

На правах рукописи



МОХАММЕД Ваель Мохаммед Махмуд

**Синтез и транспортные свойства эпитаксиальных тонких
пленок и гетероструктур на основе нитридов ванадия и титана**

01.04.07 – физика конденсированного состояния

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание ученой степени
кандидата физико-математических наук

Казань – 2020

Работа выполнена на кафедре квантовой электроники и радиоспектроскопии
ФГАОУ ВО "Казанский (Приволжский) федеральный университет".

Научный руководитель:	Юсупов Роман Валерьевич кандидат физ.-мат. наук, доцент, в.н.с. Центра квантовых технологий Казанского федерального университета
Официальные оппоненты	Гарифуллин Ильгиз Абдулсаматович доктор физ.-мат. наук, профессор, г.н.с. лаборатории проблем сверхпроводимости и спинтроники Казанского физико-технического института им. Е.К. Завойского КазНЦ РАН Юдин Алексей Николаевич кандидат физ.-мат. наук, старший научный сотрудник Института физических проблем им. П.Л. Капицы РАН, Москва, Россия
Ведущая организация	Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Московский физико- технический институт (национальный исследовательский университет)»

Защита состоится 15 октября 2020 г. в 15 ч. 40 мин. на заседании
Диссертационного совета КФУ.01.03 при Казанском (Приволжском)
федеральном университете по адресу: 420008, г. Казань, уд. Кремлёвская,
д. 16а, ауд. 211.

С диссертацией можно ознакомиться в отделе диссертаций научной
библиотеки им. Н. И. Лобачевского при ФГАОУ ВО «Казанский
(Приволжский) федеральный университет» по адресу: 420008, г. Казань, ул.
Кремлёвская, д. 35 и на сайте:

<http://kpfu.ru/validation/sobstvennyye-sovety-kpfu/obyavleniya-o-zaschitah-dissertacij>.

Автореферат разослан «____» _____ 2020 года.

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



В. А. Попов

Общая характеристика работы

Актуальность темы исследования. Нитриды переходных металлов (НПМ) являются активно исследуемыми материалами, уже нашедшими широкое технологическое использование. По своим свойствам они являются тугоплавкими металлами с очень высокой твердостью, проявляющими высокую стабильность на воздухе. Пожалуй, наиболее широко используется в технологических целях нитрид титана TiN – для создания износостойких защитных покрытий для оснастки производств – сверел, резцов и т.д. Нитрид титана привлекателен и с эстетической стороны, поскольку по внешнему виду мало отличим от золота, но при этом практически не испытывает истирания.

Современный интерес к нитридам переходных металлов в физике конденсированного состояния связан в основном со следующими двумя их свойствами: во-первых, НПМ перспективны для элементов плазмоники на основе мезоскопических наноструктур; во-вторых, они представляют интерес как низкотемпературные сверхпроводники. Перспективы НПМ в области плазмоники обусловлены их температурной стабильностью, поскольку в наноструктурах вследствие высокой локальной плотности электромагнитного поля элементы из плазмонных материалов нагреваются до очень высоких температур. Как следствие, структуры из классических плазмонных металлов, таких как золото или серебро, быстро деградируют из-за утраты совершенных геометрических форм и ухудшения периодичностей. Замена материалов наноструктур на тугоплавкие НПМ, как минимум, обеспечивает долговременную морфологическую стабильность. Другая область интереса, также связанная с оптическими свойствами материалов, касается возможности создания на базе НПМ нанокомпозитов типа металл-диэлектрик, имеющих нулевое значение вещественной части диэлектрической проницаемости на определенных частотах оптического диапазона спектра, $\varepsilon'(\omega) \approx 0$ (epsilon near zero, ENZ-materials) [1]. Величина многих нелинейных коэффициентов, связанная, например, с квадратичной $\chi^{(2)}$, кубической $\chi^{(3)}$ восприимчивостями и даже восприимчивостями более высоких порядков, имеет на несколько порядков большие значения, чем для «обычных» сред. Среди таких композитных сред, на наш взгляд, стоит отметить оксинитрид титана TiN_xO_y , при определенной технологии синтеза представляющий собой наночастицы металлического TiN в диэлектрической матрице TiO_2 . Другой пример – смешанный нитрид циркония $\text{ZrN}/\text{Zr}_3\text{N}_4$ [2], первая из компонент которого представляет собой металл, а вторая – диэлектрик.

Что касается сверхпроводящих свойств НПМ, то на сегодняшний день наибольшее использование нашел нитрид ниобия NbN, меандровые структуры из эпитаксиальных пленок которого используются в качестве чувствительных элементов однофотонных детекторов инфракрасного диапазона спектра. Отметим, что соединение NbN имеет самую высокую температуру перехода в сверхпроводящее состояние $T_c \approx 16 - 17$ К среди бинарных НПМ. Критическая температура для нитрида титана в объемной форме равна примерно 6.0 К, поэтому в данной области TiN практически не востребован. Еще одним материалом в серии НПМ, представляющим интерес как сверхпроводник, является нитрид ванадия VN. Удивительным образом его сверхпроводящие свойства сходны со свойствами наиболее популярного материала для сверхпроводящих тонкопленочных структур – металлического ниобия (в частности, $T_c \approx 9$ К для объемного VN в сравнении с $T_c = 9.29$ К для ниобия).

Тонкопленочные гетероструктуры, содержащие слои из сверхпроводников, лежат в основе элементов сверхпроводящей спинтроники [3]. Это важная современная область, развитие которой, с одной стороны, сулит большие (на порядки) выигрыши в быстродействии и энергоэффективности, а с другой, немыслимо без систематических наработок в сфере синтеза и исследований многослойных гетероструктур из существенно разнородных материалов. Для иллюстрации серьезного отношения в мире к перспективам сверхпроводящей спинтроники стоит отметить принятие правительственной программы США «Cryogenic Computing Complexity (C3) Program» с общим бюджетом 5 млрд. долларов на 5 лет и задействованием в ее выполнении таких технологических гигантов, как Raytheon, Lockheed Martin и др.

На сегодняшний день гетероструктуры, лежащие в основе элементов сверхпроводящей спинтроники (например, F/S/F, где F используется для обозначения слоя из ферромагнетика, а S – сверхпроводника), формируются из слоев с поликристаллической структурой. Отчасти это связано с тем, что в качестве сверхпроводника используется ниобий, который из-за значения постоянной кристаллической решетки (объемно-центрированная кубическая с $a = 3.30$ Å) плохо «стыкуется» как с распространенными кристаллическими подложками (Si, SiO₂, MgO и др.), так и ферромагнетиками на основе элементарных металлов (Fe, Co, Ni) и сплавов (пермаллой, Pd_{1-x}Fe_x с $x < 0.10$). Межзеренные границы в поликристаллических материалах очевидно ухудшают их свойства. Так, в элементарных металлах, как минимум, уменьшается длина свободного пробега электронов и, соответственно, увеличивается удельное сопротивление материалов при низких температурах.

В поликристаллических пленках разбавленных сплавов, таких как $\text{Pd}_{1-x}\text{Fe}_x$, с большой вероятностью примесные атомы железа будут сегрегироваться на границы зерен, причем на больших временных масштабах (недель, месяцев, лет). В этом случае, во-первых, магнитные свойства таких сплавов будут изменяться со временем и, во-вторых, возникнет магнитная неоднородность в слое. Для сверхпроводящих гетероструктур магнитная однородность F-слоев является одной из критических характеристик, которая в ряде работ была определена как основной источник несоответствия наблюдаемых свойств гетероструктур, содержащих слои сплава $\text{Pd}_{1-x}\text{Fe}_x$, ожидаемым. Обобщая вышесказанное, можно утверждать, что эпитаксиальные тонкопленочные гетероструктуры на базе сверхпроводящих и ферромагнитных слоев будут обладать рядом преимуществ по отношению к структурам на базе поликристаллических пленок, а именно долговременной стабильностью, воспроизводимостью свойств, лучшими транспортными характеристиками каждого из слоев в отдельности и, вероятно, лучшей прозрачностью границ раздела (интерфейсов).

В последние годы в лаборатории синтеза и анализа тонкопленочных систем Института физики Казанского федерального университета был успешно использован метод синтеза тонких эпитаксиальных пленок сплава $\text{Pd}_{1-x}\text{Fe}_x$ с $x < 0.10$ на подложках MgO (001) [4]. Полученные пленки, согласно данным магнитометрии и ферромагнитного резонанса, характеризуются высокой магнитной однородностью и за прошедшие несколько лет с момента их синтеза не изменили своих свойств. В рамках последовательной реализации программы по синтезу и исследованиям тонкопленочных гетероструктур, перспективных для сверхпроводящей спинтроники, следующим важным шагом были выбор материалов для сверхпроводящих слоев, которые могли бы образовать гетероэпитаксиальные структуры со слоями $\text{Pd}_{1-x}\text{Fe}_x$, а также росли бы эпитаксиально на подложках MgO (001).

В качестве таких перспективных материалов нами рассматривались нитриды переходных металлов, а именно нитриды титана TiN , ванадия VN и ниобия NbN . Нитрид титана имеет постоянную решетки $a = 4.241 \text{ \AA}$, очень близкую к постоянной для подложки MgO ($4.212 \text{ \AA}$); кроме того, имеются опубликованные работы по синтезу эпитаксиальных пленок TiN на MgO методом реакционного магнетронного распыления. Это создает благоприятные условия для синтеза таких пленок на имеющейся в лаборатории сверхвысоковакуумной установке. Небольшое различие в значениях постоянных решетки TiN и MgO предполагает также возможность эпитаксиального роста сплава $\text{Pd}_{1-x}\text{Fe}_x$ на TiN и наоборот. Температура перехода в сверхпроводящее состояние для объемного TiN довольно низка

($T_c \sim 4.7$ K); для пленки толщиной 10 – 30 нм она будет еще ниже. Однако в сверхпроводящих гетероструктурах иногда требуются слои из нормальных металлов, поэтому освоение синтеза таких пленок высокого качества имело смысл. Также пленки TiN планировалось исследовать в качестве перспективных плазмонных материалов.

Нитрид ниобия NbN имеет постоянную решетки $a \sim 4.46$ Å. Здесь, с одной стороны, возможность синтеза эпитаксиальных пленок на подложках MgO уже была продемонстрирована. Однако несоответствие с постоянной решетки сплава $Pd_{1-x}Fe_x$ составляет $\Delta a/a \sim 13\%$. Такое отличие, как минимум, осложнит синтез гетероэпитаксиальных структур типа NbN/ $Pd_{1-x}Fe_x$ либо даже сделает его невозможным. Поэтому было решено отказаться (или на время отложить) от синтеза гетероструктур на основе NbN.

Хорошим компромиссом нам представилось использование в качестве сверхпроводника нитрида ванадия VN. У этого соединения постоянная решетки при комнатной температуре $a = 4.137$ Å, что лежит между параметрами решетки для MgO и сплава $Pd_{1-x}Fe_x$. В такой ситуации не вызывала сомнений возможность синтеза как эпитаксиальных пленок нитрида ванадия на подложках MgO, так и гетероэпитаксиальных структур со сплавами $Pd_{1-x}Fe_x$.

Целью настоящей диссертационной работы являлись синтез и исследования структуры, морфологии и транспортных свойств эпитаксиальных тонких пленок и гетероструктур на базе нитридов ванадия и титана.

Для достижения цели следовало решить следующие **задачи**:

1. Определить оптимальные условия синтеза эпитаксиальных тонких пленок нитридов ванадия и титана на монокристаллических подложках MgO и осуществить синтез пленок с заданными параметрами.
2. Отработать методику синтеза эпитаксиальных гетероструктур – двухслойных $Pd_{1-x}Fe_x/VN$, $VN/Pd_{1-x}Fe_x$ и трехслойных $Pd_{1-x}Fe_x/VN/Pd_{1-y}Fe_y$, определить требуемую структуру и осуществить синтез образцов, пригодных для сравнительного анализа их транспортных свойств.
3. Выполнить измерения зависимостей удельного сопротивления одиночных тонких пленок TiN и VN и сопротивления гетероструктур от температуры, направления и величины приложенного магнитного поля.
4. Выполнить анализ полученных данных и сделать заключение о возможных проявлениях эффекта близости в двухслойных $Pd_{1-x}Fe_x/VN$ и

$\text{VN}/\text{Pd}_{1-x}\text{Fe}_x$ и спин-клапанного эффекта в трехслойной $\text{Pd}_{1-x}\text{Fe}_x/\text{VN}/\text{Pd}_{1-y}\text{Fe}_y$ гетероструктуре.

Научная новизна работы заключается в том, что:

1. Определены оптимальные условия синтеза и впервые выращены эпитаксиальные гетероструктуры, как двухслойные $\text{Pd}_{1-x}\text{Fe}_x/\text{VN}$ и $\text{VN}/\text{Pd}_{1-x}\text{Fe}_x$ типа F/S и S/F, так и трехслойные $\text{Pd}_{1-x}\text{Fe}_x/\text{VN}/\text{Pd}_{1-y}\text{Fe}_y$ типа F1/S/F2.
2. Наблюдён эффект близости типа сверхпроводник-ферромагнетик в двуслойных гетероструктурах $\text{Pd}_{1-x}\text{Fe}_x/\text{VN}$ и $\text{VN}/\text{Pd}_{1-x}\text{Fe}_x$, величина которого определяется насыщенной намагниченностью F-слоя, а сам сверхпроводящий переход в диапазоне составов сплава $\text{Pd}_{1-x}\text{Fe}_x$ $x < 0.08$ характеризуется критической температурой выше 4.2 К и малой шириной; это свидетельствует о перспективности таких структур как составляющих для элементов сверхпроводящей спинтроники.
3. Впервые в трехслойной гетероструктуре $\text{Pd}_{1-x}\text{Fe}_x/\text{VN}/\text{Pd}_{1-y}\text{Fe}_y$ типа F1/S/F2 экспериментально наблюдался сверхпроводящий спин-клапанный эффект.

Научная и практическая значимость работы. Определение оптимальных условий синтеза и осуществление на практике роста гетероэпитаксиальных структур типа S/F, F/S и F/S/F на базе нитридов ванадия и титана создают задел для реализации элементов сверхпроводящей спинтроники с характеристиками, лучшими, чем у структур на базе поликристаллических пленок ниобия, и имеющими сверхвысокие быстродействие и энергоэффективность. Явления, наблюдающиеся в гетероэпитаксиальных, приближенных к идеальным, структурах, в большей степени обусловлены собственными характеристиками материалов, нежели плохо контролируемой структурой и морфологией, а потому результаты экспериментальных исследований таких объектов составляют более достоверную основу для понимания их природы.

Положения, выносимые на защиту:

1. Определены оптимальные условия синтеза тонких эпитаксиальных пленок нитридов титана и ванадия на монокристаллических подложках MgO методом реакционного магнетронного распыления, обеспечивающие стехиометрию состава, эпитаксию типа «куб на кубе» и монокристаллическую структуру пленок.
2. Комбинация методов реакционного магнетронного распыления и молекулярно-пучковой эпитаксии в условиях сверхвысокого вакуума

позволяет осуществить синтез двухслойных $\text{Pd}_{1-x}\text{Fe}_x/\text{VN}$ и $\text{VN}/\text{Pd}_{1-x}\text{Fe}_x$, а также трехслойных $\text{Pd}_{1-x}\text{Fe}_x/\text{VN}/\text{Pd}_{1-y}\text{Fe}_y$ гетероэпитаксиальных структур типа F/S, S/F и F1/S/F2, соответственно.

3. Двухслойные гетероэпитаксиальные структуры $\text{Pd}_{1-x}\text{Fe}_x/\text{VN}$ и $\text{VN}/\text{Pd}_{1-x}\text{Fe}_x$ проявляют эффект близости типа ферромагнетик-сверхпроводник, величина которого определяется насыщенной намагниченностью слоя $\text{Pd}_{1-x}\text{Fe}_x$; температура перехода в сверхпроводящее состояние при толщине слоя VN и содержании железа в сплаве $\text{Pd}_{1-x}\text{Fe}_x$ менее 10 ат. % лежит в доступной области выше 4.2 К, а ширина перехода не превышает 30 мК.
4. Трехслойная гетероэпитаксиальная структура $\text{Pd}_{1-x}\text{Fe}_x/\text{VN}/\text{Pd}_{1-y}\text{Fe}_y$ проявляет эффект сверхпроводящего спинового клапана, заключающийся в различии сопротивлений гетероструктуры, отвечающих параллельной и антипараллельной конфигурациям намагниченностей слоев $\text{Pd}_{1-x}\text{Fe}_x$ и $\text{Pd}_{1-y}\text{Fe}_y$.

Достоверность и обоснованность результатов. Надежность полученных результатов обеспечивается комплексным подходом к паспортизации синтезированных образцов с использованием сертифицированного оборудования и проверенных экспериментальных методов. Исследования проводились на нескольких независимо синтезированных сериях образцов, физические свойства которых были хорошо воспроизводимы.

Апробация работы. Основные результаты диссертации были представлены на следующих российских и международных конференциях: "Физика низкотемпературной плазмы" ФНТП-2017 (Казань, Россия, 2017 г.), итоговая научная конференция сотрудников Казанского федерального университета (Казань, Россия, 2017 г.), International scientific conference of students and young scientists "Lomonosov-2018" (Москва, Россия, 2018 г.), итоговая научная конференция сотрудников казанского университета (Казань, Россия, 2019 г.), Magnetic resonance: Current state and future perspectives (EPR-75) (Казань, Россия, 2019 г.), Низкотемпературная плазма в процессах нанесения функциональных покрытий (Казань, Россия, 2019 г.), итоговая научная конференция сотрудников Казанского университета (Казань, Россия, 2020 г.)

Публикации. Основные результаты по теме диссертации изложены в 8 печатных изданиях, три из которых изданы в журналах, рекомендованных ВАК, индексируемых аналитическими базами данных Web of Science (WOS) и Scopus [A1-A3], и 5 тезисах докладов [A4-A8].

Личный вклад автора. Автор активно участвовал в разработке темы диссертации, начиная с выбора темы диссертации, отработки условий и синтеза исследуемых образцов методами реактивного магнетронного распыления и молекулярно-лучевой эпитаксии. Кроме того, автор участвовал в характеристике подготовленных образцов различными экспериментальными методами и проводил измерения, легшие в основу полученных результатов. Наконец, автор участвовал в обсуждениях результатов, их интерпретации и подготовке статей для публикации.

Структура и объем диссертации. Диссертация состоит из введения, пяти глав, заключения, списка авторских публикаций по теме диссертации. Общий объем диссертации 123 страницы, в том числе 51 рисунок и 11 таблиц. Библиографический список содержит 136 наименований.

Содержание диссертации

Во введении кратко обосновывается актуальность темы исследования, научная значимость работы, формулируется цель исследования и положения, подлежащие защите.

В первой главе предоставляется основная информация о кристаллической структуре и физических свойствах материалов, исследуемых в работе: нитриде титана TiN, нитриде ванадия VN и сплаве палладия и железа $\text{Pd}_{1-x}\text{Fe}_x$ с содержанием железа $x < 0.10$. Кратко описаны избранные теоретические и экспериментальные исследования их электронной структуры, механических, оптических и транспортных свойств, представленные в литературе.

Вторая глава посвящена физическим основам явлений, наблюдаемых и исследуемых в диссертации: сверхпроводимости, эффектах близости типа сверхпроводник – нормальный металл и сверхпроводник – ферромагнетик и эффекте сверхпроводящего спинового клапана. При описании сверхпроводимости описываются такие основополагающие явления и понятия, как куперовские пары, переход между нормальным и сверхпроводящим состояниями, влиянием на сверхпроводящий переход температуры и магнитного поля. Вводятся представления о сверхпроводниках первого и второго рода, описываются различия между ними. Описывается эффект Мейснера, выталкивание линий магнитного потока из сверхпроводника, отклики на приложенное магнитное поле сверхпроводников I и II рода и разрушение сверхпроводящего состояния магнитным полем.

Показан и описан эффект близости, который возникает на границе между сверхпроводником и ферромагнетиком (S/F) или сверхпроводником и нормальным металлом (S/N), его физические основы и его важность в

электронных приложениях. Кроме того, описан эффект сверхпроводящего спинового клапана в системах типа S/F/S или F/S/F. Представлен краткий обзор работ по эффектам близости и эффекту сверхпроводящего спинового клапана.

В третьей главе подробно описаны экспериментальные детали процессов и сверхвысоковакуумная установка для синтеза и анализа тонкопленочных систем, использованные при приготовлении образцов, исследованных в настоящей работе. Описано, какими методами они были охарактеризованы и изучены, и как это было сделано.

Показаны этапы процесса синтеза, на которых сначала отжигались подложки, а осаждение тонких пленок TiN и VN на подложках проводилось методом реакционного магнетронного распыления на постоянном токе при таких контролируемых условиях, как базовое давление в камере, соотношение концентраций газов Ar:N₂ и рабочее давление в камере, температура подложки, мощность магнетрона, скорость и время осаждения пленки. Описаны подходы, использованные при синтезе эпитаксиальных гетероструктур с задействованием методов магнетронного распыления для нитридов и молекулярно-пучковой эпитаксии для слоев палладия и сплава палладий-железо.

Кристалличность и эпитаксиальный характер роста отдельных тонких пленок и гетероструктур проверялись после нанесения каждого слоя *in situ* методом дифракции медленных электронов (ДМЭ, или LEED). После получения подготовленных тонких пленок и гетероэпитаксиальных структур их кристаллическая структура была исследована методом дифракции рентгеновских лучей (РСА, или XRD) и показала поликристалличность тонких пленок, осажденных на подложках Si, и хорошую монокристаллическую структуру тонких пленок и гетероструктур, осажденных на подложки MgO.

Химический состав и стехиометрия полученных тонких пленок и гетероэпитаксиальных структур исследовались с помощью рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФЭС, или XPS) для каждого осажденного слоя также *in situ*, в сверхвысоковакуумной аналитической камере (SPECS) задействованной установки.

Кроме того, показаны принципы измерений электрических транспортных свойств тонких пленок и гетероэпитаксиальных структур. Измерения осуществлялись с помощью системы измерения физических свойств (PPMS, Quantum Design). Магнитные свойства образцов исследовались методом вибрационной магнитометрии (VSM) также с задействованием системы PPMS.

В четвертой главе описываются результаты исследований синтезированных тонких пленок нитрида титана TiN. Химический состав и стехиометрия образцов исследовались методом рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии. Показано, что поверхность образцов, синтезированных при оптимальных условиях, при исследовании *in situ* не содержит кислорода и углерода и характеризуется стехиометрией, близкой к $Ti : N = 1 : 1$. После того, как пленки подвергались воздействию воздуха, на поверхности наблюдается небольшое содержание кислорода, связанное с большей реакционной способностью последнего по сравнению с азотом и, соответственно, частичным замещением азота кислородом. Кристалличность и эпитаксиальный рост исследовались *in situ* методом дифракции низкоэнергетических электронов (LEED) и *ex situ* методом рентгеновской дифракции (XRD). Результаты как LEED, так и XRD демонстрируют эпитаксиальный рост и монокристаллическую структуру образцов пленок, нанесенных на подложку MgO (001). Для тонких пленок TiN, нанесенных на подложки из Si (001) или SiO₂, отсутствие какого либо контраста в картинах LEED указывает на их поликристаллическую структуру. Для тонких пленок TiN, нанесенных на подложку MgO, исследование методом атомно-силовой микроскопии (AFM) обнаружило гладкую сплошную поверхность пленки с шероховатостью 0.8 нм (шероховатость поверхности подложки MgO - 0.4 нм).

Измерения удельного сопротивления тонких пленок TiN осуществлялись методом Ван-дер-Пау. В Таблице 1 представлены данные по стехиометрии состава пленок TiN, осажденных на подложки Si (001), аморфного SiO₂, MgO (001). Более низкие удельные сопротивления наблюдаются для тонких монокристаллических пленок на подложках MgO в сравнении с поликристаллическими пленками на подложках Si и SiO₂.

Таблица 1 – Измерения удельного сопротивления в зависимости от условий осаждения и характеристик пленки.

Образцы Характеристики	TiN/Si			TiN/SiO ₂			TiN/MgO		
Содержание азота (ат. %)	48	50.8	53	47.5	49	52.5	51.8	53	54
Темп. подложки (°C)	25	500	500	25	500	500	600	500	500
Толщина (нм)	110	108	150	110	60	150	13	86	36
ρ_{300K} (мКОм·см)	130	154	261	167	153	124	112	21.2	83

Зависимость удельного сопротивления эпитаксиальной пленки TiN толщиной 86 нм на подложке MgO от температуры представлена на рисунке 1. Образец переходит в сверхпроводящее состояние при температуре $T_c = 4.84$ К. При этом ширина перехода ΔT_c невелика и составляет ~ 20 мК. Отметим, что как по значению критической температуры, так и по ширине сверхпроводящего перехода данный образец является одним из лучших из представленных в опубликованных данных.

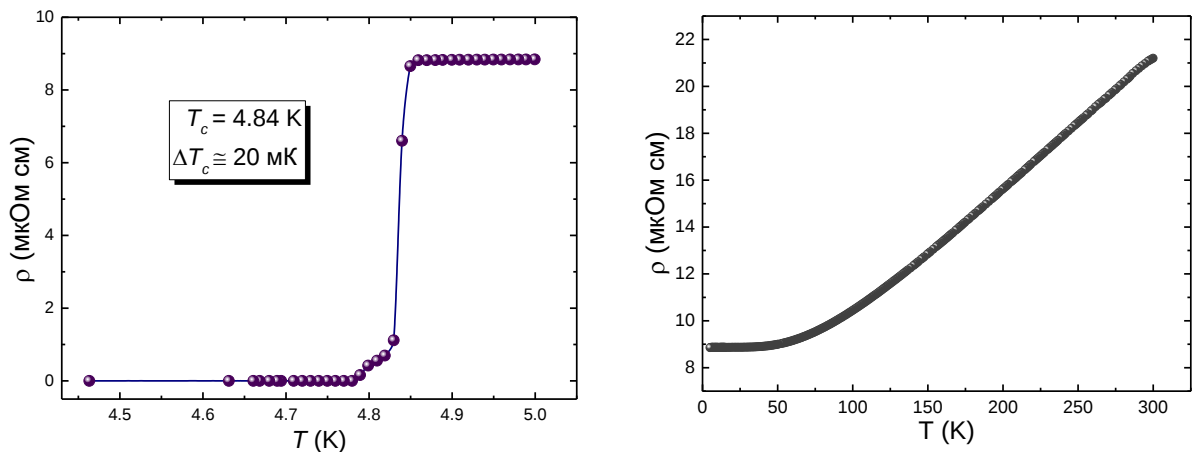


Рисунок 1 – Зависимость удельного сопротивления тонкой эпитаксиальной пленки TiN (86 нм) на подложке MgO (001) для областей низких (левая панель) и высоких (правая панель) температур.

В пятой главе представлены результаты по синтезу и паспортизации тонких пленок нитрида ванадия, двухслойных гетероэпитаксиальных структур VN/Pd, VN/Pd_{1-x}Fe_x и Pd_{1-y}Fe_y/VN, трехслойной структуры Pd_{1-x}Fe_x/VN/Pd_{1-y}Fe_y, а также результаты экспериментальных исследований эффектов близости в парах S/N на гетероструктуре VN/Pd, S/F на гетероструктурах VN/Pd_{1-x}Fe_x и Pd_{1-y}Fe_y/VN, а также эффекта сверхпроводящего спинового клапана на трехслойной F/S/F-гетероструктуре Pd_{1-x}Fe_x/VN/Pd_{1-y}Fe_y.

Для выращенных тонких пленок данные XPS, полученные *in situ*, показали отсутствие какого-либо детектируемого содержания элементов, кроме ванадия и азота и стехиометрию состава, близкую к V : N = 1 : 1. После того, как тонкая пленка подверглась воздействию воздуха, мы обнаружили, что состав поверхности значительно изменился: анализ методом XPS показал, что поверхность содержит V, N, а также значимые количества углерода (14 ат.%) и кислорода (4 ат.%). Впоследствии проблему изменения состава поверхности пленок нитридов мы решали путем нанесения защитной тонкой (10 нм) пленки высокоомного кремния.

Кристалличность и эпитаксиальный рост как тонких пленок, так и гетероструктур были исследованы *in situ* методом дифракции медленных электронов (LEED). Для образца пленки VN, выращенного на кремниевой подложке, не наблюдалось картины LEED, что указывает на его поликристаллическую структуру. Высококонтрастные дифракционные картины LEED были получены как для тонкой пленки VN, так и для гетероструктур, нанесенных на подложки MgO, что указывает на то, что они были выращены эпитаксиально, а также на их монокристалличность. Кроме того, рентгеноструктурный анализ показал кристалличность тонких пленок, выращенных на подложке MgO и характер эпитаксии «куб на кубе».

Самые высокие значения отношения коэффициента остаточного сопротивления RRR для тонких монокристаллических пленок указывают на малое количество дефектов и примесей, обуславливающих сопротивление при низкой температуре. Значения температурного коэффициента сопротивления (TCR) и остаточного отношения сопротивления (RRR) приведены в таблице 2.

Таблица 2 – Электрические свойства тонких пленок VN и гетероэпитаксиальных структур Pd/VN и $Pd_{0.96}Fe_{0.04}/VN$.

Образец	R_{300K} (Ω)	RRR ($\frac{R_{300K}}{R_{10K}}$)	TCR^b ($Ом \cdot K^{-1}$)	
VN/Si	2 (это связано с подложкой n-Si)	-	215-130 K	130-40 K
			$5.2 \cdot 10^{-3}$	$9.9 \cdot 10^{-3}$
VN/MgO	19.92	1.62	300-150 K	150-40 K
			$2 \cdot 10^{-2}$	$3.7 \cdot 10^{-2}$
Pd(10нм)/VN(40 нм)/MgO	17.61	3.61	300-150 K	150-40 K
			$3.8 \cdot 10^{-2}$	$5.6 \cdot 10^{-2}$
$Pd_{0.96}Fe_{0.04}$ (20нм)/VN(15нм)/MgO	3.91	3.52	300-150 K	150-40 K
			$8.1 \cdot 10^{-3}$	$4.7 \cdot 10^{-3}$
$Pd_{0.96}Fe_{0.04}$ (20нм)/VN(30нм)/MgO	8.48	4.53	300-185 K	185-55 K
			$1.8 \cdot 10^{-2}$	$3 \cdot 10^{-2}$

Температурный коэффициент сопротивления (TCR) определяется как $\frac{\Delta R}{\Delta T}$

Исследования транспортных свойств тонких эпитаксиальных пленок нитрида ванадия – как свободных, так и с нанесенными на них эпитаксиальными защитными слоями палладия и сплава палладий-железо показали (Таблица 3), что температура сверхпроводящего перехода изменяется, по всей видимости, вследствие эффекта близости типа S/N между слоями Pd и VN и типа F/N между $Pd_{1-x}Fe_x$ и VN. При этом критическая температура оказывается ниже для тонких пленок VN в гетероструктурах.

Таблица 3 – Транспортные свойства свободных тонких эпитаксиальных пленок VN и тех же пленок в составе гетероэпитаксиальных структур с Pd и $\text{Pd}_{1-x}\text{Fe}_x$

Образец	VN (40 нм)		VN (15 нм)		VN (30 нм)	
Параметры переходов в СП-состояние	с защитным слоем 10 нм Pd	Без защитного слоя	с защитным слоем 20 нм $\text{Pd}_{0.96}\text{Fe}_{0.04}$	Без защитного слоя	с защитным слоем 20 нм $\text{Pd}_{0.96}\text{Fe}_{0.04}$	Без защитного слоя
T_c (K)	7.26	7.77	5.13	7.86	7.1	8.21
ΔT_c (mK)	347	130	100	80	108	46

Магнитная анизотропия граничащего с нитридом ванадия слоя $\text{Pd}_{0.96}\text{Fe}_{0.04}$ в составе гетероструктуры $\text{VN}/\text{Pd}_{0.96}\text{Fe}_{0.04}$, была изучена методом ферромагнитного резонанса (ФМР). Важным для нас результатом этого исследования было то, что, как и тонкие эпитаксиальные пленки того же состава на подложках MgO, слой $\text{Pd}_{0.96}\text{Fe}_{0.04}$, осажденный на нитрид ванадия, являлся легкоплоскостной системой с анизотропией четвертого порядка в плоскости пленки. При этом доминирующая кубическая анизотропия, обуславливающая вариацию резонансного поля при вращении магнитного поля в плоскости гетероструктуры, имеет тот же порядок величины ($K_1 = 6.1 \cdot 10^3$ эрг/см³), что и для пленки того же состава на MgO ($K_1 = 9.4 \cdot 10^3$ эрг/см³). Иначе говоря, слой $\text{Pd}_{0.96}\text{Fe}_{0.04}$ в составе гетероструктуры $\text{VN}/\text{Pd}_{0.96}\text{Fe}_{0.04}$ имеет те же привлекательные свойства, что и одиночные пленки сплава палладий-железо на MgO. В то же время, обнаруженное различие в константах анизотропии K_1 в пленках $\text{Pd}_{1-x}\text{Fe}_x$ на разных подложках при прочих равных должно приводить к различию в величинах коэрцитивных полей при магнитном поле, прикладываемом вдоль легкой оси. А это, в свою очередь, дает возможность переключения между магнитными конфигурациями в паре ферромагнитных слоев без необходимости закрепления одного из них, например, за счет эффекта обменного смещения (exchange bias).

Для корректной оценки влияния ферромагнитных слоев разного состава на переход слоя нитрида ванадия в сверхпроводящее состояние была синтезирована серия образцов, в которых слой нитрида ванадия в четырех гетероструктурах наносился одновременно, что обеспечивало его исходную идентичность. Для синтеза образцов были использованы две подложки MgO (001) размером 5×10 мм², которые были помещены по центру держателя подложек на некотором расстоянии между ними (рисунок 2). Далее,

на первом шаге в камере молекулярно-пучковой эпитаксии (МВЕ) на одну из подложек (при закрытой шторкой второй) осаждался эпитаксиальный слой сплава $\text{Pd}_{0.96}\text{Fe}_{0.04}$. Затем держатель перемещался по сверхвысоковакуумной транспортной линии в камеру магнетронного распыления, и на обе подложки осаждался слой нитрида ванадия толщиной 30 нм. Затем держатель снова возвращался в камеру МВЕ, где, снова задействуя шторку, примерно на половину длины подложек осаждался эпитаксиальный слой сплава $\text{Pd}_{0.92}\text{Fe}_{0.08}$. Толщины слоев $\text{Pd}_{0.96}\text{Fe}_{0.04}$ и $\text{Pd}_{0.92}\text{Fe}_{0.08}$ подбирались, исходя из стремления к одинаковости магнитных моментов этих двух слоев (что потребовало толщин 20 нм и 12 нм, соответственно). После завершения синтеза структур во избежание модификации свойств их наружных слоев сверху напылялся слой слабопроводящего кремния (10 нм) методом магнетронного распыления. В результате были получены образцы четырех гетероструктур, схемы которых показаны на левой панели рисунка 2. Справа представлена фотография держателя подложек с нанесенными структурами. Кристалличность каждого из слоев контролировалась *in situ* методом дифракции медленных электронов.

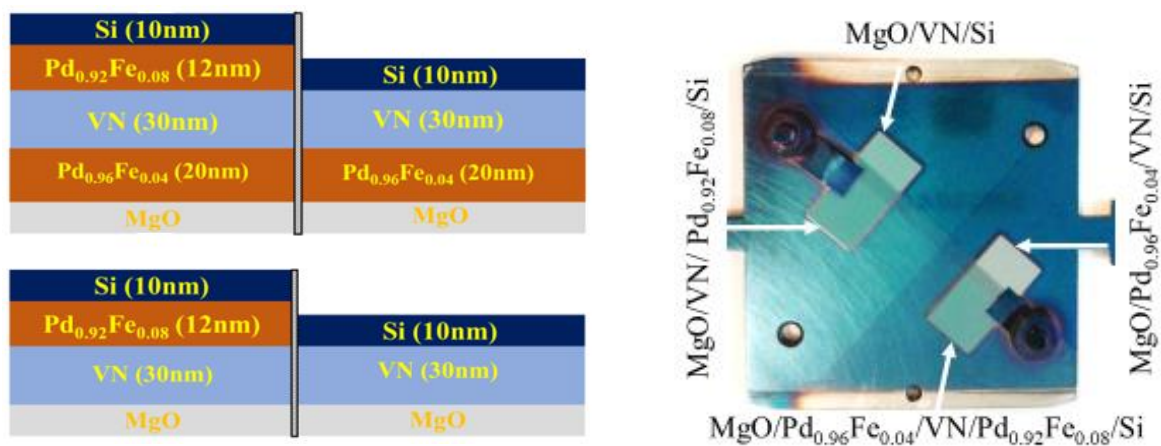


Рисунок 2 – Схема слоев в серии гетероэпитаксиальных структур, содержащих слой нитрида ванадия и сплавов $\text{Pd}_{1-x}\text{Fe}_x$ (левая панель); держатель подложек с выращенными структурами (правая панель).

Температурные зависимости электрического сопротивления тонкой эпитаксиальной пленки VN, двуслойных гетероструктур $\text{Pd}_{0.96}\text{Fe}_{0.04}/\text{VN}$ и $\text{VN}/\text{Pd}_{0.92}\text{Fe}_{0.08}$ и трехслойной структуры $\text{Pd}_{0.92}\text{Fe}_{0.08}/\text{VN}/\text{Pd}_{0.96}\text{Fe}_{0.04}$ в интервале температур 4.2–300 К измерялись с использованием системы измерения физических свойств PPMS-9 по четырехзондовой схеме. На рисунке 3 показаны результаты измерений. Таблица 4 содержит данные о коэффициентах остаточного сопротивления RRR , температурах сверхпроводящего перехода (определяемых по падению сопротивления до

50% от его величины в нормальном состоянии) и его ширинах (по критерию 10–90%) для тонкой пленки VN и гетероструктур.

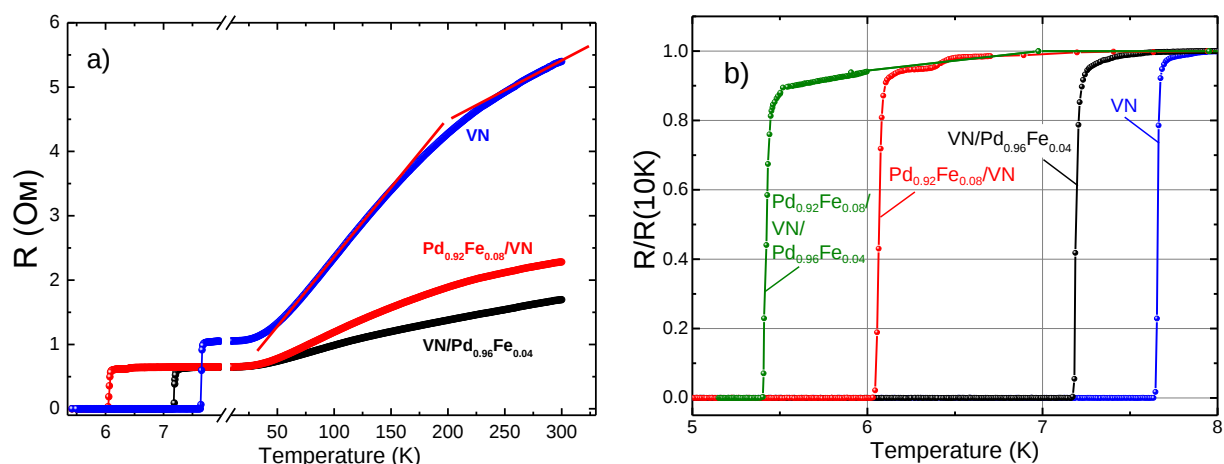


Рисунок 3 – Температурная зависимость электросопротивления пленки VN, бислоя гетероструктур $\text{Pd}_{0.96}\text{Fe}_{0.04}/\text{VN}$ и $\text{VN}/\text{Pd}_{0.92}\text{Fe}_{0.08}$, а также трехслойных гетероструктур $\text{Pd}_{0.92}\text{Fe}_{0.08}/\text{VN}/\text{Pd}_{0.96}\text{Fe}_{0.04}$: (a) полный температурный диапазон, (b) низкотемпературная область.

Таблица 4 – Электрические и сверхпроводящие свойства пленки VN, двухслойных гетероструктур $\text{VN}/\text{Pd}_{0.96}\text{Fe}_{0.04}$ и $\text{Pd}_{0.92}\text{Fe}_{0.08}/\text{VN}$, и трехслойных гетероструктур $\text{Pd}_{0.92}\text{Fe}_{0.08}/\text{VN}/\text{Pd}_{0.96}\text{Fe}_{0.04}$

Образец	T_c (K)	ΔT_c (mK)	RRR
VN	7.7	25	5.2
$\text{VN}/\text{Pd}_{0.92}\text{Fe}_{0.08}$	6.1	37	3.5
$\text{VN}/\text{Pd}_{0.96}\text{Fe}_{0.04}$	7.2	50	2.6
$\text{Pd}_{0.92}\text{Fe}_{0.08}/\text{VN}/\text{Pd}_{0.96}\text{Fe}_{0.04}$	5.42	30	

Температурная зависимость сопротивления тонкой пленки VN имеет типичный для металлов характер и имеет два температурных интервала, один выше 250 K, а другой в интервале 80–180 K, квазилинейной температурной зависимости с различными температурными коэффициентами удельного сопротивления TCR , равными 9.7×10^{-3} Ом/К и 2.1×10^{-2} Ом/К соответственно, отмеченные прямыми отрезками поверх экспериментальных данных на рисунке 3 (a). Оно связано с изменением амплитуды рассеяния носителей на фононах при структурном фазовом переходе от кубической к тетрагональной фазе при $T = 250$ K. Ниже 50 K зависимость $R(T)$ насыщается, приближаясь к остаточному сопротивлению, определяемому, как правило, рассеянием на примесях и дефектах. Дальнейшее охлаждение приводит к фазовому переходу в сверхпроводящее состояние, что в большем масштабе показано на рисунке 3 (b). Значение $RRR = 5.2$ и удельное сопротивление при комнатной

температуре 42.5 мкОм·см для пленки VN толщиной 30 нм являются одними из лучших значений, полученных на сегодняшний день, что указывает на высокую чистоту и структурное качество нашего образца.

Температура сверхпроводящего перехода T_c пленки VN составляет 7.7 К (Таблица 4), что значительно выше температуры жидкого гелия, $LHeT = 4.2$ К. На рисунке 3 (b) показан очень резкий резистивный переход при $T_c = 7.7$ К с шириной ~ 25 мК, что весьма примечательно по сравнению с пленкой элементарного ниобия той же толщины (30 нм), осажденной в той же камере и в условиях такого же вакуума $\Delta T_c[Nb(30\text{ нм})] = 10\text{--}23$ мК.

Объединение пленки VN в гетероструктуру со сплавом $Pd_{1-x}Fe_x$ приводит к понижению T_c вследствие эффекта близости. Такие эффекты могут сдвигать температуру перехода близко к или даже ниже $LHeT$, что нежелательно. Магнитные свойства слоев сплава $Pd_{1-x}Fe_x$ с содержанием железа $x < 0.08$ отвечают всем требованиям, предъявляемым к F-слоям в структурах сверхпроводящей спинтроники, основанных на сочетаниях типа S/F: это слабый ферромагнетик с низким коэрцитивным полем и анизотропией в плоскости пленки. Важно, что магнитные свойства эпитаксиальных пленок $Pd_{1-x}Fe_x$ точно контролируются содержанием в них железа x , и идеальная эпитаксия куб-на-кубе реализуется как с подложкой MgO (001), так и со сверхпроводящими слоями VN в любой последовательности. На рисунке 3 (b) показано, что слой толщиной 12 нм из сплава $Pd_{0.92}Fe_{0.08}$, прилегающий к пленке VN (30 нм), снижает T_c с 7.7 до 6.1 К, что значительно выше $LHeT$. Для трехслойной гетероструктуры $Pd_{0.92}Fe_{0.08}/VN/Pd_{0.96}Fe_{0.04}$ температура перехода понизилась до 5.42 К под влиянием эффекта близости, что по-прежнему выше $LHeT$. При этом, что важно и видно из рисунка 3 (b), переход остается резким: его ширина увеличивается максимум до $\Delta T_c = 50$ мК при отсутствии «хвоста», простирающегося до более низких температур. По нашему мнению, полученные результаты дают основания рассматривать гетероэпитаксиальные комбинации нитридов переходных металлов в качестве сверхпроводников и богатых палладием сплавов $Pd_{1-x}Fe_x$ в качестве слабых перестраиваемых ферромагнетиков для улучшения эксплуатационных характеристик гетеропереходов сверхпроводник – ферромагнетик – изолятор для применения в сверхпроводящей спинтронике.

Далее, нами были изучены магнитные свойства, петля гистерезиса и транспортные свойства гетероэпитаксиальной трехслойной структуры $Pd_{0.92}Fe_{0.08}/V/Pd_{0.96}Fe_{0.04}$. Толщины слоев сплавов палладия и железа подбирались таким образом, чтобы их магнитные моменты взаимно компенсировали друг друга. Из рисунка 4 видно, что петля гистерезиса для структуры, содержащей два ферромагнитных (F) слоя, сложнее, чем для

содержащей один. А именно, она может быть представлена суперпозицией двух петель с различающимися коэрцитивными полями в 1.5 мТ и 4 мТ и практически одинаковой насыщенной намагниченностью. Поскольку из ранее выполненных исследований известно, что константа магнитокристаллической анизотропии K_1 , определяющая энергетический рельеф системы в плоскости пленки, растет с ростом концентрации железа в сплаве [5], логично предположить, что более узкая петля обусловлена слоем $\text{Pd}_{0.96}\text{Fe}_{0.04}$, а более широкая – слоем $\text{Pd}_{0.92}\text{Fe}_{0.08}$. Об этом же свидетельствует петля гистерезиса для аналогичного слоя $\text{Pd}_{0.92}\text{Fe}_{0.08}$ в составе двухслойной гетероструктуры с VN. Для нас важно, что такой вид петли гистерезиса позволяет переключать гетероструктуру с двумя F-слоями между хорошо определенными магнитными конфигурациями – с моментами слоев, направленными параллельно (конфигурации $\uparrow\uparrow$ и $\downarrow\downarrow$ на рисунке 4) и антипараллельно ($\uparrow\downarrow$ и $\downarrow\uparrow$). В магнитных полях с амплитудой более 4 мТ, очевидно, реализуются параллельные конфигурации. При сменах направления поля и достижении им амплитуды более 1.5 мТ момент слоя $\text{Pd}_{0.96}\text{Fe}_{0.04}$ меняется на противоположный, и возникают антипараллельные конфигурации (рисунок 4). При этом существуют диапазоны величин магнитного поля 1.8 – 3.5 мТ, в которых антипараллельная конфигурация сохраняется, то есть, такая система может быть зафиксирована в антипараллельной конфигурации. Более того, варьирование магнитного поля в небольших пределах ± 3 мТ приводит к проявлению «малой» петли гистерезиса (рисунок 4), свидетельствующей о том, что уменьшение магнитного поля до нуля оставляет систему в стабильной, параллельной либо антипараллельной, конфигурации.

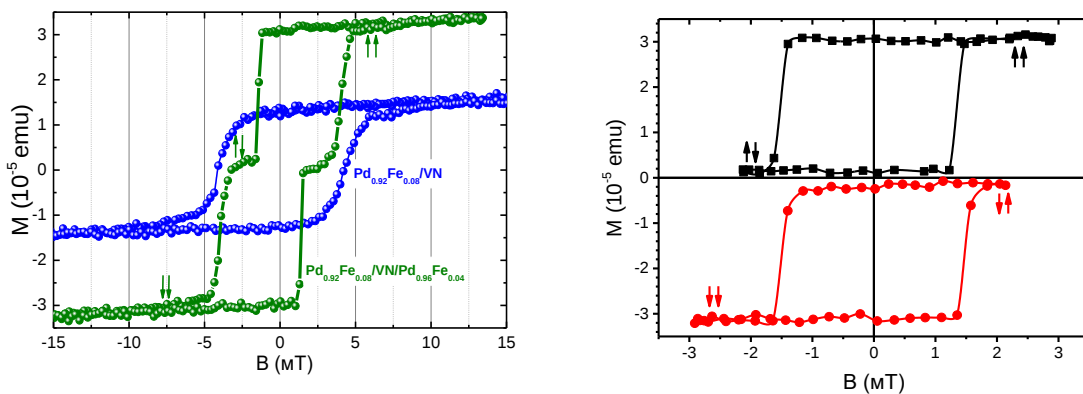


Рисунок 4 – Кривые перемagnetизации трехслойной $\text{Pd}_{0.92}\text{Fe}_{0.08}/\text{VN}/\text{Pd}_{0.96}\text{Fe}_{0.04}$ (левая и правая панели) и двухслойной $\text{Pd}_{0.92}\text{Fe}_{0.08}/\text{VN}$ (левая панель) гетероэпитаксиальных структур на подложке MgO (001) при $T = 5.4$ К.

На рисунке 5 приведены зависимости электрического сопротивления от приложенного магнитного поля в сопоставлении с переключением между

магнитными конфигурациями в трехслойной гетероэпитаксиальной структуре $\text{Pd}_{0.92}\text{Fe}_{0.08}/\text{VN}/\text{Pd}_{0.96}\text{Fe}_{0.04}$ на подложке MgO (001).

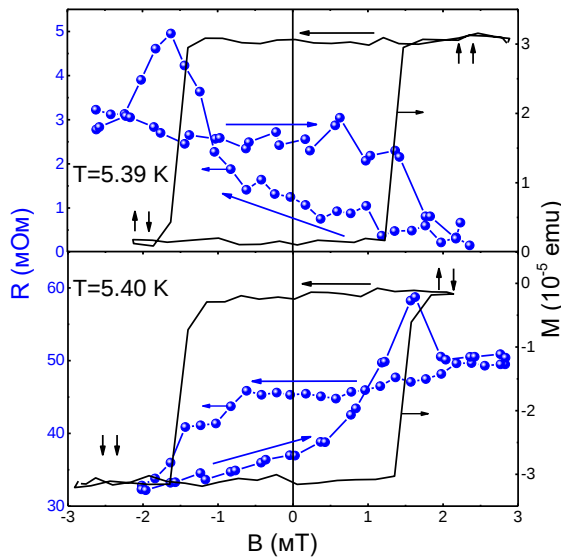


Рисунок 5 – Зависимости электрического сопротивления от приложенного магнитного поля в сопоставлении с переключением между магнитными конфигурациями в трехслойной гетероэпитаксиальной структуре $\text{Pd}_{0.96}\text{Fe}_{0.04}/\text{VN}/\text{Pd}_{0.92}\text{Fe}_{0.08}$ на подложке MgO (001); верхняя панель - $T = 5.39$ K, нижняя - $T = 5.40$ K, $B \parallel [110]_{\text{MgO}}$.

Верхняя и нижняя панели рисунка 5 показывают зависимости сопротивления трехслойной гетероструктуры от приложенного магнитного поля, когда оно изменяется в пределах «малых» петель гистерезиса. Они были измерены при температурах 5.40 и 5.39 K в области перехода структуры в сверхпроводящее состояние.

Здесь интересно наблюдать переключение между состояниями с более высокой и более низкой проводимостью, которое проявляется при переходах между антипараллельной и параллельной магнитными конфигурациями F-слоев соответственно. При $T = 5.39$ K происходит переключение между практически сверхпроводящим и смешанным (с нормальной и сверхпроводящей компонентами) состояниями, при $T = 5.40$ K - между двумя, смешанными с различными объемными компонентами. В обоих случаях переключение с параллельной на антипараллельную конфигурацию приводит к скачку сопротивления в сторону его увеличения, а обратное переключение не вызывает такого эффекта.

Несомненно, рассматриваемая гетероструктура требует дальнейших исследований, направленных на понимание происходящих процессов и определение путей ее оптимизации. Поле для оптимизации весьма широко: это и толщины S- и F-слоев, и композиция F-слоев, и реализация F-слоев с одноосной магнитной анизотропией в плоскости, и переход к другим кубическим сверхпроводящим нитридам. Однако полученные результаты демонстрируют на уровне эффектов перспективы исследования и использования гетероэпитаксиальных S/F/S и подобных им тонкопленочных структур как базовых элементов для сверхпроводящей спинтроники.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Полученные в ходе работы над диссертацией основные результаты и выводы можно сформулировать следующим образом:

1. Определены оптимальные условия синтеза тонких эпитаксиальных пленок нитридов титана и ванадия на монокристаллических подложках MgO с ориентацией (001) методом реакционного магнетронного распыления, обеспечивающие их стехиометрический состав, монокристалличность и тип эпитаксии «куб на кубе», на сверхвысоковакуумной установке производства компаний SPECS и BESTEC Института физики Казанского федерального университета.
2. Определена технология синтеза на базе комбинации магнетронного реакционного распыления и молекулярно-пучкового осаждения гетероэпитаксиальных структур из двух, трех и большего числа слоев, включающих в себя в произвольном порядке тонкие и сверхтонкие слои низкотемпературных сверхпроводников, роль которых играют нитриды ванадия и титана, магнитомягких ферромагнетиков с анизотропией в плоскости на базе сплавов $\text{Pd}_{1-x}\text{Fe}_x$ и элементарного палладия в качестве квантового парамагнетика.
3. Успешно выращены образцы одиночных тонких пленок нитрида ванадия VN, нитрида титана TiN, двуслойных гетероэпитаксиальных структур $\text{Pd}_{1-x}\text{Fe}_x/\text{VN}$, $\text{VN}/\text{Pd}_{1-y}\text{Fe}_y$, $\text{Pd}_{1-x}\text{Fe}_x/\text{VN}/\text{Pd}_{1-y}\text{Fe}_y$ на подложках MgO (001) с толщиной слоев в пределах 15 – 100 нм. Исследованы их химический состав, кристаллическая структура, тип эпитаксии, транспортные и магнитные свойства.
4. Сопоставительные исследования транспортных свойств пар образцов тонких пленок нитрида ванадия и двуслойных гетероэпитаксиальных структур VN/Pd, VN/ $\text{Pd}_{1-x}\text{Fe}_x$, $\text{Pd}_{1-y}\text{Fe}_y/\text{VN}$ с $x, y < 0.10$ однозначно демонстрируют проявление эффектов близости типа сверхпроводник/нормальный металл и сверхпроводник/ферромагнетик, заключающиеся в понижении температуры перехода в сверхпроводящее состояние T_c без значительного увеличения ширины перехода ΔT_c ; при этом T_c лежит в комфортном диапазоне температур выше 4.2 K, а $\Delta T_c < 20$ мК.
5. В трехслойной гетероэпитаксиальной структуре $\text{Pd}_{1-x}\text{Fe}_x/\text{VN}/\text{Pd}_{1-y}\text{Fe}_y$ с $x = 0.04$, $y = 0.08$ и толщинами слоев 20 нм, 30 нм и 12 нм, соответственно, обеспечивающими равенство магнитных моментов слоев ферромагнетиков, экспериментально продемонстрирован эффект сверхпроводящего спинового клапана; при этом параллельной магнитной

конфигурации соответствует меньшее сопротивление, чем антипараллельной, а величина эффекта – менее полной амплитуды изменения сопротивления между нормальным и сверхпроводящим состояниями.

Публикации автора по теме диссертации

- A1. Mohammed, W. M. Electrical properties of titanium nitride films synthesized by reactive magnetron sputtering // J. Phys. Confer. Series. – 2017. – V. 927. – Art. 012036 (5 pages).
- A2. Esmaeili, A. Ferromagnetic resonance study of the epitaxial VN/Pd_{0.96}Fe_{0.04} 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 // Magn. Reson. Solids. – 2019. – V. 21. – Art. 19407 (9 pages).
- A3. Mohammed, W. M. Epitaxial growth and superconducting properties of thin-film PdFe/VN and VN/PdFe bilayers on MgO(001) substrates / W. M. Mohammed, I. V Yanilkin, A. I. Gumarov, A. G. Kiiamov, R. V Yusupov, L. R. Tagirov // Beilstein J. Nanotechnol. – 2020. – V. 11. – P. 807–813.
- A4. Electrical properties of titanium nitride films synthesized by reactive magnetron sputtering / Mohammed W.M., Gumarov A.I., Vakhitov I.R. [et al] // "Физика низкотемпературной плазмы" ФНТП-2017. – Казань, Россия, 5 - 9 июня 2017 г. – С. 259.
- A5. Synthesis, characterization and transport properties of the vanadium nitride thin films / Mahmoud W.M., Yanilkin I.V., Gumarov A.I. et al. // International scientific conference of students and young scientists "Lomonosov-2018". – Moscow, Russia, April 9 – 13, 2018. – P. 472-473.
- A6. Synthesis, characterization and transport properties of the VN thin film on Si and the heterostructure PdFe/VN/MgO / W. M. Mohammed, R. V. Yusupov, A. I. Gumarov [et al] // X Юбилейная международная научно-техническая конференция « Низкотемпературная плазма в процессах нанесения функциональных покрытий». – Казань, Россия, 5-8 ноября 2018 г.
- A7. Магнитные и транспортные свойства эпитаксиальной тонкоплёночной гетероструктуры ферромагнетик-сверхпроводник Pd_{0.96}Fe_{0.04}/VN/MgO, синтезированной комбинацией реактивного магнетронного распыления и молекулярно-лучевой эпитаксии / И. В. Янилкин, И. Р. Вахитов, А. И. Гумаров, W. M. Mohammed [et al] // X Юбилейная международная научно-техническая конференция

«Низкотемпературная плазма в процессах нанесения функциональных покрытий». – Казань, Россия, 5-8 ноября 2018 г.

- A8. Synthesis and Ferromagnetic Resonance Studies of Epitaxial VN/Pd_{0.96}Fe_{0.04} Heterostructure Grown on Single-Crystalline MgO Substrate / W. M. Mohammed, R. V. Yusupov, I. V. Yanilkin // Magnetic Resonance: Current State and Future Perspectives (EPR-75). – Kazan, Russia, September 23 – 27, 2019.

Литература

1. Reshef, O. Nonlinear optical effects in epsilon-near-zero media / O. Reshef, I. D. Leon, M. Z. Alam, R. W. Boyd // Nat. Rev. Mater. – 2019. – V. 4. – P. 535–551.
2. Naik, G. Alternative plasmonic materials / G. Naik, J. Kim, N. Kinsey, A. Boltasseva // Handbook of Surface Science. – North-Holland. – 2014. – V. 4. – P. 189–221.
3. Moen, E. Spin-split conductance and subgap peak in ferromagnet/superconductor spin valve heterostructures / E. Moen, O. T. Valls // Phys. Rev. B. – 2018. – V. 98. – Art. 104512 (14 pages).
4. Epitaxial growth of Pd_{1-x}Fe_x films on MgO single-crystal substrate / A. Esmaeili, I. V. Yanilkin, A. I. Gumarov [et al] // Thin Solid Films. – 2019. – V. 669. – P. 338–344.
5. Magnetic properties of thin epitaxial Pd_{1-x}Fe_x alloy films / A. Esmaeili, I. V. Yanilkin, A. I. Gumarov [et al] // arXiv. – 2019. no. 1912. – Art. 04852 (20 pages).