaeili**, I.V. Yanilkin, A.I. Gumarov, I.R. Vakhitov, B.F. Gabbasov, A.G. Kiamov, A.M. Rogov, Yu.N. Osin, A.E. Denisov, R.V. Yusupov, L.R. Tagirov // **Thin Solid Films (Elsevier)**. – 2019. – Т.669. – С.338-344.

A2. Epitaxial thin-film  $Pd_{1-x}Fe_x$  alloy: a tunable ferromagnet for superconducting spintronics / **A. Esmaeili**, I.V. Yanilkin, A.I. Gumarov, I.R. Vakhitov, B.F. Gabbasov, R.V. Yusupov, D.A. Tatarsky, L.R. Tagirov // **Science China Materials (Springer)**. – 2021. – Т.64 (5). – С.1246-1255.

A3. FMR studies of ultra-thin epitaxial Pd<sub>0.92</sub>Fe<sub>0.08</sub> film / **A. Esmaeili**, I.R. Vakhitov, I.V. Yanilkin, A.I. Gumarov, B.M. Khaliulin, B.F. Gabbasov, M.N. Aliyev, R.V. Yusupov, L.R. Tagirov // **Applied Magnetic Resonance (Springer)**. – 2018. – Т.49 (2). – С.175–183.

A4. Ferromagnetic resonance study of the epitaxial VN/Pd<sub>0.96</sub>Fe<sub>0.04</sub> thin film heterostructure on MgO substrate / **A. Esmaeili**, W.M. Mohammed, I.V. Yanilkin, A.I. Gumarov, I.R. Vakhitov, B.F. Gabbasov, A.G. Kiiamov, M.N. Aliyev, R.V. Yusupov, L.R. Tagirov // **Magnetic Resonance in Solids (KFU)**. – 2019. – Т.21 (4 Special Issue). – Номер статьи 19407. – С.1-9.

#### **Тезисы докладов на научных конференциях:**

A5. Esmaeili, A. FMR studies of ultra-thin epitaxial Pd<sub>1-x</sub>Fe<sub>x</sub> films / **A. Esmaeili**, I.R. Vakhitov, N.P. Nikitin, I.V. Yanilkin, A.I. Gumarov, B.M. Khaliulin, B.F. Gabbasov, M.N. Aliyev, R.V. Yusupov, L.R. Tagirov // Modern development of magnetic resonance: Abstracts of the International conference (Kazan, September 25-29, 2017). – Казань: Издательство КФТИ КазНЦ РАН, 2017. – С.111-112.

A6. Esmaeili, A. Ultra-thin Pd(1-x)Fe(x) films synthesis and studies of their composition, morphology, structural and magnetic properties / **A. Esmaeili**, I.R. Vakhitov, N.P. Nikitin, I.V. Yanilkin, A.I. Gumarov, B.F. Gabbasov, A.M. Rogov, M.N. Aliyev, R.V. Yusupov, L.R. Tagirov // Moscow International Symposium on Magnetism (MISM, 1-5 July 2017, Moscow): Book of Abstracts. - Москва: PrintLETO, 2017. - С.242.

A7. Esmaeili, A. Синтез и магнитные свойства тонких пленок Pd<sub>1-x</sub>Fe<sub>x</sub>, полученных методами магнетронного распыления и молекулярно-лучевой эпитаксии / **A. Esmaeili**, Н.П. Никитин, И.В. Янилкин, И.Р. Вахитов, А.И. Гумаров, М.Н. Алиев, Р.В. Юсупов, Л.Р. Тагиров // Физика низкотемпературной плазмы (ФНТП-2017): сборник тезисов Всероссийской (с международным участием) конференции (5-9 июня 2017 г.). - Казань: Изд-во «Отечество», 2017. – С.254.

A8. Tagirov, L.R. Ultra-thin PdFe alloys and heterostructures for cryo-spintronics / L.R. Tagirov, I.V. Yanilkin, I.R. Vakhitov, A.I. Gumarov, **A. Esmaeili**, R.V. Kadiroğlu, M.N. Aliyev, R.I. Khaibullin // International Conference «Modern trends in condensed matter physics», MTCMP-2018, Baku 24-26 September 2018. – Abstracts. – P. 138.

A9. Mohammed, W. Synthesis and Ferromagnetic Resonance Studies of Epitaxial VN/Pd<sub>0.96</sub>Fe<sub>0.04</sub> Heterostructure Grown on Single-Crystalline MgO Substrate / W. Mohammed, R.V. Yusupov, I.V. Yanilkin, I.R. Vakhitov, A.I. Gumarov, **A.M. Esmaeili**, M.N. Aliyev, L.R. Tagirov // International Conference "Magnetic Resonance - Current State and Future Perspectives". - September 23-27, 2019 Kazan, Russia. - Book of ABSTRACTS. – P.81.

#### **Список цитированной литературы**

1. Shea, J. J.. Vol. 21 / J. J. Shea. – Wiley, 2005. – 57-58 p.
2. Wuttig, M. Vol. 206 / M. Wuttig, X. Liu. – Springer Science & Business Media, 2004. – 376 p.
3. H. Z. Arham, T. S. Khaire, R. Loloe [et al.] // Physical Review B - Condensed Matter and Materials Physics. – 2009. – Vol. 80. – № 17. – P. 174515.
4. I. A. Golovchanskiy, V. V Bolginov, N. N. Abramov [et al.] // Journal of Applied Physics. – 2016. – Vol. 120. – № 16. – P. 163902.
5. V. V. Bol'ginov, V. S. Stolyarov, D. S. Sobanin [et al.] // JETP Letters. – 2012. – Vol. 95. – № 7. – P. 366-371.
6. J. A. Glick, R. Loloe, W. P. Pratt, N. O. Birge // IEEE Transactions on Applied

- Superconductivity. – 2017. – Vol. 27. – № 4. – P. 1-5.
7. T. I. Larkin, V. V. Bol'ginov, V. S. Stolyarov [et al.] // *Applied Physics Letters*. – 2012. – Vol. 100. – № 22. – P. 222601.
  8. V. V. Ryazanov, V. V. Bol'ginov, D. S. Sobanin [et al.] // *Physics Procedia*. – 2012. – Vol. 36. – P. 35-41.
  9. I. V. Vernik, V. V. Bol'ginov, S. V. Bakurskiy [et al.] // *IEEE Transactions on Applied Superconductivity*. – 2013. – Vol. 23. – № 3. – P. 1701208.
  10. B. M. Niedzielski, S. G. Diesch, E. C. Gingrich [et al.] // *IEEE Transactions on Applied Superconductivity*. – 2014. – Vol. 24. – № 4. – P. 1-7.
  11. <https://www.iarpa.gov/index.php/research-programs/c3>.
  12. M. A. Manheimer // *IEEE Transactions on Applied Superconductivity*. – 2015. – Vol. 25. – № 3. – P. 1-4.
  13. G. J. Nieuwenhuys // *Advances in Physics*. – 1975. – Vol. 24. – № 4. – P. 515-591.
  14. Vonsovskii, S. V. *Magnetism*. Vol. 2 / S. V. Vonsovskii. – J. Wiley, 1974.
  15. J. C. Ododo // *Journal of Physics F: Metal Physics*. – 1983. – Vol. 13. – № 6. – P. 1291.
  16. I. I. Soloviev, N. V. Klenov, S. V. Bakurskiy [et al.] // *Beilstein Journal of Nanotechnology*. – 2017. – Vol. 8. – № 1. – P. 2689-2710.
  17. J. A. Glick III. – Michigan State University, 2017.
  18. J. Linder, J. W. A. Robinson // *Nature Physics*. – 2015. – Vol. 11. – № 4. – P. 307.
  19. M. Eschrig // *Reports on Progress in Physics*. – 2015. – Vol. 78. – № 10. – P. 104501.
  20. V. V. Ryazanov // *Uspekhi Fizicheskikh Nauk*. – 1999. – Vol. 169. – № 8. – P. 920.
  21. V. V. Ryazanov, V. A. Oboznov, A. Y. Rusanov [et al.] // *Physical review letters*. – 2001. – Vol. 86. – № 11. – P. 2427.
  22. T. Wagner, G. Richter, M. Rühle // *Journal of Applied Physics*. – 2001. – Vol. 89. – № 5. – P. 2606-2612.
  23. C. F. Wang, K. M. Kuo, C. Y. Lin, G. Chern // *Solid State Communications*. – 2009. – Vol. 149. – № 37-38. – P. 1523-1526.
  24. M. Farle // *Reports on Progress in Physics*. – 1998. – Vol. 61. – № 7. – P. 755-826.
  25. D. M. S. Bagguley, J. A. Robertson // *Journal of Physics F: Metal Physics*. – 1974. – Vol. 4. – № 12. – P. 2282-2296.
  26. I. A. Garifullin, D. A. Tikhonov, N. N. Garif'yanov [et al.] // *Journal of Superconductivity and Novel Magnetism*. – 2007. – Vol. 20. – № 2 SPECIAL ISSUE. – P. 91-98.
  27. N. Tournerie, P. Schieffer, B. Lépine [et al.] // *Physical Review B*. – 2008. – Vol. 78. – № 13. – P. 134401.
  28. D. M. S. Bagguley, W. A. Crossley, J. Liesegang // *Proceedings of the Physical Society*. – 1967. – Vol. 90. – № 4. – P. 1047.
  29. D. M. S. Bagguley, J. A. Robertson // *Physics Letters A*. – 1968. – Vol. 27. – № 8. – P. 516-517.
  30. D. L. Hardison, E. D. Thompson // *Le Journal de Physique Colloques*. – 1971. – Vol. 32. – № C1. – P. C1-565-C1-566.
  31. J. Crangle, G. M. Goodman // *Proc. R. Soc. Lond. A*. – 1971. – Vol. 321. – № 1547. – P. 477-491.
  32. J. Crangle, W. R. Scott // *Journal of applied physics*. – 1965. – Vol. 36. – № 3. – P. 921-928.
  33. L. S. Uspenskaya, A. L. Rakhmanov, L. A. Dorosinskii [et al.] // *Materials Research Express*. – 2014. – Vol. 1. – № 3. – P. 36104.
  34. M. Ewerlin, B. Pfau, C. M. Günther [et al.] // *Journal of Physics Condensed Matter*. – 2013. – Vol. 25. – № 26. – P. 266001.
  35. V. V. Bol'ginov, O. A. Tikhomirov, L. S. Uspenskaya // *JETP letters*. – 2017. – Vol. 105. – № 3. – P. 169-173.