

На правах рукописи

ЖУКОВ АРКАДИЙ ПАВЛОВИЧ

**МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА МИКРОПРОВОДОВ С АМОРФНОЙ,
НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ И ГРАНУЛЯРНОЙ СТРУКТУРОЙ**

Специальность 01.04.11 – физика магнитных явлений

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание учёной степени
доктора физико-математических наук

Москва
2010

Работа выполнена на кафедре магнетизма физического факультета Московского государственного университета имени М.В. Ломоносова

Официальные оппоненты: доктор физико-математических наук,
Якубовский Андрей Юрьевич
доктор физико-математических наук,
профессор Глезер Александр Маркович
доктор физико-математических наук,
профессор Шавров Владимир Григорьевич

Ведущая организация Национальный Исследовательский Технологический
Университет, "МИСиС"

Защита состоится ноября 2010 года в ч. мин. на заседании диссертационного совета Д 501.001.70 при Московском государственном университете имени М.В. Ломоносова по адресу: 119991 Москва ГСП-1, Ленинские горы, д.1, стр.2, МГУ имени М.В. Ломоносова, ЦКП физического факультета, конференц-зал.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке физического факультета МГУ имени М.В. Ломоносова

Автореферат разослан «_____» _____ 2010 г.

Ученый секретарь
диссертационного совета
д.ф.-м.н., профессор

Плотников Г.С.

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность темы диссертационной работы

Развитие современных областей электротехники, магнитной записи информации, вычислительной техники, микро - и наноэлектроники, а также областей техники и физики, в которых используются магнитные датчики (автомобилестроение, магнитная дефектоскопия, медицина, приборостроение и др.), тесно связано с получением новых типов магнитных материалов. Большинство новых материалов являются искусственно синтезированными и представляют собой микро - или нанонеоднородные системы, как например: ультратонкие пленки, мультислои, наночастицы и их ансамбли, аморфные и нанокристаллические материалы, гранулярные системы, разбавленные магнитные полупроводники. Свойства таких материалов значительно отличаются от свойств объёмных аналогов, вплоть до того, что они могут обладать новыми физическими эффектами. В силу этого возникает необходимость как всестороннего исследования таких новых материалов, так и целенаправленного улучшения их магнитных, магнитотранспортных, оптических и других практически важных свойств.

Данная работа посвящена исследованию одного из таких новых материалов - магнитных микропроводов в стеклянной оболочке. Хотя метод изготовления микропроводов в стеклянной оболочке (метод Тейлора - Улитовского) был предложен более 60 лет назад, только последние 15 лет он стал использоваться для получения магнитных микропроводов, а сверхтонкие магнитные микропровода были получены только в последние годы. Непрерывно возрастающий интерес к микропроводам обусловлен целым рядом факторов, имеющих как самостоятельное научное, так и прикладное значение. К таким факторам относятся: простота изготовления, не требующая дорогостоящей техники, возможности целенаправленного изменения физических свойств и микроструктуры, уникальные магнитные свойства, такие как магнитная мягкость, магнитная бистабильность, гигантский магнитоимпеданс (ГМИ), гигантское магнитосопротивление (ГМС), значительное изменение свойств под влиянием механических напряжений. Идеальная цилиндрическая форма позволяет значительно упростить сравнение теории с экспериментом, особенно в части исследования микромагнитной структуры, движения доменных границ, импеданса, и т.д.

Целью настоящей работы явилось исследование особенностей формирования магнитных свойств, магнитосопротивления, магнитоимпеданса и их связи с магнитоупругой анизотропией и структурными свойствами аморфных, нанокристаллических и гранулированных микропроводов.

Для реализации этой задачи в процессе работы были изготовлены микропровода различного состава, в том числе и многослойные, с различным отношением диаметра металлической жилы к толщине стеклянной оболочки, разработаны методики их термообработки, разработаны, апробированы и использованы новые методики магнитных измерений. Эти методики и соответствующие установки обеспечили возможность измерения магнитных свойств образцов с высокими магнитно-мягкими свойствами малого сечения и с малым магнитным моментом; измерения скорости распространения доменных границ в микропроводе с магнитной бистабильностью; магнитоимпеданса (мнимой и действительной компонент, продольной и недиагональной компонент), константы магнитострикции.

На защиту выносятся:

1. Описания лабораторных методик, предназначенных для измерения кривых намагничивания магнитно-мягкого микропровода, профиля намагниченности, магнитострикции, локальных полей зарождения доменов, магнитоимпеданса, скорости движения доменных границ.

2. Результаты исследования влияния магнитоупругой анизотропии на магнитные свойства аморфного микропровода и описания методов изменения эффективной анизотропии и магнитных свойств микропроводов путём их отжига в присутствии механического напряжения и/или магнитного поля.

3. Экспериментальное доказательство существования критической длины возникновения магнитно-бистабильного состояния в микропроводе и её корреляции с глубиной проникновения краевых замыкающих доменов, механическими напряжениями, намагниченностью насыщения и диаметром ферромагнитного провода.

4. Результаты исследований флуктуаций полей старта и их интерпретация в рамках термоактивационной модели.

5. Результаты исследований влияния магнитоупругой анизотропии и взаимодействия доменных границ с внутренними дефектами на скорость движения доменных границ в аморфных микропроводах.

6. Результаты исследования магнитно-мягких свойств и недиагонального ГМИ в ультратонких (менее 10 мкм) микропроводах $Co_{67,1}Fe_{3,8}Ni_{1,4}Si_{14,5}B_{11,5}Mo_{1,7}$, с околонулевой константой магнитострикции, и $Co_{74}B_{13}Si_{11}C_2$, с отрицательной константой магнитострикции.

8. Метод управления магнитным откликом, параметрами результирующей петли гистерезиса и эффектом ГМИ в искусственных структурах из микропроводов за счёт

магнитоэластического взаимодействия нескольких микропроводов с идентичным или различным характером перемангничивания.

9. Результаты исследований магнитной анизотропии в многослойных микропроводах, изготовленных с использованием методов быстрой закалки, напыления и электроосаждения.

10. Экспериментальные данные по гигантскому магнитосопротивлению в гранулированных микропроводах $\text{Co}_{10}\text{Cu}_{90}$, $\text{Cu}_{63}\text{Fe}_{37}$ и $\text{Co}_{29}\text{Ni}_{25}\text{Mn}_1\text{Cu}_{45}$.

11. Экспериментальные данные по температурной, частотной и амплитудной зависимостям коэрцитивной силы в аморфных и нанокристаллических микропроводах и их интерпретация.

12. Результаты исследований в магнитно-мягком микропроводе зависимостей магнитных свойств и магнитоимпеданса от приложенных механических напряжений.

Основные положения диссертации, выносимые на защиту:

1. Магнитоупругая анизотропия оказывает определяющее влияние на магнитные свойства и ГМИ аморфного микропровода, которые могут быть контролируемым образом изменены путем выбора состава металлической жилы и стеклянного покрытия, соотношения диаметра металлической жилы и толщины стекла, термообработки в присутствии механических напряжений и магнитного поля. При этом аморфные микропровода с положительной магнитострикцией (на основе Fe) проявляют магнитно-бистабильный характер, с околонулевой магнитострикцией (при соотношении $\text{Co}/\text{Fe} \approx 70/5$) - высокие магнитно-мягкие свойства, тогда как аморфные микропровода с отрицательной магнитострикцией (на основе Co) демонстрируют наклонную петлю гистерезиса.

2. Критическая длина магнитно-бистабильного состояния в аморфном микропроводе на порядок меньше, чем в традиционной аморфной проволоке, коррелирует с глубиной проникновения краевых замыкающих доменов и зависит от механических напряжений, намагниченности насыщения, диаметра ферромагнитного провода.

3. Распределение полей старта в магнитно-бистабильных микропроводах (на основе Fe), измеренное в широком температурном интервале, под действием механических напряжений и при различных частотах внешнего поля, имеет активационный характер и описывается термоактивационной моделью при учёте магнитоупругого вклада и вклада от взаимодействия доменных границ с дефектами атомного масштаба.

4. Температурная зависимость коэрцитивной силы в аморфных микропроводах определяется магнитоупругим вкладом и вкладом от взаимодействия доменных границ с дефектами атомного масштаба. Амплитудно-частотная зависимость коэрцитивной силы в аморфных и нанокристаллических (Fe-Cu-Nb-Si-B и $\text{Fe}_{79}\text{Hf}_7\text{B}_{12}\text{Si}_2$) магнитных

микропроводах определяется геометрией, структурным состоянием и типом петли гистерезиса изученных образцов.

5. Перемагничивание магнитно-бистабильных аморфных микропроводов осуществляется сверхскоростным движением доменных границ со скоростью, превышающей 1 км/сек, что на порядок превышает скорость доменных границ в нанопроводах при тех же полях.

6. Флуктуации локального поля зарождения доменных границ вдоль длины микропровода обусловлены внутренними дефектами и являются причиной нелинейных полевых зависимостей скорости движения доменных границ.

7. Приложение механических напряжений к магнитно-мягким аморфным микропроводам изменяет коэрцитивную силу, остаточную намагниченность и импеданс. Эффект изменения импеданса под влиянием механических напряжений, получивший название стресс-импеданс (СИ), может служить основой для создания датчиков деформаций.

8. Величина, чувствительность, температурные зависимости диагонального и недиагонального ГМИ, а также стресс-импеданса в аморфных микропроводах, в том числе ультратонких, зависят от магнитной анизотропии и магнитно-мягких свойств, и определяются как составом и геометрическими параметрами микропровода, так и режимами термообработки в магнитном поле и/или при приложении механических напряжений. Применение отжига в присутствии механического напряжения позволяет, варьируя продолжительность и температуру отжига, кардинально изменить магнитную анизотропию и получить высокую тензочувствительность, управлять магнитными свойствами и эффектом ГМИ аморфного микропровода.

9. Добавление Ni и Cr до 45 и 13 ат. %, соответственно, в сплавы Co-Fe-B-Si приводит к уменьшению температуры Кюри и высокой температурной чувствительности намагниченности, проницаемости, ГМИ в аморфных магнитно-мягких микропроводах.

10. Гранулированные микропровода, изготовленные из магнитных и немагнитных элементов со слабой взаимной растворимостью ($\text{Co}_{10}\text{Cu}_{90}$, $\text{Cu}_{63}\text{Fe}_{37}$ и $\text{Co}_{29}\text{Ni}_{25}\text{Mn}_1\text{Cu}_{45}$), обладают эффектом гигантского магнитосопротивления (до 18 %). При локализации части магнитных ионов в немагнитной матрице температурная зависимость магнитосопротивления имеет аномальный характер.

11. Изменение количества и типа микропроводов в системе, состоящей из нескольких идентичных или различных микропроводов, позволяет изменять как

результатирующую петлю гистерезиса системы, так и ГМИ за счет магнитостатического взаимодействия между проводами.

12. В микропроводах с нанокристаллической структурой (FeCuNbSiB и FeHfBSi) имеет место корреляция магнитных и механических свойств.

13. В композитных микропроводах, содержащих слои из разных материалов и полученных последовательным использованием методов быстрой закалки, напыления и электроосаждения, результирующая магнитная анизотропия и магнитные свойства определяются магнитоупругой анизотропией и магнитостатическим взаимодействием между слоями композитных структур.

Научная новизна и практическая ценность

Полученные в диссертации результаты дали начало в развитии нового семейства магнитно-мягких материалов – микропроводов в стеклянной оболочке с высокими магнитно-мягкими свойствами и эффектом ГМИ, развивают представления о механизмах квазистатического перемагничивания и поведения в переменных полях аморфных, нанокристаллических и наногранулярных микропроводов, закономерностях формирования их магнитно-мягких свойств и влияния термообработок (в поле и под действием механических напряжений) на их магнитные свойства и ГМИ эффект.

Результаты исследований дают возможность получать материалы с заранее прогнозируемыми свойствами и управлять магнитными свойствами, что позволяет значительно ускорить технологический процесс и создавать образцы с новыми необычными свойствами. В частности, предложен метод управления магнитными свойствами аморфных микропроводов на основе Fe и Co за счет изменения продолжительности и температуры отжига при приложении магнитного поля или механического напряжения. Это позволило контролируемым образом менять их магнитную анизотропию, магнитно-мягкие свойства, эффект ГМИ и обнаруженный эффект изменения магнитоимпеданса под влиянием напряжений (стресс-импеданс)

Впервые показано, что магнитостатическое взаимодействие микропроводов за счёт их полей рассеяния отражается как на петлях гистерезиса результирующей системы, так и на эффекте ГМИ. Взаимодействие между микропроводами зависит от характера процесса перемагничивания микропроводов, составляющих систему, от расстояния между микропроводами, частоты и амплитуды приложенного поля. Эти результаты можно использовать для управления магнитным откликом системы микропроводов и эффектом ГМИ.

Показано, что, комбинируя методы получения многослойных микропроводов, можно управлять магнитной анизотропией микропровода за счёт магнитоупругой анизотропии и магнитостатического взаимодействия между слоями.

В процессе выполнения работы были найдены новые составы для получения аморфного магнитно-мягкого микропровода с низкой температурой Кюри и с высокой температурной чувствительностью намагниченности, магнитной проницаемости и ГМИ и предложены оригинальные схемы датчиков на основе микропроводов с магнитно-бистабильными и магнитно-мягкими свойствами.

Результаты диссертации могут быть использованы для разработки новых композитных материалов и различных датчиков на их основе с рекордной, для датчиков на классических принципах, чувствительностью и новыми функциональными возможностями. Кроме того, такие материалы могут быть использованы в новых разрабатываемых устройствах электроники и спинтроники.

Апробация работы. Основные результаты диссертационной работы были представлены на 84 российских и международных конференциях в виде 154 стендовых, устных и приглашенных докладов, в частности на следующих: XVIII Всесоюзной конференции по физике магнитных явлений (Калинин, 1988), III, IV, V, VIII International Workshop on Non-crystalline materials (Madrid 1994, Santiago 1997, Bilbao, Spain, 2000, Gijon 2007 Spain), 6th, 7th European Conferences on Magnetic Materials and their Application (Vienna, Austria, 1995, Zaragoza, Spain, 1998), 9-th, 11-th International Conference on Rapidly Quenched and Metastable Materials, (Bratislava, Slovak republic 1996, Oxford, UK, 2002), 12-th, 13-th, 14-th, 15-th, 19-th International conference on Soft Magnetic materials, SMM (Cracow, Poland, 1995, Grenoble, France, 1997, Balatonfured, Hungary, 1999, Bilbao Spain 2001, Torino, Italy, 2009), 1-st, 2nd, 3-d, 4-th European Conference on Magnetic Sensors & Actuators, EMSA, (Iasi, Romania, 1996, Sheffield, UK, 1998, Dresden, Germany, 2000, Athens, Greece, 2002), 3-d Euroconference on Magnetic Properties of Fine Particles and their Relevance to Material Science, (Barcelona, Spain, October 19th - 22nd, 1999), 1-st, 2-nd и 3-d Joint European Magnetic Symposia JEMS (Grenoble, France August 28-31, 2001, Dresden Germany 2004, San Sebastián, Spain 2006); 43th, 44-th, 47-th, 52-d Annual Conference on Magnetism & Magnetic Materials (Miami 1998; San Jose 1999, Tampa 2002, Tampa 2007, USA), MRS Spring Meeting, (2001 San Francisco), 1-st, 2-nd, 3-d Seeheim Conference on Magnetism, SCM (2001, 2003, 2005), 4th, 6-th International Symposium on Hysteresis and Micromagnetic Modelling, (Salamanca, España, 2003, Naples, Italy, 2007), International Symposium on Metastable, Amorphous and Nanostructured Materials, ISMANAM Conference (Greece 2007), International Conference on Magnetic Materials (ICMM-

2007), (Calcutta, India, 2007), European Materials Research Symposium (EMRS-2007) (Strasbourg, France), Smart Systems Integration, (Brussels, 2009), Intermag Conferencies (San-Francisco, USA, 1998; Kyongju, Korea, 1999; Toronto, Canada 2000; Amsterdam, Netherlands, 2002; Boston, USA, 2003; Nagoya, Japan, 2005; Sacramento, USA 2009), Moscow International Symposium on Magnetism (Moscow, 1999, 2002, 2005, 2008), International conference "Trends in Magnetism" EASTMAG (Krasnoyarsk 2004; Kazan 2006), International Conference on Magnetism (Rome, Italy, 2003, Kyoto, Japan, 2006, Germany, 2009), Progress In Electromagnetic Research Symposium (PIERS) (Hangzhou, China, 2008, Moscow, Russia, 2009), 17-th International Conference on Composites/Nano Engineering (ICCE – 17, Hawaii, USA), Euromat conference 2009 (Glasgow, September 2009, UK).

Публикации: Основные результаты диссертации опубликованы в монографии, 4 главах в книгах, 112 статьях и 4 патентах на изобретения, список которых приведен в конце автореферата. Всего по теме диссертации опубликовано 269 статей в периодических изданиях, монография, 10 глав в книгах и 6 патентов на изобретения.

Структура и объем диссертации. Диссертация состоит из введения, семи глав и заключения. Общий объем работы 317 страниц, включая 148 рисунков и 5 таблиц. Список цитированной литературы содержит 260 наименований.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ ДИССЕРТАЦИИ

Во введении обосновывается актуальность работы, формулируются цели и задачи работы, отмечается новизна и практическая значимость работы, приводятся положения, выносимые на защиту, даются сведения об апробации работы, кратко излагается структура и содержание работы.

Первая глава обобщает известные в литературе работы по магнитным свойствам аморфных и нанокристаллических магнитных материалов, основным свойствам микропровода, и его месту в ряду аморфных и нанокристаллических магнитных материалов, обсуждаются методы изготовления микропровода и факторы, влияющие на структуру и физические свойства микропровода.

Во второй главе дается краткое изложение метода получения и термообработки исследуемых микропроводов, особенностей разработанных методик и описание использованных методов для исследования магнитных свойств микропровода с аморфной, нанокристаллической и гранулярной структурами.

В случае аморфного микропровода были получены и исследованы эвтектические составы на основе Co и/или Fe с добавками других переходных металлов (Ni, Mn) и

металлоидов (B, Si, C...), такие как $Fe_{74}B_{13}Si_{11}C_2$, $Co_{69-x}Mn_{6+x}Si_{10}B_{15}$ ($0 \leq x \leq 1$), ранее исследованный состав $Co_{67}Fe_{3.85}Ni_{1.45}B_{11.5}Si_{14.5}Mo_{1.7}$ и другие. При этом геометрия провода, характеризуемая отношением диаметра металлической жилы, d_m , к общему диаметру микропровода, D , варьировалась путем контроля параметров процесса получения. Отношение $\rho = d_m / D$ в большинстве случаев варьировалось в пределах от 0,1 до 0,98.

Влияние нанокристаллизации на магнитные свойства было изучено в микропроводах систем Fe-Cu-Nb-Si-B (сплавы типа *Finemet*) и $Fe_{79}Hf_7B_{12}Si_2$. В большинстве случаев в исходном состоянии (непосредственно после разливки) микропровода имели аморфную структуру и их нанокристаллизация происходила после отжига. Также были приготовлены образцы микропровода составов $Cu_{70}(Co_{70}Fe_5Si_{10}B_{15})_{30}$ и $Cu_{50}(Fe_{69}Si_{10}B_{16}C_5)_{50}$, которые имели смешанную аморфно-кристаллическую структуру. Для получения наногранулярных микропроводов использовались сплавы с ограниченной растворимостью компонентов, такие как $Co_{29}Ni_{25}Mn_1-Cu_{45}$, Co-Cu, Cu-Fe. Это приводило к формированию мелких частиц (суперпарамагнитных) в парамагнитной Cu матрице.

Термообработка образцов, приводящая в числе прочего к релаксации внутренних напряжений, является эффективным методом управления магнитными свойствами микропровода. Для нанокристаллических и наногранулярных микропроводов термообработка является одним из основных этапов приготовления образцов, так как она приводит к нанокристаллизации за счет зарождения значительного количества кристаллитов с диаметром зёрен не превышающим 10-20 нм. Термообработка выполнялась как в печи, так и при пропускании через образец электрического тока за счет эффекта Джоуля, в ряде случаев в присутствии внешних напряжений и/или магнитного поля, что позволяло наводить магнитную анизотропию.

Для исследования структуры и фазового состава исследуемых образцов использовались методы рентгеновской дифракции, рассеяния нейтронов, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии.

Для магнитных измерений использовался индукционный метод как с фиксированной длиной, так и с короткой измерительной катушкой,двигающейся вдоль микропровода, а также коммерческие вибрационные магнитометры PPMS-9 (с магнитным полем до 9 Т), магнитометр, изготовленный на базе электромагнита марки LDJ с источником питания Power supply 9300 для измерений при комнатной температуре.

Магнитосопротивление измерялось с помощью вибрационного магнитометра PPMS-9 (с магнитным полем до 9 Т) с опцией QD-P310A, позволяющей вращение образца относительно магнитного поля от сверхпроводящего соленоида, с тем, чтобы ось образца

была ориентирована вдоль магнитного поля. Применялась 4 точечная схема измерения сопротивления.

Для измерений магнитострикции аморфного микропровода мы использовали метод «малоуглового вращения намагниченности» [1].

Динамика границ доменов была исследована модифицированным методом Сикстуса-Тонкса [2] с двумя и тремя приемными катушками.

Измерения ГМИ (гигантского магнито-импеданса) проводились с помощью четырехточечного метода, когда с помощью источника переменного тока на образец подавался переменный ток (амплитуда которого поддерживалась постоянной) и измерялся импеданс образца (абсолютное значение импеданса и отношение импеданса, $\Delta Z/Z$).

Использование анализатора спектров Network/Spectrum/Impedance Analyzer HP4395A и специально сконструированной измерительной ячейки с минимальными сопротивлением и индуктивностью подводящих проводов, позволило измерять импеданс, его действительную и мнимую части в частотном диапазоне до 500 МГц. Анизотропия приводит к тензорному виду магнитной проницаемости и, соответственно, поверхностного импеданса. Тензорный характер магнитоимпеданса может приводить к отклику на концах катушки индуктивности, окружающей проводник и соосной с ним. Для практического применения в датчиках необходимо иметь антисимметричную зависимость недиагональной компоненты тензора импеданса, $\zeta_{\varphi z}$, от магнитного поля, H . Кроме того, в датчиках предпочтительнее использование импульсного возбуждения, чем использование синусоидального возбуждающего сигнала из-за более простой электронной схемы и более низкой потребляемой мощности. Поэтому измерения проводились для случая импульсного возбуждения цепи. Недиагональная компонента, $\zeta_{\varphi z}(H)$, была измерена, используя ранее описанный импульсный метод [3].

Магнитная микроструктура образца изучалась с помощью магнитооптической индикаторной пленки посредством визуализации полей рассеяния, возникающих на поверхности микропровода [4].

В третьей главе приводятся результаты исследования аморфных микропроводов, их магнитных свойств и эффекта ГМИ, а также анализируется зависимость этих свойств от различных видов технологической обработки.

В первом параграфе третьей главы описаны результаты исследования влияния состава металлической жилы и стеклянного покрытия, отношения, ρ , диаметра металлической жилы, d , и общего диаметра, D , термообработки в присутствии механических напряжений и магнитного поля.

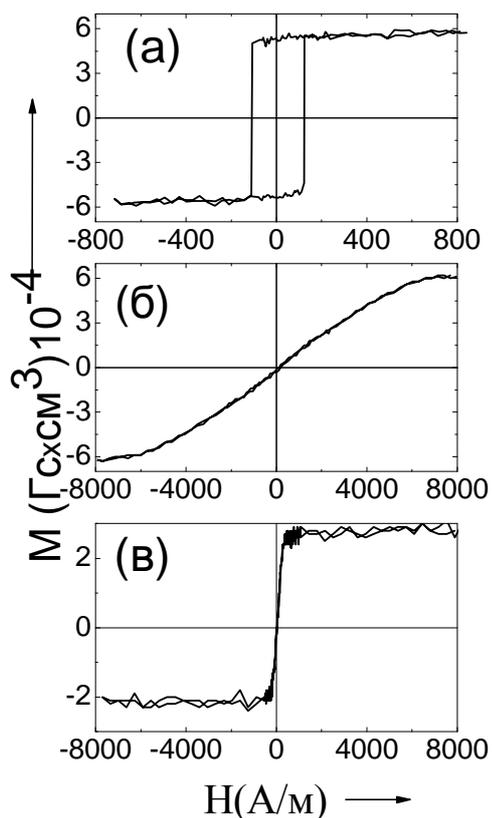


Рис.1. Петли гистерезиса трех главных групп составов аморфных микропроводов (а) на основе Fe, (б) на основе Co и (в) на основе Co-Fe, соответственно, с положительной, отрицательной и околонулевой константой магнитострикции.

При этом петли гистерезиса аморфного микропровода с положительной магнитострикцией (на основе Fe) проявляют магнитно-бистабильный характер, микропровода с околонулевой магнитострикцией (при соотношении $Co/Fe \approx 70/5$) имеют высокие магнитно-мягкие свойства, тогда как аморфный микропровод с отрицательной магнитострикцией (на основе Co) демонстрирует наклонную петлю гистерезиса (Рис.1). Поле магнитной анизотропии, H_k , в микропроводе с околонулевой магнитострикцией растет при увеличении отношения $\rho = d_m/D$ (Рис.2). Такая заметная зависимость поля анизотропии, H_k , и вида петель гистерезиса от этих параметров связана с магнитоупругой анизотропией, константа которой описывается известным выражением

$$K_{me} \approx 3/2 \lambda_s \sigma_i \quad (1)$$

где λ_s – константа магнитострикции, σ_i – внутренние напряжения. Константа магнитострикции λ_s зависит главным образом от химического состава и принимает

околонулевое значение в аморфных сплавах с соотношением $Co/Fe \approx 70/5$ [5]. С другой стороны, расчетные значения внутренних напряжений, σ_i , в микропроводе со стеклянной оболочкой, возникающих вследствие разницы в коэффициентах теплового расширения металлической жилы и стекла, дают значения порядка 100-1000 МПа. При этом σ_i зависят от отношения $\rho = d_m/D$ [6], увеличиваясь с увеличением толщины стеклянного покрытия при одинаковом диаметре металлической жилы.

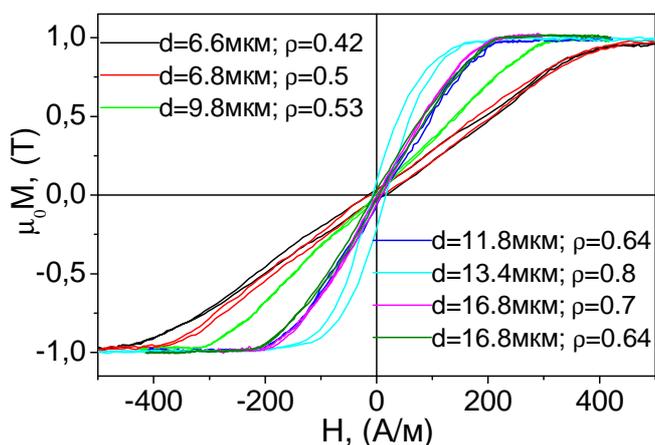


Рис.2. Петли гистерезиса аморфных микропроводов $Co_{67}Fe_{3.85}Ni_{1.45}B_{11.5}Si_{14.5}Mo_{1.7}$ с околонулевой константой магнитострикции одного и того же состава, но при различных отношениях ρ .

Это позволяет управлять магнитными свойствами микропровода в стеклянной оболочке через изменение магнитной анизотропии, контролируя внутренние напряжения, а именно, изменяя отношение $\rho = d_m/D$, путем

использования термообработки, либо химического травливания стеклянного покрытия. В частности, на Рис. 3 показано, что в случае микропровода $\text{Co}_{70.5}\text{Mn}_{4.5}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$ с низкой магнитострикцией, по мере того как постепенно стравливалось стеклянное покрытие, изменялся вид и характер петли гистерезиса.

Во втором параграфе третьей главы описаны результаты исследования микропроводов на основе Fe, имеющих прямоугольную петлю гистерезиса (или так называемое магнитно-бистабильное поведение). Единственный гигантский скачок Баркгаузена наблюдается при приложении магнитного поля выше некоторого порогового значения (называемого часто как поле переключения или поле старта), если длина образца превышает некоторое критическое значение, называемое критической длиной магнитно-бистабильного состояния (далее для краткости просто «критическая длина», l_c). Очевидно, что критическая длина связана с размерами и характером замыкающих доменов на концах микропровода. Детальные исследования профиля намагниченности и размера краевых доменов были выполнены нами для различного рода микропроводов в стеклянной оболочке и, для сравнения, в аморфных проволоках без покрытия. Мы обнаружили, что эта критическая длина зависит от намагниченности насыщения, магнитоупругой энергии, доменной структуры, магнитостатической энергии и приложенных механических напряжений. В частности, критическая длина, l_c , в аморфных проволоках с диаметром 120 мкм на основе Fe составляет около 7 см, а на основе Co около 4 см, а в микропроводе на основе Fe диаметром 10,8 мкм – около 2 мм.

Профиль намагниченности, то есть зависимость остаточной намагниченности, $\mu_0 M_r$,

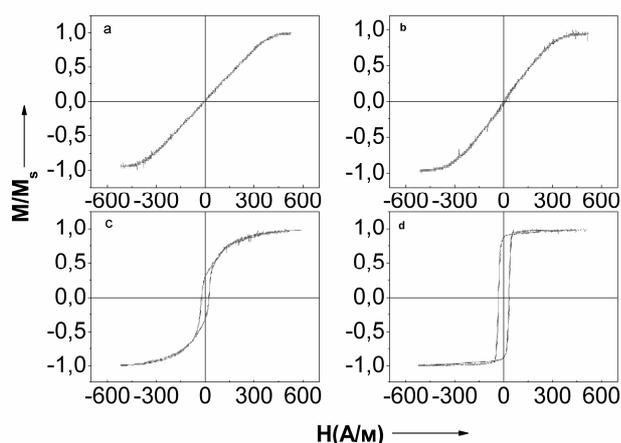


Рис.3. Изменение петли гистерезиса аморфного микропровода $\text{Co}_{70.5}\text{Mn}_{4.5}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$, по мере того как постепенно стравливалось стеклянное покрытие в 20% кислоте HF (a - исходный, b- 10 мин травления в 20% HF, c- 20 мин 20% HF, d- 50 мин 20% HF)

от положения приёмной катушки, L, был определен из измерений локальных петель гистерезиса. Расстояние от конца провода, на котором наблюдается уменьшение $\mu_0 M_r$ от значения, характерного для средней части провода, отражает глубину проникновения, l_d , краевых замыкающих доменов. Как видно из профиля остаточной намагниченности, измеренного в аморфном проводе диаметром 120 мкм $\text{Fe}_{77.5}\text{B}_{15}\text{Si}_{7.5}$ и в аморфном микропроводе $\text{Fe}_{70}\text{B}_{15}\text{Si}_{10}\text{C}_5$

(Рис.4), в микропроводе глубина проникновения, l_d , краевых замыкающих доменов заметно

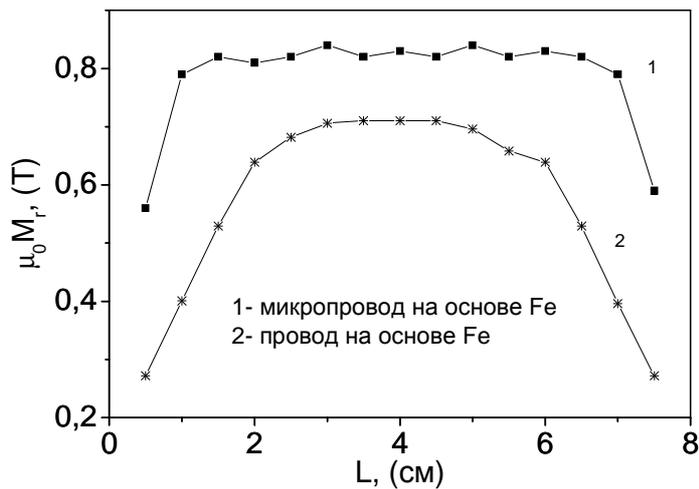


Рис. 4. Сравнение профиля остаточной намагниченности аморфного провода диаметром 120 мкм $Fe_{77.5}B_{15}Si_{7.5}$ и микропровода $Fe_{70}B_{15}Si_{10}C_5$ диаметром 10,8 мкм длиной 10 см.

ниже, чем в аморфном проводе. Радикальное уменьшение критической длины, l_c , в микропроводе делает его довольно привлекательным для применений в микродатчиках. Так, магнитно-бистабильное поведение наблюдалось в образце микропровода длиной $L=2$ мм с металлическим диаметром $d=10,8$ мкм.

Флуктуации поля старта, проявляющиеся в спонтанном изменении поля старта от одного цикла перемагничивания к другому, наблюдались в ряде магнитно-бистабильных микропроводов. Наблюдаемый экспериментально спонтанный разброс в величине поля старта в микропроводе $Fe_{70}B_{15}Si_{10}C_5$ составил около 10% от среднего значения поля старта (85 А/м). Для описания формы распределения мы применили ранее развитую нами феноменологическую модель флуктуаций поля старта за счет тепловых флуктуаций магнитных моментов зародышей перемагничивания. Эта модель предсказывает форму распределения флуктуаций поля старта: линейную зависимость логарифма плотности вероятности, $\ln w$, наблюдения большого скачка Баркгаузена в интервале полей от $\Delta H - \delta(\Delta H)$, от относительной величины флуктуаций поля старта $(\Delta h)^{3/2}$. Более подробное изучение распределения флуктуаций поля старта, выполненное при различных температурах, а также в микропроводах с различным химическим составом металлической жилы (и, следовательно, с различной константой магнитострикции) показали, что наблюдаемые зависимости можно описать как сумму двух линейных функций. Это может быть объяснено, если предположить, что результирующая свободная энергия является суммой двух потенциалов, ассоциированных с магнитоупругим вкладом и вкладом от стабилизации доменных границ. Магнитоупругий потенциал обычно связан с дальним взаимодействием и поэтому имеет более размытую форму. С другой стороны, вклад от стабилизации доменных границ (ДГ) связан с пиннингом ДГ на дефектах атомного масштаба и является более локализованным. Для того чтобы разделить роль вкладов были выполнены измерения под действием приложенных механических напряжений (для управления магнитоупругим вкладом), а также при различных частотах приложенного поля (для изменения структурной релаксации, зависящей от времени). При увеличении частоты приложенного поля время измерений уменьшается, что исключает влияние

структурной релаксации. Приложение механических напряжений усиливает магнитоупругий вклад в потенциал границ доменов. Как наблюдалось при измерениях распределения полей старта в аморфном микропроводе $Fe_{77.5}Si_{7.5}B_{15}$, приложение механических напряжений или изменение частоты действительно оказывают заметное влияние на зависимости $\ln(dw/d(\Delta H))$

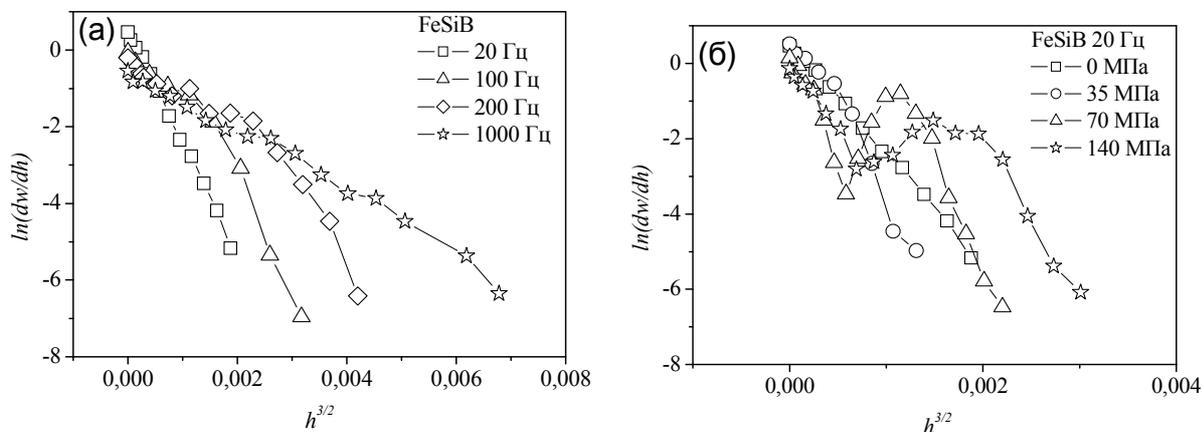


Рис.5. Зависимость логарифма плотности вероятности, $\frac{dw}{d(\Delta h)}$, флуктуаций поля старта от $(\Delta h)^{3/2}$ для аморфного микропровода $Fe_{77.5}Si_{7.5}B_{15}$, измеренная при разных частотах (а) и механических напряжениях (б)

от $\Delta h^{3/2}$ (Рис.5).

Температурная зависимость коэрцитивной силы в аморфных микропроводах также удовлетворительно описывается с учётом магнитоупругого вклада и вклада от взаимодействия ДГ с дефектами атомного масштаба.

Практически идеально прямоугольная форма петли гистерезиса определяет и высокую скорость распространения ДГ. Мы исследовали распространение ДГ в аморфном микропроводе с положительной магнитострикцией, варьируя состав жилы (а значит константу магнитострикции) и отношение между диаметром металлической жилы, d , и полным диаметром провода, D , ($\rho = d/D$).

Исследование движения ДГ в микропроводе $Fe_{65}B_{15}Si_{15}C_5$ при разных температурах показало, что движение ДГ возникает при поле выше 70 А/м (в этом образце поле старта составляло около 100А/м), а затем при повышении поля и с ростом температуры наблюдался некоторый рост скорости движения ДГ, v , и зависимости $v(H)$ не являются линейными.

Динамика ДГ в вязкой среде при низких скоростях описывается выражением:

$$v = S(H - H_0), \quad (2)$$

где S - подвижность ДГ, которая во многом и определяет скорость движения ДГ, Подвижность, S , определяется соотношением $S = 2\mu_0 M_s / \beta$, где μ_0 - магнитная проницаемость вакуума, M_s - намагниченность насыщения, β - параметр затухания ДГ, H_0 - критическое поле распространения, ниже которого распространение ДГ невозможно.

В аморфных микропроводах вдали от краёв образца зарождение ДГ наблюдалось в магнитном поле, заметно превышающем поле старта всего образца (в среднем в 3-4 раза), т.е. когда перемещение образца начинается с краёв, где существуют краевые домены. Локальное поле зарождения случайным образом менялось при локальном намагничивании микропровода в различных местах, то есть наблюдались флуктуации локальных полей зарождения вдоль длины микропровода (см. Рис.6б). Кроме небольших локальных флуктуаций полей зарождения мы наблюдали резкие провалы, связанные с существованием дефектов.

В образцах аморфного микропровода $Fe_{74}Si_{11}B_{13}C_2$ (образец 1) и $Fe_{75}Si_{12}B_9C_4$ (образец 2), с диаметрами металлической жилы, d , и общим диаметром, D , 12.0/15.8 и 13.6/16.0 мкм, соответственно, наблюдалась корреляция между линейным участком на зависимости $v(H)$ и минимальным полем локального зарождения ДГ, H_N , определенное как минимальное из

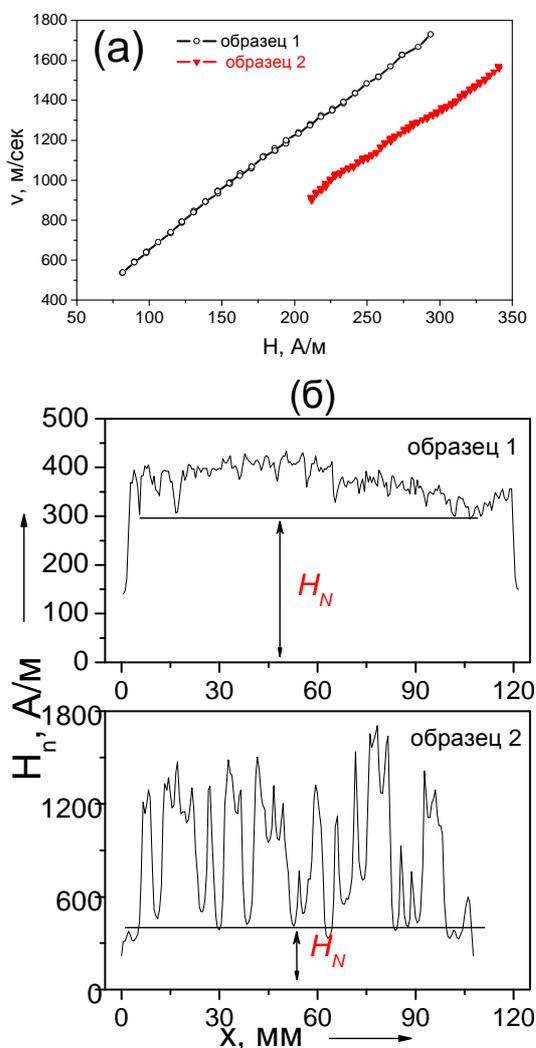


Рис.6. Зависимости скорости ДГ от поля, $v(H)$, двух образцов аморфного микропровода $Fe_{74}Si_{11}B_{13}C_2$ (образец 1) и $Fe_{75}Si_{12}B_9C_4$ (образец 2) (а) и распределением локальных полей зарождения вдоль длины тех же образцов (б)

всех значений локальных полей зарождения, за исключением значений H_N на краях образцов (Рис. 6). В полях ниже H_N наблюдалась линейная $v(H)$ зависимость. Поэтому, отклонения от линейной зависимости $v(H)$ при $H > H_N$ можно связать с множественным зарождением ДГ за счёт дефектов.

Скорость ДГ, наблюдаемая в микропроводе, является достаточно высокой (как правило, более 1 км/сек). Рассуждая о причинах столь высоких скоростей, следует принимать во внимание, что помимо цилиндрической формы образцов, метод их получения способствует возникновению сильной поперечной анизотропии. В случае, когда обе анизотропии (осевая и поперечная) скомпенсированы, возвращающая сила, препятствующая прецессии магнитного момента внутри ДГ, на границе между осевой и радиальной доменными структурами достигает минимального значения. Кроме того, ДГ не взаимодействуют с поверхностью

провода (за счёт присутствия радиальной доменной структуры), что приводит к уменьшению поверхностного пиннинга ДГ. Концы ДГ распространяются по границе между осевой и радиальной доменными структурами, где и осевая, и радиальная анизотропии полностью скомпенсированы. Это способствует достижению ДГ высокой скорости распространения. Наконец, в результате аморфного характера структуры микропровода, они имеют высокое электросопротивление. Поэтому, затухание за счет вихревых токов в этих материалах очень мало.

В третьем параграфе третьей главы описаны результаты исследования эффекта гигантского магнитоимпеданса, ГМИ, в магнито-мягких микропроводах с околонулевой константой магнитострикции (составы на основе Co-Fe) и магнитоимпеданса под влиянием механических напряжений (стресс-импеданса).

Для описания эффекта ГМИ использовался параметр :

$$\Delta Z/Z = \{|Z(H)| - |Z(H_{0 \max})|\} / |Z(H_{0 \max})|, \quad (3)$$

где $|Z|$ - модуль (абсолютное значение) импеданса, ($|Z|^2 = R^2 + X^2$) и $H_{0 \max}$ - максимальное магнитное поле, при котором достигается магнитное насыщение.

Общепринято, что высокая чувствительность полного импеданса магнитно-мягкого проводника к слабым магнитным полям при высоких частотах переменного тока возникает за счет зависимости поперечной магнитной проницаемости от статического магнитного поля, влияющей на скин-эффект. Поперечная магнитная проницаемость определяется совокупностью ряда факторов. Следовательно, величина эффекта ГМИ и зависимость ГМИ от приложенного магнитного поля связаны с константой магнитострикции, доменной структурой и магнитно-мягкими свойствами магнитных материалов. Поэтому мы сначала исследовали магнитострикцию микропроводов двумя способами - методом малоуглового вращения намагниченности (SAMR), а также из зависимости отношения ГМИ от приложенных напряжений.

Зависимость отношения ГМИ от напряжения была исследована в микропроводе $\text{Co}_{68.5}\text{Mn}_{6.5}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$, отожженном при 100°C 1 час. Отношение ГМИ, $\Delta Z/Z$, заметно меняется при приложении напряжений σ : магнитное поле, соответствующее максимуму, H_m , на зависимости $\Delta Z/Z$ от магнитного поля, H , растет практически линейно, при увеличении приложенных напряжений, σ (Рис.7).

Природа такой зависимости должна быть связана с изменением доменной структуры на поверхности микропровода. Согласно общепринятой точке зрения, магнитное поле, H_m , при котором на зависимости $\Delta Z/Z(H)$ появляется максимум, соответствует магнитному полю анизотропии.

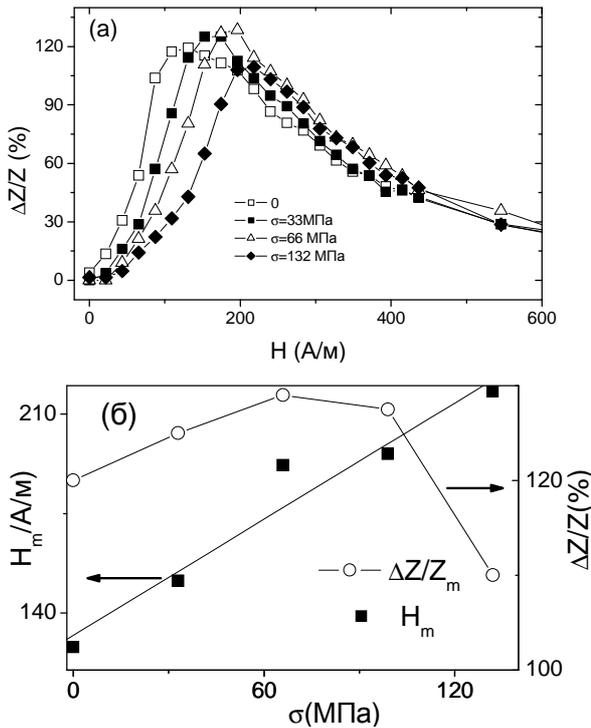


Рис.7. Зависимость $\Delta Z/Z(H)$ аморфного микропровода $\text{Co}_{68.5}\text{Mn}_{6.5}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$ измеренная при различных напряжениях, σ (а) и зависимость H_m (σ) (б).

отрицательную λ_s , которая колебалась между $-0.9 \cdot 10^{-6}$ и $-0.3 \cdot 10^{-7}$. Под влиянием отжига наблюдалось изменение λ_s , связанное с релаксацией внутренних напряжений в процессе отжига.

Зависимость импеданса, Z , от магнитного поля, H , была измерена для трёх различных типов микропроводов (см. Рис.8). Микропровода на основе Co показывают гораздо более высокий эффект ГМИ на всех частотах и форма зависимости $Z(H)$ является типичной для материалов с циркулярной магнитной анизотропией, то есть с максимумом при

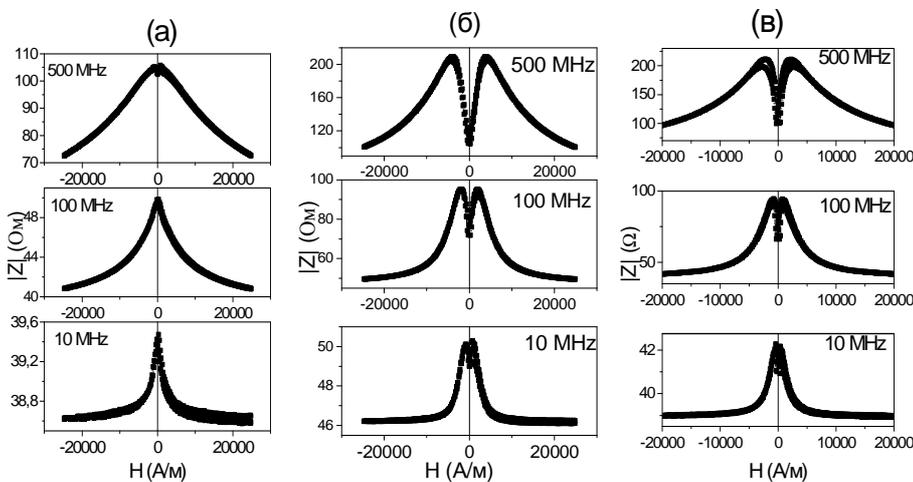


Рис.8. Зависимости $Z(H)$ для аморфных микропроводов $\text{Fe}_{75.5}\text{B}_{13}\text{Si}_{11}\text{Mo}_{0.5}$ (а), $\text{Fe}_{3.7}\text{Co}_{69.8}\text{Ni}_{11}\text{Si}_{11}\text{B}_{13}\text{Mo}_{1.5}$ (б) и $\text{Co}_{77.5}\text{Si}_{7.5}\text{B}_{15}$ (в).

Поэтому в соответствии с соотношением:

$$\lambda_s = (\mu_0 M_s / 3) (dH_k / d\sigma), \quad (4)$$

константа магнитострикции может быть оценена из зависимости поля H_m от приложенных напряжений.

Экспериментальная зависимость $H_m(\sigma)$ имеет наклон приблизительно $0.7 \text{ A/m} \times \text{МПа}$, что позволяет оценить константу магнитострикции в отсутствии напряжений $\lambda_{s,0}$.

Сравнение значений λ_s , полученных в исходном и отожжённом микропроводе из зависимостей $\Delta Z/Z(H)$ от приложенных напряжений, и полученных методом малоуглового вращения намагниченности (SAMR) дает разумное согласие. Микропровода с высоким ГМИ эффектом показывали

некотором значении магнитного поля.

Высокие внутренние напряжения приводят к радикальному изменению магнитоупругой энергии, K_{me} , даже для небольших изменений параметров, как например, толщины стеклянной оболочки.

Поэтому любой метод

обработки, способный изменить распределение внутренних напряжений (будь то термообработка, химическое травление стеклянной оболочки и др.) заметным образом влияет на магнитную анизотропию и на эффект ГМИ.

Одним из перспективных методов обработки является отжиг в магнитном поле. Действительно, приложенное в процессе отжига вдоль оси микропровода магнитное поле наводит осевую магнитную анизотропию (Рис.9). Это отражается как в характере петли гистерезиса, так и в увеличении начальной проницаемости, коэрцитивной силы, H_c , остаточной намагниченности, и уменьшении поля анизотропии, H_K . Эта анизотропия, наведенная при столь низкой температуре отжига, была объяснена совместным эффектом сильных внутренних напряжений и приложенного магнитного поля в процессе отжига. Как известно, при совместном воздействии напряжений и поля результирующая наведенная

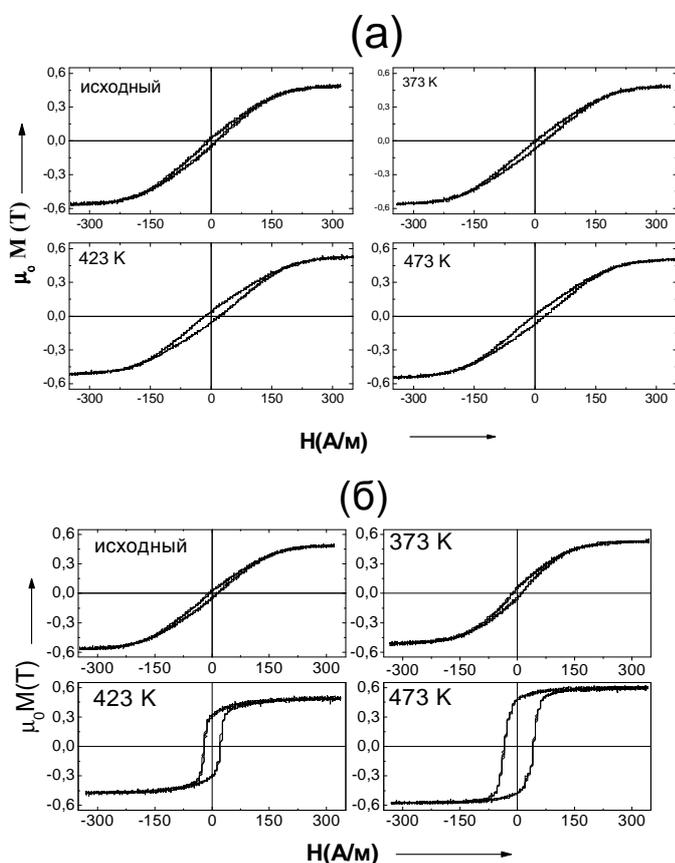
анизотропия оказывается гораздо сильнее, чем сумма от каждого из этих факторов в отдельности [7].

Отжиг не приводил к заметному изменению характера петли гистерезиса микропроводов на основе Fe, лишь слегка изменяя коэрцитивную силу, H_c (Fig.10 б). Отжиг в том же микропроводе при тех же условиях ($T_{отж} = 400^\circ\text{C}$), но под нагрузкой $\sigma = 458$ МПа, приводит к радикальным изменениям петли гистерезиса (Рис.10 б). Петля гистерезиса становится наклонной с полем магнитной анизотропии около 1000 А/м.

Поперечная магнитная анизотропия, наведенная отжигом в присутствии механических напряжений, также способствует появлению эффекта ГМИ в таких образцах (в микропроводе с прямоугольной петлей эффект ГМИ при

Рис.9. Влияние отжига без поля (а) и в магнитном поле 14кА/м (б) на петли гистерезиса аморфного микропровода $(\text{Co}_{0.92}\text{Mn}_{0.8})_{75}\text{Si}_{10}\text{V}_{15}$ при различных температурах отжига.

низких частотах очень мал): в образцах $\text{Fe}_{74}\text{V}_{13}\text{Si}_{11}\text{C}_2$, отожженных в присутствии механических напряжений с наклонной петлей гистерезиса, наблюдался значительной эффект ГМИ ($\Delta Z/Z \approx 13\%$).



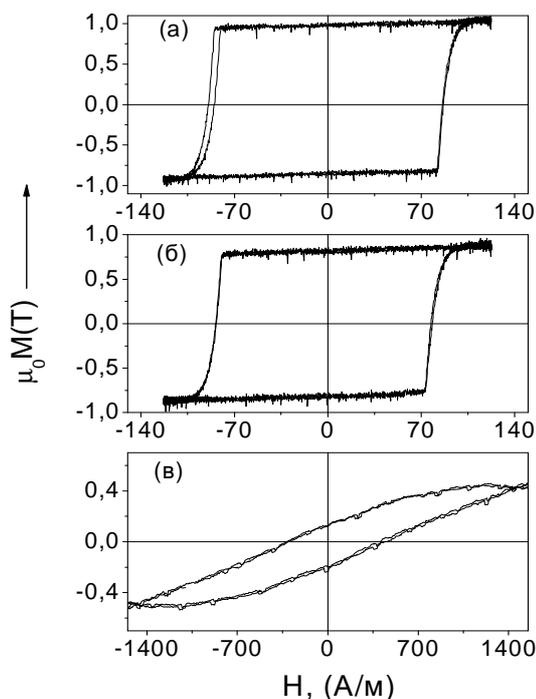


Рис. 10. Петли гистерезиса аморфного микропровода $Fe_{74}B_{13}Si_{11}C_2$ в исходном состоянии (а), отожженном при $T_{отж} = 400^\circ C$ (б) и отожженном при $T_{отж} = 400^\circ C$ под нагрузкой, $\sigma = 458$ МПа (в).

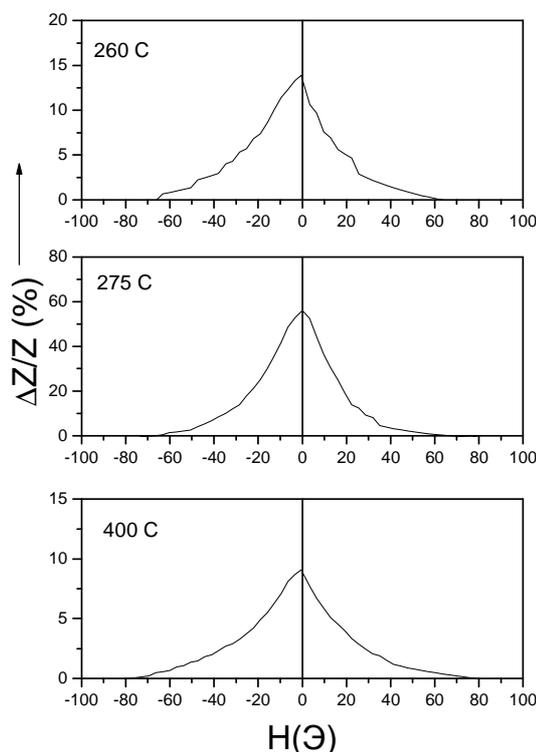


Рис.12. Эффект ГМИ отожженного 0,5 часа при различных температурах в присутствии механических напряжений аморфного микропровода $Fe_{74}B_{13}Si_{11}C_2$

При исследовании влияния отжига в присутствии механических напряжений при температурах $T_{отж}$, между $100^\circ C$ и $400^\circ C$ была обнаружена сильная зависимость поперечной магнитной анизотропии и формы петли гистерезиса от отжига под приложенным растягивающим напряжением (Рис.11): петля гистерезиса становится все более прямоугольной, при уменьшении продолжительности отжига под приложенным растягивающим напряжением и при уменьшении температуры отжига от $275^\circ C$ до $100^\circ C$.

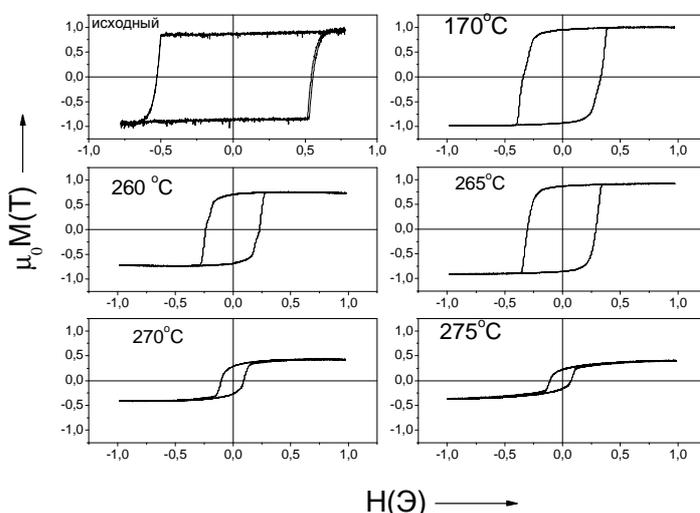


Рис.11. Влияние температуры отжига в присутствии механических напряжений на петли гистерезиса аморфного микропровода $Fe_{74}B_{13}Si_{11}C_2$ при фиксированной продолжительности отжига (0.5 часа).

Кроме того, если необработанные образцы практически не имеют эффекта ГМИ при 10 МГц, то образцы, подвергнутые отжигу под растягивающим напряжением, демонстрируют значительный ГМИ эффект (см. Рис.12). Отношение ГМИ, $\Delta Z/Z$, росло с температурой отжига вплоть до $275^\circ C$ (где $\Delta Z/Z \approx 60\%$), а затем начинало уменьшаться, когда поперечная магнитная анизотропия становилась слишком большой (см. Рис.12). Полевая зависимость $\Delta Z/Z$,

имеет форму монотонно спадающей зависимости, начиная с $H=0$ (такая форма зависимости типичная для сплавов с $\lambda_s > 0$).

Другой, не менее интересный результат, полученный в отожженных под напряжением образцах, состоит в том, что приложение растягивающих напряжений к таким образцам, приводило к восстановлению прямоугольного характера петли гистерезиса, типичного для исходных образцов (см. Рис.13). То есть, отожженный под напряжением микропровод $Fe_{74}B_{13}Si_{11}C_2$ является тензочувствительным. Кроме того, восстановление прямоугольной петли гистерезиса (т.е. изменение характера петли гистерезиса от наклонной к прямоугольной) под действием приложенных напряжений приводит к эффекту деформационного или стресс - импеданса, СИ, выраженного в чувствительности импеданса к приложенному напряжению, даже без приложения магнитного поля. Значительное изменение импеданса, то есть СИ эффект (около 60%), наблюдаемый при приложении растягивающего напряжения к микропроводу, отожженному под напряжением при $270^\circ C$,

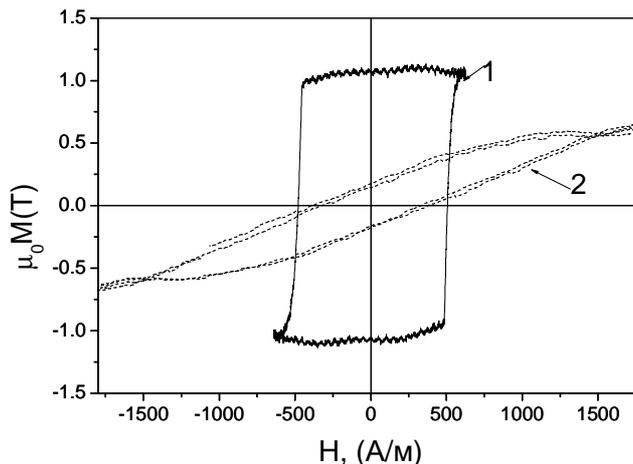


Рис.13 Петля гистерезиса микропровода $Fe_{74}B_{13}Si_{11}C_2$, отожженного под напряжением, измеренного при приложении растягивающих напряжений, $\sigma_{\text{appl}} = 500$ МПа (1) и без приложенных напряжений показана для сравнения (2).

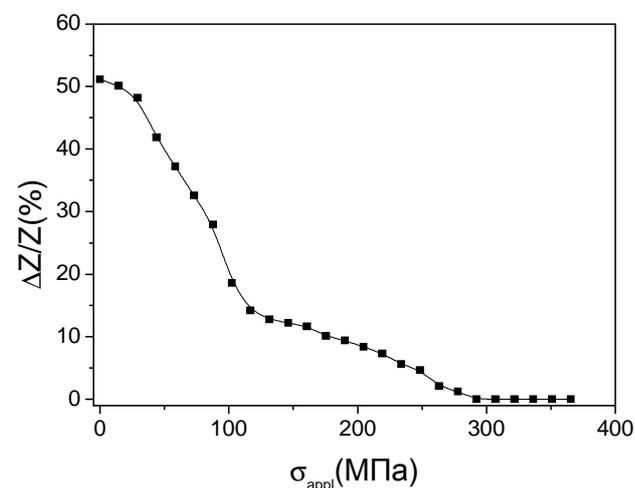


Рис.14. СИ эффект (деформационный импеданс или изменение импеданса под действием приложенных напряжений) в микропроводе $Fe_{74}B_{13}Si_{11}C_2$ отожженном под напряжениями ($\sigma_{\text{appl}}=468$ МПа) при $275^\circ C$ 0.5 часа. Измерения выполнены при 10 МГц и интенсивности переменного тока - 2 мА.

продемонстрировано на Рис.14.

Природу этой наведённой под напряжением анизотропии мы связали со следующими двумя факторами: перераспределением внутренних напряжений в процессе отжига под напряжением и/или наведением магнитной анизотропии, связанной с атомным упорядочением под действием напряжений.

Таким образом, нами найден способ управления магнитной анизотропией аморфного микропровода на основе Fe, посредством его отжига под нагрузкой. При этом наведенная анизотропия является

функцией температуры и продолжительности отжига под нагрузкой.

В диссертации показано на примере составов с околонулевой константой магнитострикции $\text{Co}_{67}\text{Fe}_{3.85}\text{Ni}_{1.45}\text{B}_{11.5}\text{Si}_{14.5}\text{Mo}_{1.7}$, что можно целенаправленно путем выбора оптимальных геометрических параметров микропровода и обработок, в том числе отжигом током, достичь высоких значений параметра ГМИ, вплоть до 600% (Рис.15). При этом отжиг

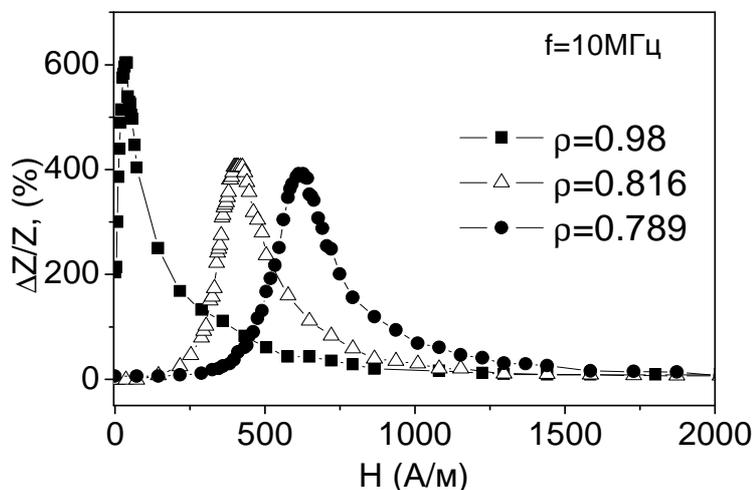


Рис.15. Зависимость $\Delta Z/Z(H)$, измеренная при $f=10$ МГц и $I = 0.75$ мА в микропроводах $\text{Co}_{67}\text{Fe}_{3.85}\text{Ni}_{1.45}\text{B}_{11.5}\text{Si}_{14.5}\text{Mo}_{1.7}$ с различным отношением, ρ .

в продольном поле и без поля по разному влияет на зависимости $\Delta Z/Z_{max}$ и H_m в микропроводе $\text{Co}_{67}\text{Fe}_{3.85}\text{Ni}_{1.45}\text{B}_{11.5}\text{Si}_{14.5}\text{Mo}_{1.7}$: при короткой продолжительности отжига в поле, $t_{отж}$, происходило уменьшение отношения ГМИ, $\Delta Z/Z_{max}$, (при отжиге без поля наблюдался рост $\Delta Z/Z_{max}$), которое с увеличением $t_{отж}$ сменялось ростом.

В действительности, необходимо учитывать, что как

магнитная проницаемость, так и магнитоимпеданс имеют тензорный характер. На Рис.16а показана зависимость сигнала с измерительной катушки, V_{out} , соответствующего недиагональной компоненте, $\zeta_{\varphi}(H)$, измеренной, в микропроводе $\text{Co}_{67}\text{Fe}_{3.85}\text{Ni}_{1.45}\text{B}_{11.5}\text{Si}_{14.5}\text{Mo}_{1.7}$ ($\lambda_s \approx 3 \cdot 10^{-7}$) с различной геометрией: диаметром металлической жилы и полным диаметром микропровода 6,0/10,2; 7,0/11,0 и 8,2/13,7 мкм, соответственно. Кривые $V_{out}(H)$ имеют антисимметричную форму с близким к линейному росту $V_{out}(H)$ в интервале полей от $-H_m$ до H_m , а величина H_m связана с полем анизотропии.

Влияние отжига при пропускании током на $V_{out}(H)$ микропровода $\text{Co}_{67.1}\text{Fe}_{3.8}\text{Ni}_{1.4}\text{Si}_{14.5}\text{B}_{11.5}\text{Mo}_{1.7}$ с околонулевой магнитострикцией с диаметрами 9.4/17.0 мкм показано на Рис.16б. Как видно, отжиг при интенсивности постоянного тока 50 мА уменьшает H_m с 480 А/м в исходном микропроводе до 240 А/м, после отжига в течение 5 минут.

В микропроводе $\text{Co}_{74}\text{B}_{13}\text{Si}_{11}\text{C}_2$ в исходном состоянии с отрицательной константой магнитострикции ($\lambda_s \approx -1 \cdot 10^{-6}$) с диаметрами 10.0/16.2 мкм зависимость $V_{out}(H)$ показывает слабый сигнал с гистерезисом при 1.3 Э.

После отжига током недиагональный импеданс значительно увеличился. Наблюдаемая значительная зависимость кривых $V_{out}(H)$ от отжига и его продолжительности мы связали главным образом с уменьшением магнитоупругой энергии за счёт релаксации напряжений.

Известно, что добавление Ni и Cr в металлические ферромагнитные сплавы, приводят к существенному снижению температуры Кюри. Соответственно, с целью развития микропроводов с выраженной температурной зависимостью эффекта ГМИ, мы разработали ряд новых составов с низкой точкой Кюри (в области комнатной температуры), стараясь поддерживать высокие магнитно-мягкие свойства. Это, с нашей точки зрения, позволяет применять микропровод для контроля температуры за счет зависимости магнитных свойств и эффекта ГМИ от температуры. В нескольких микропроводах, разработанных с этой целью (получения низкой температуры Кюри в магнитно-мягких микропроводах), был найден высокий ГМИ эффект. Всего для такого рода применений было разработано более 20 новых составов микропровода.

В четвёртой главе рассматриваются результаты по управлению магнитными свойствами одиночного микропровода путем формирования искусственных структур, используя частичное расстеклование или кристаллизацию металлической жилы, или создавая многослойный микропровод, а также системы микропроводов за счет их магнитостатического взаимодействия.

В первом параграфе исследовано влияние магнитостатического взаимодействия на магнитный отклик системы, состоящей из микропроводов различного, или даже идентичного состава. Когда два или более микропроводов помещаются рядом, на результирующей петле гистерезиса появляются ступеньки и сдвиги, наведённые влиянием рассеивающего магнитного поля, созданного соседними микропроводами. Результаты измерений одного и нескольких микропроводов $Fe_{65}Si_{15}B_{15}C_5$, зафиксированных плотно друг к другу таким образом, что расстояние между ферромагнитными жилами микропроводов равнялось двойной толщине стеклянного покрытия (7,4 мкм), представлены на Рис. 17.

Увеличение числа микропроводов приводило к увеличению числа скачков, которое выжалось в образовании ступенек на результирующих петлях гистерезиса (Рис.17 б-г). При этом магнитное поле, соответствующее первому скачку уменьшается (и даже меняет

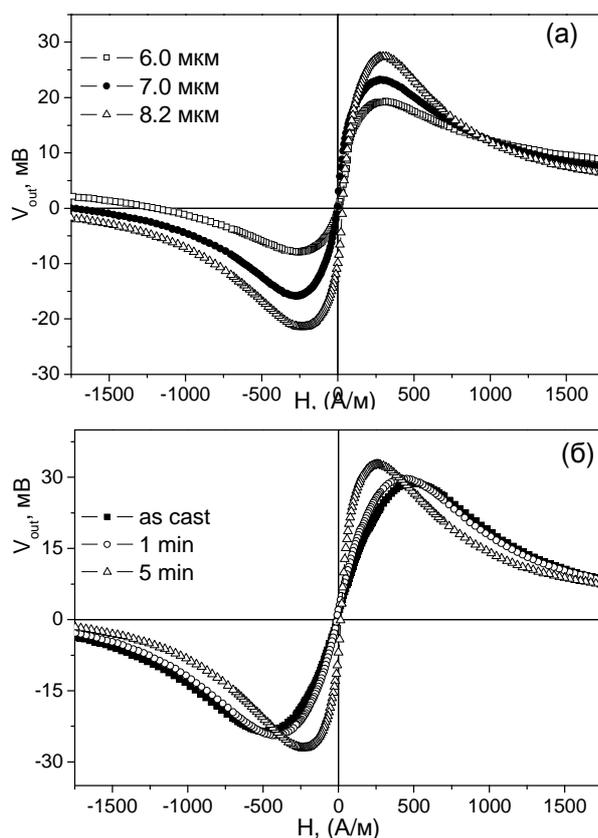


Рис.16. Зависимости $V_{out}(H)$ для микропроводов $Co_{67,1}Fe_{3,8}Ni_{1,4}Si_{14,5}B_{11,5}Mo_{1,7}$ с различными диаметрами (а) и зависимости $V_{out}(H)$ для микропроводов $Co_{67,1}Fe_{3,8}Ni_{1,4}Si_{14,5}B_{11,5}Mo_{1,7}$ с диаметрами 9.4/17.0 мкм подвергнутых отжигу током(б).

по управлению магнитными свойствами

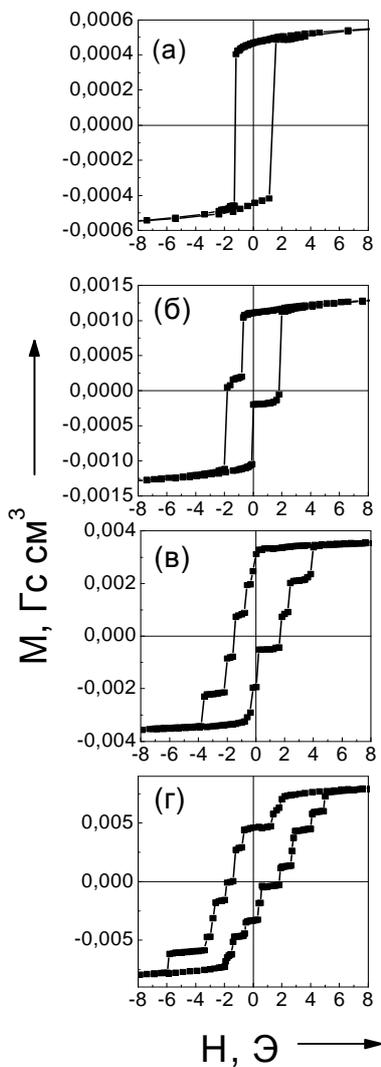


Рис.17. Петли гистерезиса микропровода $\text{Fe}_{65}\text{B}_{15}\text{Si}_{15}\text{C}_5$ измеренные для (а) 1 микропровода (б) 2 микропроводов (в) 5 микропроводов и (г) 10 микропроводов.

знак), тогда как магнитное поле последнего скачка - растёт. Значение поля старта последнего скачка для системы из 10 микропроводов (Рис. 17г) превышает в 5 раз поле скачка для одиночного микропровода.

Этот эффект мы объяснили следующим образом. Как следствие полей рассеяния, каждый из намагниченных микропроводов производит дополнительное магнитное поле рассеяния. Суперпозиция приложенного и поля рассеяния вызывает перемагничивание в одном из образцов, когда приложенное поле ниже поля старта одиночного провода. Последовательное перемагничивание микропроводов изменяет распределение магнитных полей в системе из нескольких микропроводов и скачки осуществляются в поле, которое является суперпозицией приложенного поля и полей рассеяния от перемагнитившихся и не перемагнитившихся микропроводов.

Взаимодействие между микропроводами влияет и на ГМИ. Эффект ГМИ был измерен в системах, содержащих n ($1 < n < 30$) микропроводов $\text{Co}_{59.2}\text{Fe}_{4.8}\text{Ni}_{11}\text{B}_{14}\text{Si}_{11}$ с околонулевой константой магнитострикции. Максимальное значение $\Delta Z/Z_{\max}$ и H_m заметно зависят от параметра n : $\Delta Z/Z_{\max}$ уменьшается с n , отражая влияние взаимодействия между микропроводами системы, вероятно связанного с эффектом экранирования соседними микропроводами приложенного магнитного поля.

Максимальное отношение ГМИ, $\Delta Z/Z_{\max}$, при 500 МГц достигает 350% и имеет немонотонную $\Delta Z/Z_{\max}(n)$ зависимость, что может быть связано с более высокой магнитной проницаемостью, μ_ϕ , в поверхностном слое, имея в виду то, что с ростом частоты роль поверхностного слоя возрастает.

При использовании микропроводов разного состава и, соответственно, с разным характером петли гистерезиса ($\text{Fe}_{74}\text{B}_{13}\text{Si}_{11}\text{C}_2$ с прямоугольной петлей гистерезиса и коэрцитивной силой около 100 А/м, и магнитно-мягкого микропровода $\text{Co}_{66.94}\text{Fe}_{3.83}\text{Ni}_{1.94}\text{B}_{11.51}\text{Si}_{14.59}\text{Mo}_{1.69}$ с коэрцитивной силой около 7 А/м) мы смогли получить нелинейный магнитный отклик от такой системы, как результат необычной формы петли гистерезиса. При увеличении амплитуды магнитного поля выше коэрцитивной силы

микропровода $\text{Fe}_{74}\text{B}_{13}\text{Si}_{11}\text{C}_2$, результирующая петля гистерезиса приобретает двухступенчатую форму. При этом имеет место усиление чётных гармоник, связанное с такой формой петли гистерезиса.

Во втором параграфе описаны свойства многослойных микропроводов, которые были получены, сочетая различные методы приготовления, включая метод Тейлора-Улитовского, метод напыления и электроосаждения. Новизна этого материала состоит в природе взаимодействий, наблюдаемых между различными магнитными слоями: присутствие внешней магнитной оболочки, нанесённой поверх стеклянного покрытия, наводит дополнительную магнитную анизотропию в жиле микропровода, заметным образом влияя на магнитные свойства и, кроме того, увеличивая чувствительность микропровода к внешним напряжениям и температуре. Специфическое следствие такого двухслойного характера микропровода состоит в том, что изменение температуры наводит дополнительные напряжения за счёт различных коэффициентов теплового расширения слоев. На Рис. 18

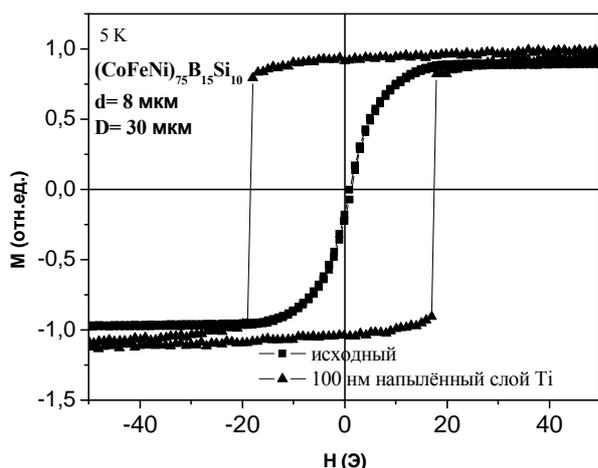


Рис.18. Петли гистерезиса измеренные при 5К исходного $(\text{CoFeNi})_{75}\text{B}_{15}\text{Si}_{10}$ ($d=8$ мкм, $D=30$ мкм) микропровода, и микропровода на поверхность, которого нанесли слой титана толщиной 100 нм.

мультислойного микропровода

В третьем параграфе представлены результаты по магнитным и магнитотранспортным свойствам микропроводов со смешанной структурой (содержащих две или более магнитных кристаллических и/или аморфных фаз) составов $\text{Cu}_{50}-(\text{Fe}_{69}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}\text{C}_5)_{50}$ и $\text{Cu}_{70}(\text{Co}_{70}\text{Fe}_5\text{Si}_{10}\text{B}_{15})_{30}$, полученных методом Тейлора-Улитовского. В таких микропроводах мы наблюдались петли гистерезиса, характерные для многофазных систем и эффект магнитосопротивления (МС).

показаны петли гистерезиса исходного $(\text{CoFeNi})_{75}\text{B}_{15}\text{Si}_{10}$ микропровода с околонулевой константой магнитострикции и микропровода, на поверхность которого нанесли слой титана толщиной 100 нм. Видно, что нанесение слоя Ti заметным образом повлияло на характер петли гистерезиса при 5К: петля из наклонной с полем магнитной анизотропии около 8 Э трансформировалась в прямоугольную.

Нанесение поверх напылённого слоя нового магнитного слоя методом электроосаждения позволяет манипулировать магнитной анизотропией

Кривые намагничивания микропроводов $\text{Cu}_{50}\text{-(Fe}_{69}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}\text{C}_5)_{50}$, измеренные при различных температурах, показаны на Рис. 19. В исходном образце коэрцитивная сила, H_c ,

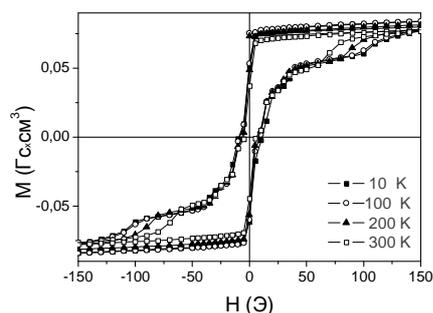


Рис.19. Кривые намагничивания исходного микропровода $\text{Cu}_{50}\text{-(Fe}_{69}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}\text{C}_5)_{50}$.

составляла около 5 Э, хотя петля гистерезиса имеет форму, типичную для двухфазной структуры (Рис.19). Намагниченность, измеренная при охлаждении в магнитном поле, (FC) и без поля (ZFC), показывает значительное различие.

После отжига при 573 К исходного провода, наблюдалось увеличение H_c и изменение формы петли гистерезиса: петля становилась более характерной для однофазных сплавов. Как и в случае исходных микропроводов, намагниченность, измеренная в магнитном поле (FC) и без поля (ZFC), показывала значительное различие.

Анализ рентгенограмм позволил нам выявить четыре различных вклада: 1) вклад от стеклянного покрытия с размытым пиком при $2\Theta \approx 22^\circ$; 2) вклад от Cu, дающий три пика при межатомных расстояниях, d , соответствующих 2.064, 1.792 и 1.273 Å; 3) вклад от незначительного количества $\alpha\text{-Fe}$ с $d=1.979\text{Å}$ и 4) аморфное гало.

Такая кристаллическая структура и фазовый состав объясняют форму петель гистерезиса, наблюдаемую в исходном состоянии. Таким образом, магнитно-мягкая аморфная фаза и вклад от кристаллического $\alpha\text{-Fe}$ приводят к перетянутой петле гистерезиса, типичной для двухфазного состояния. Кроме того, такая многофазная структура вела к появлению магнитосопротивления в этом образце (около 1%), которое, определялось, как отношение:

$$\Delta R/R(\%) = \{ (R(H) - R(0)) / R(0) \} \times 100 \quad (5)$$

Аналогично, мы получили и измерили магнитные и магнитотранспортные свойства микропровода $\text{Cu}_{70}\text{(Co}_{70}\text{Fe}_5\text{Si}_{10}\text{B}_{15})_{30}$ ($D=28.2$ мкм, $d=15.2$ мкм).

В четвёртом параграфе исследованы нанокристаллические микропровода, $\text{Fe}_{73.4}\text{Cu}_1\text{Nb}_{3.1}\text{Si}_x\text{B}_{22.5-x}$ ($x = 11.5, 13.5$ и 16.5), $\text{Fe}_{73.4-x}\text{Cu}_1\text{Nb}_{3.1}\text{Si}_{13.4+x}\text{B}_{9.1}$ ($0 \leq x \leq 1.1$) и $\text{Fe}_{79}\text{Hf}_7\text{B}_{12}\text{Si}_2$.

Магнитно-мягкие нанокристаллические сплавы привлекли повышенный научный интерес в связи с тем, что такие материалы демонстрируют чрезвычайно высокие магнитно-мягкие свойства [8].

После первой стадии кристаллизации микропроводов Fe-Cu-Nb-Si-B при отжиге была получена структура, состоящая из мелких (10-20 нм) кристаллитов FeSi или Fe, соответственно равномерно распределённых в остаточной аморфной матрице.

Это было подтверждено изучениями рентгеновской дифракции исходного и отожженного при различных температурах образцов. Средний диаметр выделившихся кристаллитов, оценённый используя формулу Дебая-Шеррера составил 2; 12 и 14 нм при $T_{отж} = 773, 823$ и 1023 К, соответственно. Высокие магнитно-мягкие свойства (коэрцитивная сила около 15 А/м) были получены в микропроводах $Fe_{73.5}Cu_1Nb_3Si_xB_{22.5-x}$ ($x = 13.5$), при адекватных условиях отжига.

Как в случае других аморфных микропроводов на основе Fe, коэрцитивная сила образцов аморфного микропровода $Fe_{72.3}Cu_1Nb_{3.1}Si_{14.5}B_{9.1}$ (в исходном состоянии) заметно увеличивается по мере того как коэффициент ρ уменьшается (Рис. 20).

В области температур отжига, $T_{отж}$, около 673-723 К наблюдался слабый локальный минимум H_c (Рис. 20).

Слабый рост коэрцитивной силы наблюдался после отжига около 723-773 К, что может быть связано с начальной стадией расстеклования. Геометрия образца влияет на величину и положение локальных экстремов на зависимости $H_c(T_{отж})$ (см. Рис.20). Более глубокий минимум на зависимости $H_c(T_{отж})$ (оптимальные магнитно-мягкие свойства) с довольно низким значением H_c были получены в образцах, обработанных при $T_{отж} = 773-873$ К.

Скачкообразный рост коэрцитивной силы с ростом $T_{отж}$ был обнаружен в образцах, отожженных при температуре 873 К. Начало такого роста коэрцитивной силы должно быть связано с выделением боридов железа (с размером зерна более чем 50 нм), что приводит к магнитному твердению.

В слегка измененном составе $Fe_{72.3}Cu_1Nb_{3.1}Si_{14.5}B_{9.1}$ первый максимум на зависимости $H_c(T_{отж})$ появляется при такой же температуре отжига, как и в $Fe_{73.4}Cu_1Nb_{3.1}Si_xB_{22.5-x}$ ($x =$

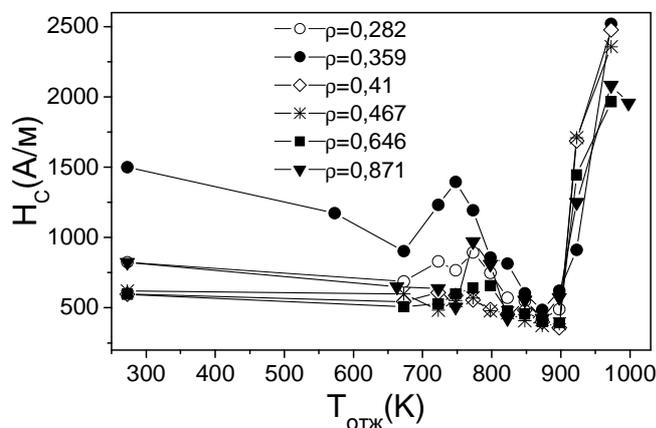


Рис.20. Зависимость коэрцитивной силы от температуры отжига, $T_{отж}$, для микропровода $Fe_{71.8}Cu_1Nb_{3.1}Si_{15}B_{9.1}$ с отношением d/D от 0.282 до 0.646.

11.5 и 13.5), но магнитное твердение выражено гораздо сильнее (см. Рис.21). Вслед за этим заметным магнитным твердением микропровода $Fe_{72.3}Cu_1Nb_{3.1}Si_{14.5}B_{9.1}$ следует новое уменьшение коэрцитивной силы (магнитное размягчение) при увеличении $T_{отж}$ выше 823 К, и новое магнитное твердение при $T_{отж} > 923$ К, которое сопровождается механическим охрупчиванием (Рис.21).

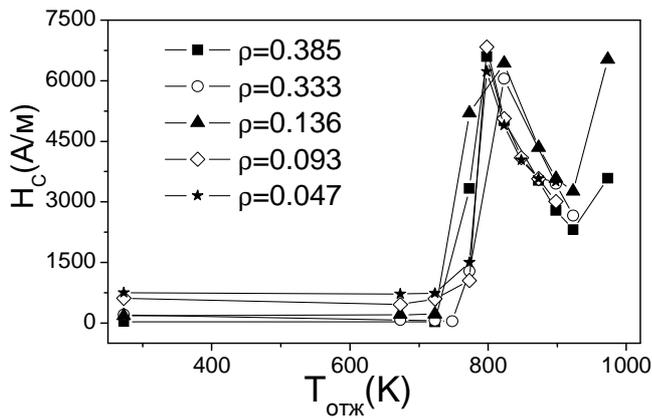


Рис.21. Зависимость коэрцитивной силы от температуры отжига микропровода $Fe_{72.3}Cu_1Nb_{3.1}Si_{14.5}B_{9.1}$ с различными коэффициентами ρ .

С помощью электронной просвечивающей микроскопии (ПЭМ) в образце $Fe_{72.3}Cu_1Nb_{3.1}Si_{14.5}B_{9.1}$, отожженном при 823К, было обнаружено небольшое количество мелких зерен α -Fe, γ -Fe, и α -Fe (Si).

Таким образом, наблюдаемое магнитное твердение следует связать со структурными эффектами, обусловленными выделением тонких кристаллитов.

Известно, что оптимальные магнитно-мягкие свойства достигаются, когда нанокристаллическая структура состоит из малых зерен α -Fe(Si) и аморфной матрицы и сплав имеет околонулевую константу магнитострикции. Возможно, что даже небольшое изменение состава сплава не позволяет достигнуть такой околонулевой константы магнитострикции. С другой стороны, сильные внутренние напряжения (около 100 МПа и даже выше), наведённые стеклянной оболочкой, могут привести к изменению структуры выделяющихся тонких кристаллитов. Как следствие, начало такого заметного магнитного твердения, при низких температурах отжига без ухудшения механических свойств, может быть связано с некоторыми особенностями первого процесса кристаллизации, под влиянием сильных внутренних усилий, наведенных стеклянным покрытием и разницей в составах сплава.

Ввиду того, что Zr взаимодействует со стеклом, вместо нанокристаллического сплава на основе Fe- Zr, для получения микропровода с нанокристаллической структурой методом Тейлора-Улитовского, мы выбрали другой состав ($Fe_{79}Hf_7B_{12}Si_2$), в котором Zr был заменён Hf. Следует упомянуть, что даже исходные образцы $Fe_{79}Hf_7B_{12}Si_2$ имеют частично кристаллическое строение. Средний размер зерна, оцененный из ширины пика из уравнения Дебая – Шеррера, составляет около 17 нм. При отжиге размер зерна кристаллитов увеличивался с 17 нм до 35 нм после отжига при 873 К. При отжиге значительное улучшение магнитно-мягких свойств происходило при температурах отжига, $T_{отж} = 773-873$ К, при которых происходит также и увеличение размера зерна, D. Однако, значения $H_{c0} \approx 600$ А/м и $D \approx 30$ нм А/м для образцов отожженных при таких температурах (773-873 К) заметно выше, чем значения обнаруженные ранее в нанокристаллических лентах типа «Finemet» ($H_c \approx 1$ А/м, $D \approx 10$ нм) на основе Fe. На Рис.22 представлена зависимость

$$\frac{H_{c0} - H_{cS}}{H_{cS}} \quad (H_{c0} \text{ – коэрцитивная сила без нагрузки, } H_{cS} \text{ коэрцитивная сила под нагрузкой, для}$$

исходного и отожжённого микропроводов) от приложенных механических напряжений, σ , измеренная в образцах $\text{Fe}_{79}\text{Hf}_7\text{B}_{12}\text{Si}_2$.

Как можно видеть, в исходных и отожжённых образцах при низких температурах отжига ($T_{отж} < 773 \text{ K}$), происходил рост H_c с σ , но при $T_{отж} > 773 \text{ K}$ наблюдалось уменьшение H_c с σ . Такое поведение можно связать с различным магнитоэлектрическим характером образцов. Общепринято, что эффективная магнитоэлектрическая насыщенность в магнитно-мягких нанокристаллических сплавах определяется главным образом балансом двух вкладов, а именно: первый вклад, возникающий от нанокристаллической фазы и второй - от остаточной аморфной матрицы. Можно предположить, что при отжиге происходят изменения концентрации и распределения нанокристаллической и аморфной фазы с повышением температуры отжига, что и приводит к различной зависимости коэрцитивной силы от напряжений при разных $T_{отж}$.

Размер зерна играет заметную роль для объяснения поведения коэрцитивной силы при отжиге.

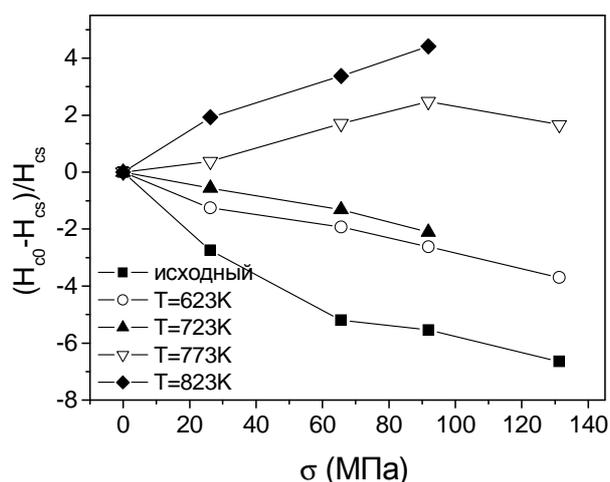


Рис.22. Зависимость коэрцитивной силы от приложенных механических напряжений в исходном и отожженном состоянии при разных температурах микропровода $\text{Fe}_{79}\text{Hf}_7\text{B}_{12}\text{Si}_2$.

Действительно, наблюдается увеличение размера зерна (с 15 до 35 нм) с одновременным уменьшением коэрцитивной силы. Кроме того, такая зависимость коэрцитивной силы от размера зерна не соответствует модели случайной анизотропии, предложенной Герцнером для нанокристаллических материалов типа «Finemet» [8].

Интересная корреляция механических и магнитных свойств наблюдалась в микропроводе $\text{Fe}_{73.4}\text{Cu}_1\text{Nb}_{3.1}\text{Si}_{13.4}\text{B}_{9.1}$ во время его нанокристаллизации при отжиге: зависимость предела прочности, σ_y , от температуры отжига коррелирует с зависимостью коэрцитивной силы, $H_c(T_{отж})$. Как и в случае зависимости $H_c(T_{отж})$, на зависимости $\sigma_y(T_{отж})$ наблюдался локальный минимум около $T_{отж} = 450 \text{ }^\circ\text{C}$. Как H_c так и σ_y уменьшались с $T_{отж}$ при $T_{отж} < 450 \text{ }^\circ\text{C}$. Некоторый рост как H_c , так и σ_y наблюдался при $T_{отж}$ около $575 \text{ }^\circ\text{C}$. В конце концов, заметный рост σ_y наблюдался при $T_{отж} > 650 \text{ }^\circ\text{C}$. Образцы, отожженные $T_{отж} > 700 \text{ }^\circ\text{C}$, были весьма хрупкими.

При температурах отжига выше $600 \text{ }^\circ\text{C}$, характер разрушения образцов менялся. Металлическая жила становилась хрупкой и стеклянное покрытие давало заметный вклад в предел прочности: образец ломался немедленно после разрушения стеклянного покрытия.

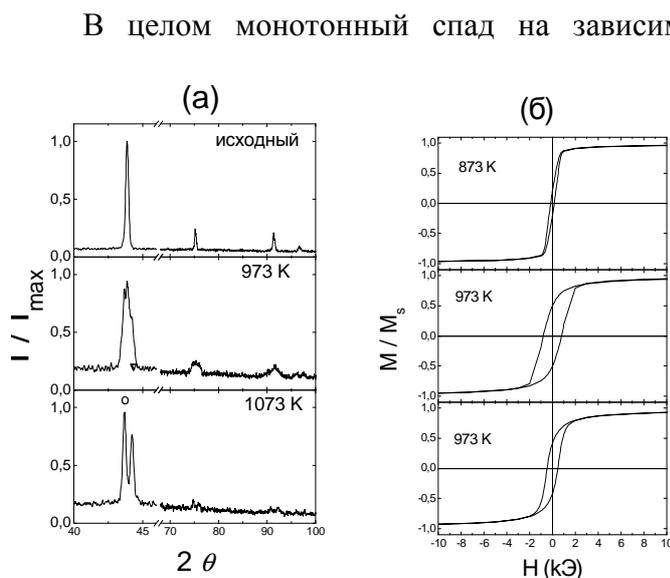
Корреляция механических свойств с магнитным поведением может быть связана со структурными изменениями, наведенными отжигом. Выделение второй кристаллической фазы приводит к полной кристаллизации образца, наводит сильные внутренние напряжения и изменения в характере химических связей. Этот процесс кристаллизации делает образец хрупким [8].

Пятая глава посвящена исследованиям микропровода с гранулярной структурой. Такая гранулярная структура была достигнута, главным образом, при распаде метастабильных кристаллических фаз, полученных быстрой закалки из расплава.

На Рис.23 показаны дифракционные спектры образца $\text{Co}_{29}\text{Ni}_{25}\text{Cu}_{45}\text{Mn}_1$ в исходном состоянии и после термообработки при двух различных температурах $T_{отж}$.

При отжиге образца метастабильная фаза, полученная в исходном состоянии после закалки из расплава, распалась. Это видно в образце, отожжённом при 973 К, где процесс сегрегации еще не закончен (Рис.23 а). На этой стадии коэрцитивная сила резко возрастает от 80Э в исходном состоянии до 750 Э (Рис.23б). После отжига при 1073 К структура образца состоит из равновесных фаз: обогащенной медью матрицы ($a = 0.3591$ нм) и частиц на основе Со ($a = 0.3545$ нм) (Рис.23 а), при этом коэрцитивная сила уменьшается (Рис.25б). Эти результаты соответствуют механизму магнитного твердения в объёмных магнитно-жестких сплавах CuNiCo и максимальное значение коэрцитивной силы, полученное после отжига при 973 К (1 час), согласуется с сообщенными в литературе данными [9].

Эффект ГМС($\Delta R/R$) в отожжённом при 973 К образце достигает 3%, при 5К в магнитном поле, H , около 100 кЭ. Зависимость $\Delta R/R$ от магнитного поля в исходном и отожженном образцах заметно отличается, особенно в области низких полей (см. Рис.24).



В целом монотонный спад на зависимости $\Delta R/R(H)$ наблюдается в исходных микропроводах при $H > 1000$ Э (см. Рис.24). Отожженный образец показывает максимум на зависимости $\Delta R/R(H)$ и значительный гистерезис в области низких магнитных полей. Положение максимума на зависимости $\Delta R/R(H)$ соответствует величине коэрцитивной силы, H_c , полученной из кривых намагничивания.

Рис.23. Изменение рентгенограмм и кривых намагничивания микропровода $\text{Co}_{29}\text{Ni}_{25}\text{Mn}_1\text{Cu}_{45}$ после термообработок.

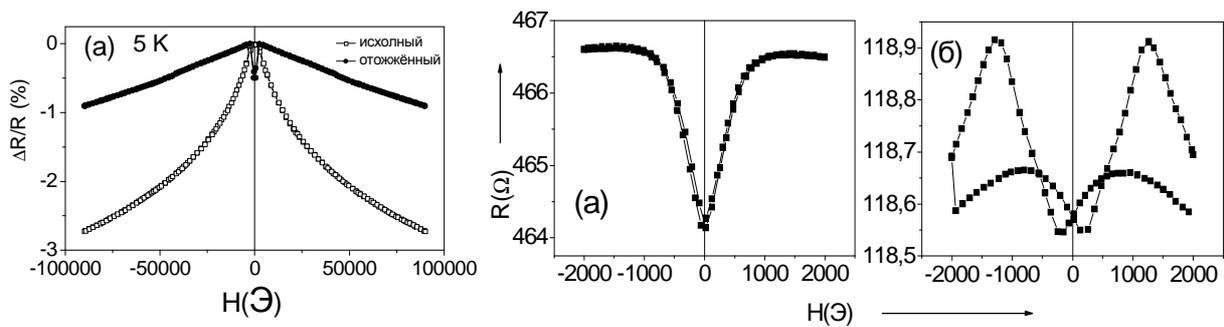


Рис.24. Зависимости $\Delta R/R(H)$ исходного и отожжённого при 973 К микропроводов $\text{Co}_{29}\text{Ni}_{25}\text{Mn}_1\text{Cu}_{45}$, измеренные при 5 К (а) и зависимости $R(H)$ исходного (б) и отожжённого при 973 К (в) микропроводов $\text{Co}_{29}\text{Ni}_{25}\text{Mn}_1\text{Cu}_{45}$, измеренные при 5К в слабых полях.

Такую специфическую форму зависимости $\Delta R/R(H)$ от магнитного поля с положительным $\Delta R/R$, при низких полях и отрицательным $\Delta R/R$, при более высоких магнитных полях можно отнести к вкладу от анизотропного магнитосопротивления и ГМС. В этом случае положительный вклад должен быть связан с ферромагнитным упорядочением фазы на основе Co, или Ni, тогда как отрицательное $\Delta R/R$ должно быть связано с существованием однодоменных ферромагнитных частиц в металлической матрице.

Другая система для получения микропроводов из элементов с ограниченной растворимостью - Co-Cu. Из рентгенограммы микропровода $\text{Co}_{10}\text{Cu}_{90}$ были идентифицированы ГЦК Cu фаза (параметр решетки: 3.61 Å) и ГПУ Co фаза (параметры решетки: 2.51 и 4.07 Å).

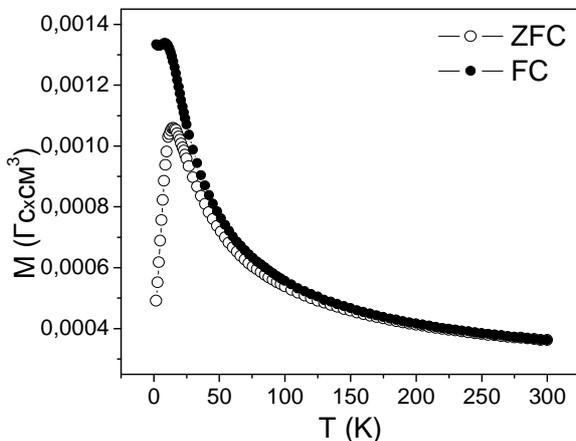


Рис.25. Зависимость намагниченности от температуры, измеренная при охлаждении в магнитном поле (FC) и без поля (ZFC) в микропроводе $\text{Co}_{10}\text{Cu}_{90}$.

Зависимость намагниченности от температуры, измеренная при охлаждении в магнитном поле (FC) и без поля (ZFC), показывает значительное различие в исходном образце (Рис. 25). Такая разница подтверждает присутствие малых ферромагнитных зерен в парамагнитной матрице. Магнитосопротивление, $\Delta R/R$, было измерено в исходных микропроводах $\text{Co}_{10}\text{Cu}_{90}$ с диаметром 14 и 17 мкм. Значительное $\Delta R/R$ наблюдалось в обоих случаях (см. Рис.26) в диапазоне температур 5-300 К. ГМС эффект, $\Delta R/R$, образца

достигает 12% при 5К в магнитном поле, H, около 90 кЭ.

Зависимость $\Delta R/R(H)$ имеет безгистерезисный характер, показывая монотонное уменьшение с магнитным полем. Такая форма $\Delta R/R(H)$ зависимости типична для ГМС,

которое обычно связывается с существованием однодоменных ферромагнитных частиц в парамагнитной металлической матрице.

Следует заметить, что эффект ГМС наблюдается в широком диапазоне температур и значение $\Delta R/R$ увеличивается с температурой, достигая примерно 18% при 200 К.

ГМС эффект и гранулярная структура также наблюдались нами в микропроводах $\text{Cu}_{63}\text{Fe}_{37}$, состоящих из фазы Cu (ГЦК, с параметром решетки: 3.61 Å и с атомными

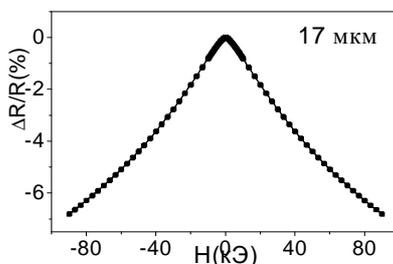
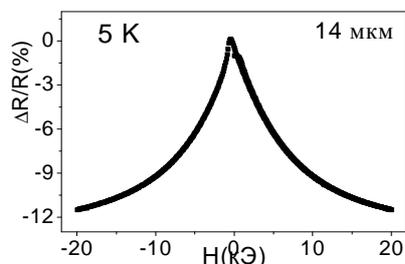


Рис.26. Зависимость $\Delta R/R(H)$, измеренная в исходных микропроводах $\text{Co}_{10}\text{Cu}_{90}$ с диаметром 14 и 17 мкм при 5К

расстояниями 2.09, 1.81 и 1.28 Å) и α -Fe (ОЦК, с параметром решетки: 2.87 Å и с атомными расстояниями 2.03 и 1.43 Å). Структура состоит из нанокристаллитов Cu со средним размером зерна около 40 нм и

нанокристаллитов Fe, размер которых менялся от 6 до 45нм в зависимости от геометрии образца.

Эффект ГМС около 7% также наблюдался в микропроводах $\text{Cu}_{73}\text{Fe}_{27}$ с $\rho=0.46$ и $\rho=0.31$ (Рис. 29). Форма зависимости $\Delta R/R(H)$ типична для эффекта ГМС, когда сопротивление уменьшается с увеличением магнитного поля. С уменьшением температуры, $\Delta R/R$ увеличивается от 0.05% (300 К) до 7.6% (5 К) для микропровода $\text{Cu}_{73}\text{Fe}_{27}$ с $\rho =0.31$ и от 1% до 7% для образца с $\rho=0.46$, как и в большинстве систем, демонстрирующих эффект ГМС [10].

Из-за сложной структуры гранулярных материалов, связь между микроструктурой и ГМС все еще полностью не ясна. В случае микропровода в стеклянной оболочке, внутренние

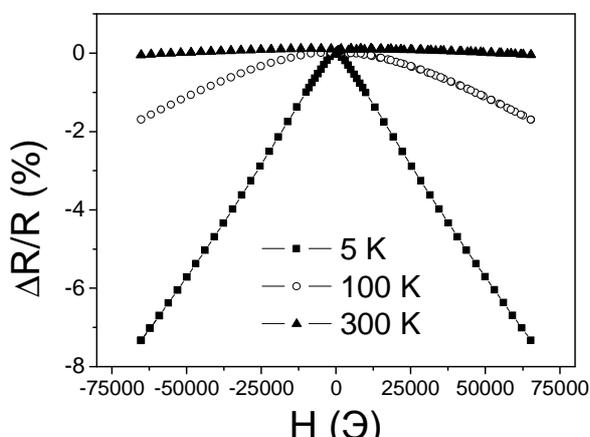


Рис.27. Зависимость $\Delta R/R(H)$ в исходном микропроводе $\text{Cu}_{63}\text{Fe}_{37}$ с $\rho=0.31$, измеренная при 5 К, 100К и 300К.

напряжения, наведенные главным образом разницей коэффициентов теплового расширения стекла и металла, довольно значительны. Так, недавно мы обнаружили, при сравнительном исследовании лент и микропровода состава $\text{Cu}_{90}\text{Co}_{10}$, что их структура скорее состоит не из гранул, а соответствует структуре, типичной для спинодального распада. Микроскопический анализ показал, что такая структура имеет периодичность, то есть атомы Co распределены

в матрице Cu с определённым периодом, причём этот период был значительно меньше в микропроводе, чем в ленте того же состава. Поэтому, за счёт вклада внутренних напряжений естественно ожидать различий в магнитных и магнитотранспортных свойствах микропроводов из элементов с ограниченной растворимостью, по сравнению с традиционными системами. Более того, при локализации части магнитных ионов в немагнитной матрице температурная зависимость магнитосопротивления может иметь аномальный характер, как это обнаружено в случае микропровода Co-Cu, где $\Delta R/R$ уменьшалось при низких температурах.

В шестой главе рассматриваются результаты исследования аморфных микропроводов в переменных полях. Коэрцитивная сила, H_c , связана с взаимодействием доменных границ с дефектами (пиннингом). Нами было показано, что частотная зависимость коэрцитивной силы в большинстве магнитных материалов, при достаточно низкой частоте f , можно феноменологически выразить как:

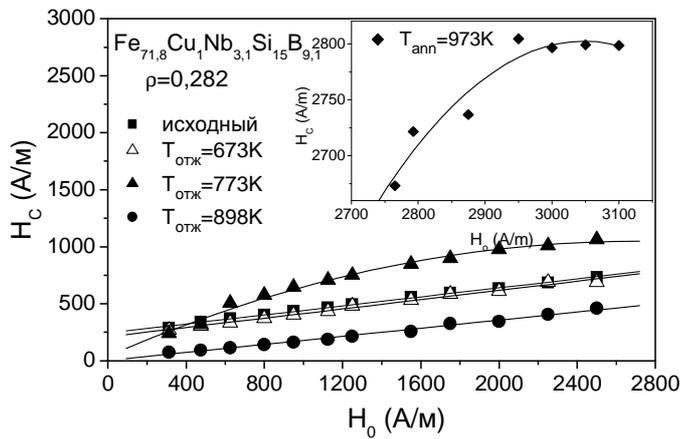
$$H_c = H_{c0} + \text{const}(fH_0)^{1/n}, \quad (6)$$

где H_{c0} статическая коэрцитивная сила (в постоянном магнитном поле), H_0 - амплитуда приложенного магнитного поля и n – коэффициент, который колеблется от 1 до 4, в зависимости от геометрии образца и типа петли гистерезиса изученных материалов.

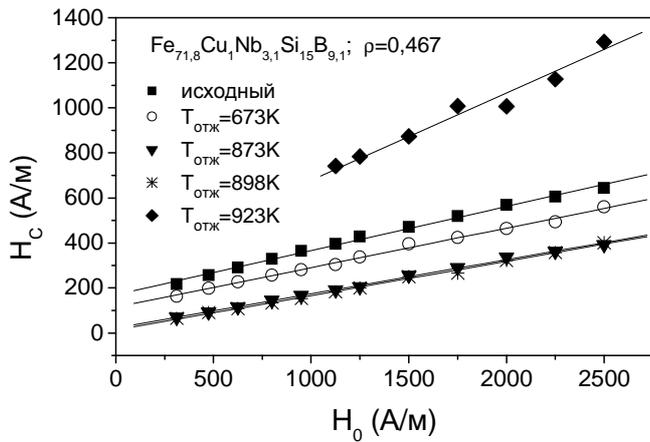
Практически линейная зависимость H_c от амплитуды и частоты магнитного поля наблюдалась нами для исходных аморфных микропроводов $\text{Fe}_{71.8}\text{Cu}_1\text{Nb}_{3.1}\text{Si}_{15}\text{B}_{9.1}$ с разным отношением $r = d/D$ магнитно-бистабильным поведением (Рис. 30). Отклонения от линейных зависимостей, наблюдаемые в некоторых исходных микропроводах, а также наблюдаемые в некоторых отожженных микропроводах, мы связали с частичной кристаллизацией исходных микропроводов и с разрушением магнитно-бистабильного поведения при рекристаллизации аморфной матрицы при отжиге.

В микропроводах $\text{Fe}_{79}\text{Hf}_7\text{B}_{12}\text{Si}_2$ с нанокристаллической структурой, где структура (средний размер зерна и концентрация кристаллической фазы) зависела от условий отжига (продолжительности и температуры), зависимость коэрцитивной силы, H_c , от частоты магнитного поля, f , исходного микропровода аппроксимируется наилучшим образом зависимостью $H_c \sim \sqrt{f}$ (Рис.31). В отожженном образце при 823 К наблюдаемая $H_c(f)$ зависимость лучше описывается, как $H_c \sim f^{2/3}$.

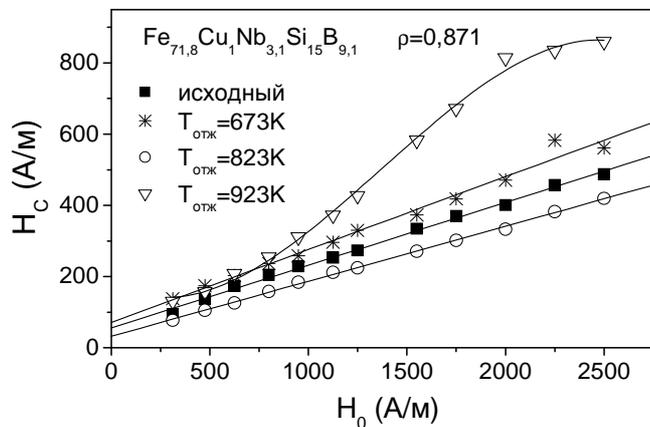
Частотная зависимость коэрцитивной силы была проанализирована в случае магнитно-бистабильных образцов, когда перемагничивание осуществляется как депиннинг существующих доменных границ и их последующее распространение.



(a)



(б)



(в)

Рис.30. Зависимости коэрцитивной силы от амплитуды магнитного поля в микропроводах $Fe_{71.8}Cu_1Nb_{3.1}Si_{15}B_{9.1}$ (а) $d/D = 0.282$; (б) $d/D = 0.467$; (в) $d/D = 0.871$.

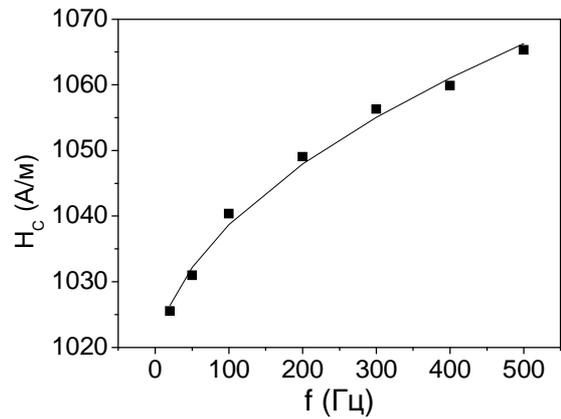


Рис.31. Зависимость коэрцитивной силы, H_c , от частоты магнитного поля, f , исходного микропровода $Fe_{79}Hf_7B_{12}Si_2$.

В этом случае ниже некоторого критического магнитного поля, связанного с единственным гигантским скачком Баркгаузена, предполагался только обратимый процесс перемагничивания, связанный с обратимым движением доменных границ.

Выше такого критического магнитного поля происходило перемагничивание образца, путём единственного гигантского скачка Баркгаузена.

В данной главе показано, что полученную совокупность экспериментальных данных по частотной зависимости коэрцитивной силы можно объяснить в рамках простой модели, основанной на механической аналогии движения ДГ. В частности, показано, что при слабом пиннинге и малом времени релаксации $H_c \sim \sqrt{f}$, тогда как $H_c \sim f^{2/3}$

при сильной релаксации.

В седьмой главе рассматриваются применения магнитных микропроводов, которые определяются их магнитными и магнитотранспортными свойствами.

В данный момент промышленное применение магнитных микропроводов основано на высоком недиагональном ГМИ с линейной полевой зависимостью [11].

Высокая скорость распространения доменных границ (выше 1 км/сек), обнаруженная в микропроводах может быть привлекательна для хранения и передачи информации, как это было предложено в проводах субмикронного диаметра [12].

Были созданы несколько прототипов магнитных датчиков, основанных на зависимости магнитных и магнитоупругих свойств, магнитной мягкости от температуры и магнитно-бистабильном поведении микропровода.

Магнитно-бистабильное поведение характеризуется острыми пиками, наводимыми при быстром перемагничивании в приемной катушке помещённой вокруг образца. Аморфные микропровода в стеклянной оболочке демонстрируют магнитно-бистабильное поведение в образцах длиной всего несколько миллиметров и для сплавов с околонулевой магнитострикцией. Кроме того, и так довольно широкий диапазон полей старта, наблюдаемый в микропроводе, может быть еще более расширен за счёт термообработок.

Мы предложили метод магнитного кодирования, используя магнитные метки, содержащие несколько микропроводов с различной коэрцитивной силой, каждая из них характеризуется прямоугольной петлей. Расширенный диапазон полей старта, полученных в микропроводах на основе Fe, дает возможность для использования большого количества комбинаций для магнитного кодирования.

Магнитоупругий датчик уровня жидкости был сконструирован, используя зависимость коэрцитивной силы от механического напряжения в микропроводе CoMnSiB с околонулевой константой магнитострикции. Принцип работы датчика основан на изменении э.д.с. вторичной катушки, которая резко увеличивается, когда петля гистерезиса микропровода становится прямоугольной при уменьшении приложенного напряжения.

Временная зависимость магнитного отклика от внешних переменных напряжений была использована для «магнитоупругой ручки» для идентификации подписи, содержащей ферромагнитный аморфный провод с положительной магнитострикцией, миниатюрную вторичную катушку и простую механическую систему внутри ручки, содержащую пружину, которая передаёт приложенные напряжения на ферромагнитный провод. Здесь использовано то, что подпись каждого человека может быть представлена специфической последовательностью напряжений, прикладываемых к бумаге. Таким образом, временные изменения напряжений в процессе подписи можно использовать для идентификации самой подписи. Результирующая временная зависимость напряжений, соответствующая подписи, воспроизводится при её повторении и является характерной для каждого индивидуума.

Главными характеристиками этой зависимости являются время подписи, знак и последовательность обнаруженных пиков.

Зависимость ГМИ эффекта от приложенных напряжений, σ , была использована для измерения напряжений в магнитоупругом датчике, в частности, для измерения потока воздуха.

Температурная зависимость эффекта ГМИ и магнитной восприимчивости микропровода с низкой точкой Кюри была использована для измерения температуры: при достижении температуры Кюри происходили радикальные изменения эффекта ГМИ.

Предложены также новые метаматериалы, чувствительные к напряжениям и температуре, содержащие отрезки тонкого ферромагнитного микропровода с эффективной диэлектрической проницаемостью, на микроволновой частоте зависящей от магнитного поля, приложенного напряжения или температуры. Важное преимущество таких метаматериалов в том, что отпадает необходимость пайки, за счёт беспроводного обнаружения сигналов. Для того чтобы достигнуть высокой чувствительности метаматериалов к внешним факторам, отрезки микропровода должны показать как значительный эффект ГМИ, так и высокую чувствительность к приложенным напряжением, температуре и магнитному полю.

В заключении сформулированы основные результаты работы:

1. Разработаны лабораторные методики измерения кривых намагничивания магнитно-мягкого микропровода, профиля намагниченности, магнитострикции, скорости движения доменных границ, локальных полей зарождения, магнитоимпеданса, ГМИ.
2. Магнитоупругая анизотропия оказывает определяющее влияние на магнитные свойства и ГМИ аморфного микропровода, которые могут быть контролируемым образом изменены путем выбора состава металлической жилы и стеклянного покрытия, соотношения диаметра металлической жилы и толщины стекла, термообработки в присутствии механических напряжений и магнитного поля. При этом петли гистерезиса аморфного микропровода с положительной магнитострикцией (на основе Fe) проявляют магнитно-бистабильный характер, с околонулевой магнитострикцией (при соотношении Co/Fe \approx 70/5) - высокие магнитно-мягкие свойства, тогда как аморфный микропровод с отрицательной магнитострикцией (на основе Co) демонстрирует наклонную петлю гистерезиса.
3. Экспериментально установлено существование критической длины магнитно-бистабильного состояния в микропроводе и её корреляция с глубиной проникновения краевых замыкающих доменов, механическими напряжениями, намагниченностью насыщения и диаметром ферромагнитного провода. При этом обнаружено, что критическая

длина магнитно-бистабильного состояния в микропроводе значительно ниже, чем в традиционной аморфной проволоке.

4. Экспериментально обнаружены флуктуации полей старта в ряде магнитно-бистабильных микропроводов и измерено распределение полей старта в микропроводах различного состава при разных температурах, частотах приложенного магнитного поля и под действием механической нагрузки. При этом установлено, что распределение полей старта в исследованных микропроводах хорошо объясняется термоактивационной моделью с учётом магнитоупругого вклада и вклада от стабилизации доменных границ за счёт взаимодействия с точечными дефектами.

5. Определены температурные зависимости коэрцитивной силы в аморфных микропроводах, которые описаны с учётом магнитоупругого вклада и вклада от взаимодействия доменных границ с дефектами атомного масштаба. Амплитудно-частотная зависимость коэрцитивной силы в аморфных и нанокристаллических (Fe-Cu-Nb-Si-B и $\text{Fe}_{79}\text{Hf}_7\text{B}_{12}\text{Si}_2$) магнитных микропроводах определяется геометрией, структурным состоянием и типом петли гистерезиса изученных образцов

6. Обнаружено, что перемагничивание магнитно-бистабильных аморфных микропроводов осуществляется сверхскоростным движением доменных границ со скоростью, превышающей 1 км/сек, что на порядок превышает скорость доменных границ в нанопроводах при тех же полях. Флуктуации локального поля зарождения доменных границ вдоль длины микропровода обусловлены внутренними дефектами и являются причиной нелинейных полевых зависимостей скорости движения доменных границ.

7. В аморфных магнитно-мягких микропроводах обнаружен эффект ГМИ и исследовано влияние состава микропровода, геометрии и условий термообработки на полевую зависимость ГМИ. Обнаружено, что приложение механических напряжений к магнитно-мягким аморфным микропроводам изменяет коэрцитивную силу, остаточную намагниченность и импеданс. Эффект изменения импеданса под влиянием механических напряжений (стресс-импеданс (СИ)), полученный в результате отжига аморфных микропроводов в присутствии механического напряжения, может служить основой для создания датчиков деформаций. Отжиг аморфных микропроводов в присутствии механического напряжения позволяет кардинально изменить их магнитную анизотропию, получить высокую тензочувствительность и управлять магнитными свойствами и эффектом ГМИ аморфного микропровода.

8. Для тонких (менее 10 мкм) микропроводов $\text{Co}_{67,1}\text{Fe}_{3,8}\text{Ni}_{1,4}\text{Si}_{14,5}\text{B}_{11,5}\text{Mo}_{1,7}$ с околонулевой константой магнитострикции и $\text{Co}_{74}\text{B}_{13}\text{Si}_{11}\text{C}_2$ с отрицательной константой магнитострикции

получены высокие магнитно-мягкие свойства и ГМИ эффект. Обнаружено, что величина и чувствительность диагонального и недиагонального ГМИ и СИ в аморфных микропроводах, в том числе ультратонких, коррелируют с магнитной анизотропией и магнитно-мягкими свойствами, и определяются как составом и геометрическими параметрами микропровода, так и режимами термообработки.

9. Продемонстрировано, что добавление Ni или Cr до 45 и 13 ат. %, соответственно, в сплавы Co-Fe-B-Si приводит к уменьшению температуры Кюри и высокой температурной чувствительности намагниченности, проницаемости, ГМИ в аморфных магнитно-мягких микропроводах.

10. Наблюдаемое изменение характера результирующей петли гистерезиса и ГМИ при формировании системы как идентичных, так и разных микропроводов послужило основой для метода управления магнитным откликом, параметрами результирующей петли гистерезиса и эффекта ГМИ в искусственных структурах из микропроводов за счёт магнитоэлектрического взаимодействия нескольких микропроводов с идентичным или различным характером перемангничивания.

11. Обнаружено, что в композитных микропроводах, содержащих слои из разных материалов и полученных последовательным использованием методов быстрой закалки, напыления и электроосаждения, результирующая магнитная анизотропия и магнитные свойства определяются магнитоупругой анизотропией и магнитоэлектрическим взаимодействием между слоями композитных структур.

12. Наблюдалось значительное магнитосопротивление ($\Delta R/R$ до 18%) в гранулированных микропроводах, изготовленных из магнитных и немагнитных элементов со слабой взаимной растворимостью ($\text{Co}_{10}\text{Cu}_{90}$, $\text{Cu}_{63}\text{Fe}_{37}$ и $\text{Co}_{29}\text{Ni}_{25}\text{Mn}_1\text{Cu}_{45}$). При локализации части магнитных ионов в немагнитной матрице температурная зависимость магнитосопротивления имеет аномальный характер.

13. Исследована корреляция магнитных свойств микропроводов с нанокристаллической структурой. При нанокристаллизации микропроводов FeCuNbSiB и FeHfBSi. изменяется амплитудно-частотная зависимости коэрцитивной силы, а размер нанокристаллитов и фазовый состав микропроводов определяет их магнитно-мягкие свойства. Заметное влияние на зависимость коэрцитивной силы от температуры отжига микропроводов FeCuNbSiB и FeHfBSi оказывали геометрия (соотношение диаметра металлической жилы и толщины стекла) и состав металлической жилы.

Основные научные труды автора по теме диссертации:

Статьи в журналах

1. **Zhukov A.**, Ipatov M., Zhukova V., García C., Gonzalez J., and Blanco J. M. Development of ultra-thin glass-coated amorphous microwires for HF magnetic sensor applications // *Phys. Stat. Sol. (a)*. – 2008. – Vol. 205 No 6. – P. 1367-1372.
2. **Zhukov A.**, Gonzalez J. and Zhukova V. Magnetoresistance in thin wires with granular structure // *J. Magn. Magn. Mater.* – 2005. – Vol.294. - P. 165-173.
3. Varga R., **Zhukov A.**, Zhukova V., Blanco J. M. and Gonzalez J. Supersonic domain wall in magnetic microwires // *Phys. Rev. B*. – 2007. – Vol. 76. – P. 132406.
4. **Zhukov A. P.**, Vázquez M., Velázquez J., Chiriach H. and Larin V. The remagnetization process of thin and ultrathin Fe-rich amorphous wires // *J. Magn.Magn.Mater.* –1995. –Vol.151.– P.132.
5. **Zhukov A.** Domain Wall propagation in a Fe-rich glass-coated amorphous microwire // *Appl. Phys. Let.* – 2001. – Vol.78. – P. 3106.
6. Varga R., **Zhukov A.**, Blanco J. M., Ipatov M., Zhukova V. and Gonzalez J., Vojtaník P. Fast Magnetic Domain Wall in Magnetic Microwires // *Phys. Rev. B*. – 2006. – Vol.74. – P. 212405.
7. Zhukova V., Blanco J.M., Ipatov M., Varga R., Gonzalez J., **Zhukov A.** Domain wall propagation in Fe-rich microwires // *Physica B*. – 2008. – Vol.403. – P. 282–285.
8. Zhukova V., Cobeño A.F., **Zhukov A.**, Blanco J.M., Puerta S., Gonzalez J. and Vázquez M. Tailoring of magnetic properties of glass coated microwires by current annealing // *Non-crystalline solids*. – 2001. – 287. – P. 31-36.
9. Arcas J., Gómez-Polo C., **Zhukov A.**, Vázquez M., Larin V. and Hernando A. Magnetic properties of amorphous and devitrified FeSiBCuNb glass-coated microwires // *Nanostructured Materials*. – 1996. - Vol.7 No 8. – P. 823-834.
10. Miguel C., **Zhukov A.**, del Val J.J., Ramírez de Arellano A., Gonzalez J. Effect of stress and/or field annealing on the magnetic behavior of the $(\text{Co}_{77}\text{Si}_{13.5}\text{B}_{9.5})_{90}\text{Fe}_7\text{Nb}_3$ amorphous alloy // *J. Appl. Phys.* – 2005. – Vol.97. - Issue3 – P. 034911.
11. Miguel C., **Zhukov A.P.**, Del Val J.J. and González J. Coercivity and Induced Magnetic Anisotropy by stress and/or field annealing in Fe- and Co-based amorphous Alloys // *J. Magn. Magn. Mater.* – 2005. – Vol.294. – P.245-251.
12. Vázquez M., Knobel M., Sánchez M.L., Valenzuela R. and Zhukov A. Giant magnetoimpedance effect in soft magnetic wires for sensor applications // *Sensors and Actuators A*. – 1997. – Vol.59. - P.20-29.

13. Vázquez M., Zhukov A. Magnetic properties of glass coated amorphous and nanocrystalline microwires // *J.Magn.Magn.Mater.* – 1996. – Vol.160. – P.223.
14. Vázquez M., P. Marin, A. Hernando, **A. Zhukov** and Gonzalez J. Influence of nanocrystalline structure on the magnetic properties of wires and microwires // *Textures and Microstructures.* – 1999. - Vol.32. - N°1-4. - P.245-268.
15. **Zhukov A.**, González J., Blanco J.M., Vázquez M. and Larin V. Microwires coated by glass: a new family of soft and hard magnetic materials // *J.Mat.Res.*– 2000. – Vol.15. – P.2107.
16. **Zhukov A.**, González J., Blanco J.M., Prieto M.J., Pina E. and Vázquez M. Induced Magnetic Anisotropy in Co-Mn-Si-B Amorphous Microwires // *J. Appl.Phys.* – 2000. – Vol.87. – P.1402.
17. Zhukova V., Ipatov M., Gonzalez J., Blanco J. M. and **Zhukov A.** Studies of magnetic properties and giant magnetoimpedance effect in ultrathin magnetically soft amorphous microwires // *J. Appl. Phys.* – 2008. – Vol.103. – P.07E714 -1-3.
18. **Zhukov A.**, Sinnecker E., Paramo D., Guerrero F., Larin V., González J. and Vázquez M. Fabrication and magnetic properties of glass-coated microwires from immiscible elements // *J.Appl.Phys.* – 1999. – Vol.85. – P.4482.
19. **Zhukov A.**, Martinez J. L., Zhukova V., Palomares J., Gonzalez J., del Val J. J. and Vázquez M. Magnetoresistance in Granular Co-Cu Glass- coated Microwires // *IEEE Trans. Magn.* – 2004. – Vol.40-4. - P.2254-2256.
20. Larin V. S., Torcunov A. V., **Zhukov A.**, González J., Vazquez M., Panina L. Preparation and properties of glass-coated microwires // *J. Magn. Magn. Mater.*– 2002.– Vol.249/1-2.– P.39-45.
21. **Zhukov A.**, Luna C., Martinez J.L., Zhukova V. and Vázquez M. Magnetoresistance in Co-Ni-Cu glass coated microwires // *J. Magn. Magn. Mater.* – 2004. – Vol.272-276. – P.e1389-e1391.
22. **Zhukov A.**, Martín y Marero D., Batallan F., del Val J. J., Zhukova V., Martinez J.L., Luna C., Gonzalez J., Kaloshkin S. and Vázquez M. Studies of magnetoresistance and structure in Co-Ni-Cu thin wires // *Phys. Stat. Sol. (c).* – 2004. – Vol.1,12. – P.3717-3721.
23. **Zhukov A.**, García C., Zhukova V., Larin V., González J., del Val J. J., Knobel M., Blanco J. M. Fabrication and magnetic properties of $\text{Cu}_{50}(\text{Fe}_{69}\text{Si}_{10}\text{B}_{16}\text{C}_5)_{50}$ thin microwires // *Journal of Non-Crystalline Solids.* – 2007. - Vol.353. – P.922–924.
24. García C., **Zhukov A.**, González J., del Val J. J., Blanco J.M. and Zhukova V. Fabrication and magnetic properties of $\text{Cu}_{70}(\text{Co}_{70}\text{Fe}_5\text{Si}_{10}\text{B}_{15})_{30}$ thin microwires// *J. Alloys Compds.* – 2009. – Vol.483. – P.566-569.
25. Zhukova V., Ipatov M., **Zhukov A.**, Varga R., Torcunov A., Gonzalez J. and Blanco J.M. Studies of magnetic properties of thin microwires with low Curie temperatures // *J. Magn. Magn. Mater.* – 2006. – Vol.300. – P.16-23.

26. Zhukova V., Blanco J.M., Ipatov M., **Zhukov A.**, Garcia C., Gonzalez J., Varga R., Torcunov A. Development of thin microwires with low Curie temperature for temperature sensors applications // *Sensors and Actuators B*. -2007. – Vol.126. – P.318–323.
27. Cobeño A.F., **Zhukov A.**, de Arellano-López A.R., Elías F., Blanco J.M., Larin V. and González J. Physical properties of nearly zero magnetostriction Co-rich glass-coated amorphous microwires // *J. Mat. Res.* – 1999. – Vol.14. – P.3775.
28. Zhukova V., Cobeño A.F., Zhukov A., de Arellano Lopez A. R., López-Pombero S., Blanco J.M., Larin V. and Gonzalez J. Correlation between magnetic and mechanical properties of devitrified glass-coated $\text{Fe}_{71.8}\text{Cu}_1\text{Nb}_{3.1}\text{Si}_{15}\text{B}_{9.1}$ microwires // *J.Magn.Magn.Mater.* – 2002. – Vol.249. P1-II. – P.79-84.
29. Ipatov M., Usov N.A., **Zhukov A.**, Gonzalez J. Local nucleation fields of Fe-rich microwires and their dependence on applied stresses // *Physica B*. -2008. – Vol.403. – P.279–281.
30. **Zhukov A.**, Zhukova V., Blanco J. M., Cobeño, A. F., Vazquez M. and Gonzalez J. Magnetostriction in glass-coated magnetic microwires // *J. Magn. Magn. Mater.* -2003. – Vol.258-259. – P.151-157.
31. Ipatov M., Zhukova V., Zvezdin A. K. and **Zhukov A.** Mechanisms of the ultrafast magnetization switching in bistable amorphous microwires // *J. Appl.Phys.* – 2009. – Vol.106. – P.103902.
32. Vázquez M., **Zhukov A.**, Aragonese P., Arcas J., Marin P. and Hernando A. Magneto-impedance of glass-coated amorphous CoMnSiB microwires // *IEEE Trans Magn.* – 1998. – Vol.34. No 3. – P.724-728.
33. García C., **Zhukov A.**, Zhukova V., Ipatov M., Blanco J.M. and Gonzalez J. Effect of Tensile Stresses on GMI of Co-rich Amorphous Microwires // *IEEE Trans Magn.* – 2005. – Vol.41.10. – P.3688-3690.
34. Kabanov Yu., **Zhukov A.**, Zhukova V., Gonzalez J. Magnetic domain structure of microwires studied by using the magneto-optical indicator film method // *Appl. Phys. Let.* – 2005. – Vol.87. – P.142507.
35. Aragonese P., Blanco J.M., Cobeño A.F., Dominguez L., Gonzalez J., **Zhukov A.** and Larin V. Stress Dependence of the Switching Field in Co-rich Amorphous Microwires // *J. Magn. Magn Mater.* – 1999. -Vol.196-197. – P.248-250.
36. Zhukova V., **Zhukov A.**, Larin V., Torcunov A., Gonzalez J., de Arellano Lopez A. R., Quispe-Cancapa J.J. and Pinto-Gómez A.R. Magnetic and mechanical properties of magnetic glass-coated microwires with different glass coating // *Materials Science Forum.* – 2005. – Vol.480-481. – P.293-297.

37. Garcia Prieto M.J., Pina E., **Zhukov A.P.**, Larin V., Marin P., Vázquez M. and Hernando A. Glass coated Co-rich Amorphous Microwires with Improved Permeability // *Sensors & Actuators A*. -2000. – Vol.81/1-3. – P.227-231.
38. Catalan C.F., Prida V.M., Alonso J., Vázquez M., **Zhukov A.**, Hernando B. and Velázquez J. Effect of glass coating on magnetic properties of amorphous microwires, Rapidly Quenched & Metastable Materials // *Materials Science & Engineering A, Supplement*. – 1997.- P.438-441.
39. **Zhukov A.**, Vázquez M., Velázquez J., Hernando A. and Larin V. Magnetic properties of Fe-based glass-coated microwires // *J. Magn. Magn. Mater.* – 1997. – Vol.170. – P.323-330.
40. Gudoshnikov S. A., Grebenshchikov, Yu. B., Ljubimov, B. Ya., Palvanov, P. S., Usov, N. A.; Ipatov, M., **Zhukov, A.** and Gonzalez J. Ground state magnetization distribution and characteristic width of head to head domain wall in Fe-rich amorphous microwire // *J. Phys. Stat. Sol (A)*. – 2009. – Vol.206. No.4. – P.613-617.
41. Пономарев Б.К., **Жуков А.П.** Флуктуации поля старта аморфного сплава $Fe_5Co_{70}Si_{10}B_{15}$ // *ФТТ*. – 1984. – Vol.26. – P.2874.
42. **Zhukov A.** The remagnetization process of bistable amorphous alloys // *Materials and Design*. – 1993. – Vol.14. – P.299.
43. Пономарев Б.К., **Жуков А.П.** Влияние температуры на распределение флуктуаций поля старта аморфного сплава $Fe_5Co_{70}Si_{10}B_{15}$ // *ФТТ*.- 1985. – Vol.27. – P.444.
44. Zhukova V., Usov N.A., **Zhukov A.** and Gonzalez J. Length effect in Co-rich amorphous wire // *Phys. Rev B*. – 2002. – Vol.65. – P.134407-1-7.
45. Zhukova V., **Zhukov A.**, Blanco J.M., Usov N. and Gonzalez J. Effect of applied stress on remagnetization and magnetization profile of Co-Si-B amorphous wire // *J. Magn. Magn. Mater.* – 2003. – Vol.258-259. – P.189-191.
46. Zhukova V., **Zhukov A.**, Blanco J.M., Gonzalez J., Gómez –Polo C. and Vázquez M. Effect of applied stress on magnetization profile of Fe-Si-B amorphous wire // *J. Appl. Phys.* – 2003. – Vol.93. – P.7208-7210.
47. Zhukova V., **Zhukov A.**, Blanco J.M., Gonzalez J. and Ponomarev B. K. Switching field fluctuations in a glass coated Fe-rich amorphous microwire // *J. Magn. Magn. Mater.* – 2002. – Vol.249/1-2. – P.131-135.
48. Gawronski P., **Zhukov A.**, Zhukova V., Blanco J. M., González J. and Kulakowski K. Distribution of switching field fluctuations in Fe-rich wires under tensile stress // *Appl. Phys. Lett.* – 2006. –Vol.88. – P.152507.
49. Varga R., **Zhukov A.**, Ipatov M., Blanco J. M., Gonzalez J., Zhukova V., Vojtaník P. Thermal activation over complex energy barrier in bistable microwires // *Phys. Rev. B*. – 2006. – Vol.73. – P.054408-1-5.

50. Varga R., **Zhukov A.**, Blanco J. M., Gonzalez J., Zhukova V. and Vojtanik P. Stress Dependence of the Domain Wall Potential in Amorphous CoFeSiB Glass-coated Microwires // *Physica B: Condensed Matter*. -2006. – Vol.372. – P.230-233.
51. Varga R., García K.L., Vázquez M., **Zhukov A.**, Vojtanik P. Switching field distribution in amorphous magnetic bistable microwires // *Phys. Rev. B*. -2004. – Vol.70. – P.024402-1.
52. **Zhukov A.** Glass – coated magnetic microwires for technical applications // *J. Magn. Magn. Mater.* – 2002. – Vol.242-245. – P.216.
53. Zhukova V., Blanco J.M., Ipatov M., Gonzalez J. and **Zhukov A.** Domain wall propagation in thin Fe-rich glass-coated amorphous wires // *Phys. Status Solidi A*. – 2009. – Vol.206. No 4. – P.679-682.
54. Ipatov M., Zhukova V., Zvezdin A. K. and **Zhukov A.** Mechanisms of the ultrafast magnetization switching in bistable amorphous microwires // *J. Appl. Phys.* – 2009. -Vol.106. - P.103902.
55. Zhukova V., Blanco J. M., Ipatov M. and **Zhukov A.** Effect of transverse magnetic field on domain wall propagation in magnetically bistable glass-coated amorphous microwires // *J. Appl. Phys.* -2009. – Vol.106. – P.113914.
56. Zhukova V., Chizhik A., **Zhukov A.**, Torcunov A., Larin V. and Gonzalez J. Optimization of giant magneto-impedance in Co-rich amorphous microwires // *IEEE Trans. Magn.* -2002. – Vol.38. 5. part I. – P.3090-3092.
57. **Zhukov A.**, Zhukova V., Blanco J.M. and Gonzalez J. Recent research on magnetic properties of glass-coated microwires // *J. Magn. Magn. Mater.* – 2005. – Vol.294. – P.182-192.
58. Herzer G., Vazquez M., Knobel M., **Zhukov A.**, Reininger T., Davies H.A. and Grössinger R. Round table discussion: present and future application of nanocrystalline materials // *J. Magn. Magn. Mater.* – 2005. – Vol.294. – P.252-266.
59. **Zhukov A.**, Zhukova V., Blanco J.M. and Gonzalez J. Giant magneto-impedance effect in thin amorphous wires for sensor applications // *The Physics of Metals and Metallography*. -2005. – Vol.99. Suppl.1. – P.57-61.
60. Blanco J. M., **Zhukov A.** and Gonzalez J. Effect of tensile and torsion on GMI effect in amorphous wire // *J. Magn. Magn. Mater.* - 1999. – Vol.196-197. – P.377-379.
61. Blanco J. M., **Zhukov A.** and Gonzalez J. Torsional Stress Impedance and Magneto-impedance in $(\text{Co}_{0.95}\text{Fe}_{0.05})_{72.5}\text{Si}_{12.5}\text{B}_{15}$ Amorphous Wire with Helical Induced Anisotropy // *J. Phys. D: Appl. Phys.* – 1999. – Vol.32. - P.3140-3145.
62. González J., A.P. Chen, J.M. Blanco and **Zhukov A.** Effect of the applied mechanical stresses on the impedance response in amorphous microwires with vanishing magnetostriction // *Phys. Stat. Sol.* – 2002. – Vol.189. – P.599-608.

63. **Zhukov A.**, J. Gonzalez, J.M. Blanco, P. Aragonese and Dominguez L. Magnetoelastic sensor of level of the liquid based on magnetoelastic properties of Co-rich microwires // *Sensors and Actuators A*. – 2000. – Vol.81/1-3. – P.129-133.
64. Zhukova V., M, Ipatov and **Zhukov A.** Thin Magnetically Soft Wires for Magnetic Microsensors // *Sensors*. – 2009. – Vol.9. – P.9216-9240.
65. Gonzalez J., **Zhukov A. P.**, J. M. Blanco, A. F. Cobeño, M. Vázquez and Kulakowski K. Evaluation of the saturation magnetostriction in nearly-zero magnetostrictive glass-coated amorphous microwires // *J. Appl. Phys.* – 2000. – Vol.87. No9. – P.5950-5952.
66. Zhukova V., J.M. Blanco, **Zhukov A.**, J. Gonzalez, A. Torcunov and Larin V. Magnetostriction of glass-coated Co-rich amorphous microwires and its dependence on current annealing // *J. Magn. Magn. Mater.* – 2003. – Vol.254-255. – P.94-96.
67. Zhukova V., J.M. Blanco, **Zhukov A.**, Gonzalez J. Studies of the magnetostriction of as-prepared and annealed glass-coated Co-rich amorphous microwires by SAMR method // *J. Phys. D: Appl. Phys.* – 2001. – Vol.34. - L113-L116.
68. Cobeño A. F., **Zhukov A.**, J. M. Blanco and Gonzalez, J. Giant magneto-impedance effect in CoMnSiB amorphous microwires // *J. Magn. Magn. Mater.* – 2001. – Vol.234. - L359-L365.
69. Cobeño A. F., **Zhukov A.**, J. M. Blanco, V. Larin and Gonzalez J. Magnetoelastic sensor based on GMI of amorphous microwire // *Sensors and Actuators (A)*. – 2001. – Vol.91. – P.95-98.
70. Zhukova V., Ipatov M., García C., Gonzalez J., Blanco J. M. and **Zhukov A.** Development of Ultra-Thin Glass-Coated Amorphous Microwires for High Frequency Magnetic Sensors Applications // *Open Materials Science Reviews*. – 2007. – Vol.1. – P.1-12.
71. García C., **Zhukov A.**, J. Gonzalez, V. Zhukova and Blanco J. M. High-frequency GMI effect in different families of thin amorphous wires // *Trans. Magn. Soc. Jpn.* – 2005. - Vol.5 No 4. – P.148-151.
72. **Zhukov A.** Design of the Magnetic Properties of Fe-Rich, Glass-Coated Microwires for Technical Applications // *Adv. Func. Mat.* – 2006. – Vol.16 Issue 5. – P.675-680.
73. **Zhukov A.**, Zhukova V., Larin V., Blanco J.M. and Gonzalez J. Tailoring of magnetic anisotropy of Fe-rich microwires by stress induced anisotropy // *Physica B*. – 2006. – Vol.384. – P.1-4.
74. Larin V. and **Zhukov A.** Magnetic properties of microwires with amorphous structure after thermo mechanical treatment // *Phys. Stat. Sol.(C)*. – 2009. – Vol.6, No 4. – P.958-961.
75. Zhukova V., Blanco J. M.; Gonzalez J. and **Zhukov A.** Off-diagonal magneto-impedance in amorphous microwires with diameter 6–10 μm and application to linear magnetic sensors // *Phys. Stat. Sol. (A)*. – 2008. – Vol.205, No.8. – P.1779–1782.

76. Zhukova V. A., Chizhik A. B., Gonzalez J., Makhnovskiy D. P., Panina L.V., Mapps D. J. and **Zhukov A. P.** Effect of annealing under torsion stress on the field dependence of the impedance tensor in amorphous wire // *J. Magn. Magn. Mater.* – 2002. – Vol.249. – P.318.
77. **Zhukov A.**, Zhukova V., Gonzalez J., Panina L. and Blanco J.M. Development of Stress and Temperature Sensitive Microwires for the Sensor Applications and Tuneable Composite Materials // *Advances in Science and Technology.* – 2008. - Vol.54. – P.180-186.
78. Makhnovskiy D., **Zhukov A.**, Zhukova V., Gonzalez J. Tunable and self-sensing microwave composite materials incorporating ferromagnetic microwires // *Advances in Science and Technology.* – 2008. - Vol.54. – P.201-210.
79. Chizhik A., **Zhukov A.**, Blanco J.M. and Gonzalez J. Surface and bulk hysteresis loops of Fe-rich glass coated microwires // *Non-crystalline solids.* – 2001. – Vol.287. – P.374-379.
80. Chizhik A., **Zhukov A.**, Blanco J.M., Szymczak R. and Gonzalez J. Interaction between Fe-rich ferromagnetic glass coated microwires // *J. Magn. Magn. Mater.* – 2002. – Vol.249/1-2. – P.99-103.
81. García C., Zhukova V., **Zhukov A.**, Usov N., Ipatov M., Gonzalez J. and Blanco J.M. Effect of interaction on GMI effect in a system of few thin wires // *Sensor Letters.* – 2007. – Vol.5, No1. – P.10-12.
82. Rodionova V., Ipatov M., Ilin M., Zhukova V., Perov N., Gonzalez J. and **Zhukov A.** Design of magnetic properties of arrays of magnetostatically coupled glass-covered magnetic microwires // *Phys. Stat. Sol. (A).* – 2010. Vol.1-6 / DOI 10.1002/pssa.200925497.
83. Pirola K., Hernandez-Velez M., Navas D., **Zhukov A.**, Vázquez M. Multilayer microwires: Tailoring magnetic behaviour by sputtering and electroplating // *Adv. Funct. Mat.* – 2004. – Vol.14. – P.266-268.
84. Zhukova V., Cobeño A.F., **Zhukov A.**, Blanco J.M., Larin V. and González J. Coercivity of glass-coated $\text{Fe}_{73.4-x}\text{Cu}_1\text{Nb}_{3.1}\text{Si}_{13.4+x}\text{B}_{9.1}$ ($0 \leq x \leq 1.6$) microwires // *Nanostructured Materials.* – 1999. – Vol.11. – P.1319.
85. González J., **Zhukov A.**, Zhukova V., Cobeño A.F., Blanco J.M., de Arellano-López A.R., López-Pombero S., Martínez-Fernández J., Larin V. and Torcunov A. High Coercivity of Partially Devitrified Glass-Coated *Finemet* Microwires: Effect of Geometry and Thermal Treatment // *IEEE Trans. Magn.* - 2000. - Mag-36. – P.3015.
86. García C., **Zhukov A.**, Ipatov M., Zhukova V., del Val J.J., Domínguez L., Blanco J.M., Larin V. and González J. Soft Magnetic Behaviour of Nanocrystalline Fe-Based Glass-Coated Microwires // *Journal of Optoelectronics and Advanced Materials.* – 2006. - Vol.8, No 5. – P.1667-1671.
87. Aragonese P., Holzer D., Sassik H., **Zhukov A.**, Grössinger R. and Gonzalez J. Frequency dependence of GMI effect in nanocrystalline $\text{Fe}_{86}\text{Zr}_7\text{B}_6\text{Cu}_1$ ribbons // *J. Magn. Magn. Mater.* – 1999. – Vol.203. – P.292-294.

88. García C., **Zhukov A.**, Gonzalez J., Zhukova V., Varga R., del Val J.J., Larin V., Chizhik A. and Blanco J.M. Stress dependence of coercivity in nanocrystalline $\text{Fe}_{79}\text{Hf}_7\text{B}_{12}\text{Si}_2$ glass-coated microwires // *J.Appl. Phys.* – 2006. – Vol.99. - 08F116.
89. García C., **Zhukov A.**, Gonzalez J., Zhukova V., Varga R., del Val J.J., Larin V. and Blanco J.M. Studies of structural and magnetic properties of glass-coated nanocrystalline $\text{Fe}_{79}\text{Hf}_7\text{B}_{12}\text{Si}_2$ microwires // *J. Alloys Compds.* – 2006. – Vol.423. – P.116-119.
90. Baibich M.N., Martínez G., Miranda M.G.M., da Rosa A.T., González J., **Zhukov A.** Ribbons and micro-wires of CuCo segregated alloys // *J. Magn. Magn. Mater.* – 2008. – Vol.320. – P.e29-e31.
91. **Zhukov A.**, García C., Del Val J. J., Gonzalez J., Knobel M., Serantes D., Baldomir D. and Zhukova V. Studies of Fe-Cu microwires with nano-granular structure // *J. Phys. C.* – 2009. – Vol.21. – P.035301.
92. Gonzalez J., Zhukova V., **Zhukov A. P.**, Del Val J.J., Blanco J.M., Pina E. and Vázquez M. Magnetic and Structural Features of Glass-Coated Cu-based (Co,Fe,Ni – Cu) Microwires // *J. Magn. Magn. Mater.* – 2000. – Vol.221. – P.196-206.
93. Del Val J.J., Gonzalez J., **Zhukov A.** Structural study of glass coated Cu-based microwires // *Physica B.* – 2001. – Vol.299. – P.242–250.
94. Chiriac H., Ovari T.A. and **Zhukov A.** Magnetoelastic anisotropy of amorphous microwires // *J. Magn. Magn. Mater.* -2003. – Vol.254-255. – P.469-471.
95. **Жуков А.П.**, Пономарёв Б.К. Зависимость поля старта аморфных сплавов на основе Fe и Co от частоты и амплитуды перемещающего поля // *ФТТ.* – 1989. – Vol.31. No7. – P.26-30.
96. **Zhukov A.**, Vázquez M., Velázquez J., Garcia C., Valenzuela R. and Ponomarev B. Frequency dependence of coercivity in rapidly quenched amorphous materials // *J. Mat. Sci. Eng.* - 1997. – Vol.A226-228. – P.753-756.
97. García C., Zhukova V., Gonzalez J., Blanco J.M., **Zhukov A.** Effect of magnetic field frequency on coercivity behavior of nanocrystalline $\text{Fe}_{79}\text{Hf}_7\text{B}_{12}\text{Si}_2$ glass-coated microwires // *Physica B.* – 2008. – Vol.403. – P.286–288.
98. Zhukova V., Cobeño A.F., Pina E., **Zhukov A.**, Blanco J.M., Dominguez L., Larin V. and Gonzalez J. Study of the magnetic properties of $\text{Fe}_{73.4-x}\text{Cu}_1\text{Nb}_{3.1}\text{Si}_{13.4+x}\text{B}_{9.1}$ ($1.1 \leq x \leq 1.6$) microwires // *J. Magn. Magn. Mater.* – 2000. – Vol.215-216. – P.322-324.
99. Aragonese P., Blanco J. M., Kulakowski K., Dominguez L., **Zhukov A.** and Gonzalez J. The stress dependence of the switching field in glass-coated amorphous microwires // *J. Phys.D: Applied Phys.* – 1998. – Vol.31. – P.3040-3045.

100. Krupinska G., **Zhukov A.**, Gonzalez J. and Kulakowski K. Equation of motion of domain walls and the dynamic coercive field in bistable wires // Computational Material Science. – 2006. – Vol.36. – P.268-271.
101. **Zhukov A.**, M.Ipatov, J.Gonzalez, J.M.Blanco and Zhukova V. Recent advances in studies of magnetically soft amorphous microwires // J. Magn. Magn. Mater. - 2009. – Vol.321. – P.822–825.
102. **Zhukov A.**, Ipatov M., Blanco J.M., Gonzalez J. and Zhukova V. Studies of thin microwires with enhanced magnetic softness and GMI effect // Phys. Stat. Sol. (A). – 2009. – Vol.206, No 4. – P.674-678.
103. Ilyn M. I., V. Zhukova, J. D. Santos, M. L. Sánchez, V. M. Prida, B. Hernando, V. Larin, J. González, A. M. Tishin, and **Zhukov A.** Magnetocaloric effect in nanogranular glass coated microwires // Phys. Stat. Sol. (A). – 2008. – Vol.205 No 6. – P.1378-1381.
104. **Zhukov A.**, Garcia-Beneytez J. M. and Vázquez M. Magnetoelastic sensor for signature identification based on mechanomagnetic effect in amorphous wires // J. De Physique IV. – 1998. – Vol.8. – P.Pr2-763-Pr2-766.
105. Olivera J., M. Ipatov, M. L. Sánchez, V. M. Prida, R.Varga, B. Hernando, and Zhukov A. Pinning Field Distribution and Microstructural Study of Thermal Annealed Fe-Nb-Cu-Si-B Wires // IEEE Trans. Magn. – 2010. - Vol. 46, No.2. – P.387-389.
106. Ekstrom P. A. and **Zhukov A.** Spatial structure of the head-to-head propagating domain wall in glass-covered FeSiB microwire // J. Phys. D: Appl. Phys. – 2010. – Vol.43. – P.205001.
107. **Zhukov A.**, J. Gonzalez, A. Torcunov , E. Pina, M.J Prieto, A. F. Cobeño, J.M. Blanco, V. Larin and Baranov S. Ferromagnetic resonance and Structure of Fe-based Glass-coated Microwires // J. Magn. Magn. Mater. - 1999. – Vol.203. – P.238-240.
108. Velázquez J., Vazquez M. and **Zhukov A.** Magnetoelastic anisotropy distribution in glass-coated microwires // J. Mater. Res. – 1996. –Vol.11, No10. – P.2499-2505.

Патенты

1. Larin V., Torcunov A., Baranov S., Vázquez M., **Zhukov A.** and Hernando A. “Method of magnetic codification and marking of the objects” // Spain Patent –N° P9601993 - 1996.
2. Vázquez M., **Zhukov A.**, Hernando A., Larin V., Torcunov A., Panina L., Gonzalez J.and Mapps D. “Microwire and process of their fabrication”// UE Patent - AWP/RPS/56672/000. - No0108373.2 - 01.11.2001.
3. **Zhukov A.**, V. Zhukova, M. Vázquez, J. González, V. S. Larin and Torcunov A.V. “Amorphous microwires as an element of magnetic sensor based on magnetic bistability, magneto-impedance and material for the radiation protection” // Spain Patent – No P200202248 - 02.10.2002.

4. **Zhukov A.**, V. Zhukova, J. González, V. S. Larin and Torcunov A.V. “Hilos amorfos ultrafinos con recubrimiento vitreo exhibiendo efecto de magnetoimpedancia gigante (GMI) a frecuencias elevadas” // PCT Patent –Es/2006/000434 - WO2008/023079.

Труды конференций и статьи в сборниках

1. Ipatov M., Zhukova V., Panina L.V., and **Zhukov A.** Ferromagnetic Microwires Composite Metamaterials with Tuneable Microwave Electromagnetic Parameters // “Progress In Electromagnetics Research Symposium Proceedings”. Moscow, Russia. – 2009. – P.1657-1661.

2. Gonzalez J, **Zhukov A. P.**, J.M. Blanco and Vazquez M. Magnetic Properties of nearly-zero magnetostriction glass-coated amorphous microwires // Proceedings of Moscow International Symposium on Magnetism (MISM'99). – Moscow: MSU. – 1999. - P.249-258.

3. **Zhukov A.**, Garcia-Beneytez J. M., Vázquez M., Hernandez J. M., Zhang X.X. and Tejada J. Critical behaviour of magnetic bistability in amorphous ferromagnetic materials // “Proceedings of IV International Workshop”. Santiago de Compostela, Spain. -1997. - P.149-153.

3. Zhukova V., Blanco J.M., Ipatov M., Gonzalez J. and **Zhukov A.** Domain Wall Propagation in Thin Fe-Rich Glass-Coated Amorphous Wires //“AIP Conf. Proceedings”.– 2008.–Vol.1003.– P.301.

4. **Жуков А.П.**, Инденбом М.В., Пономарев Б.К., Серебряков А.В. Исследования свойств аморфных сплавов в бистабильном состоянии // Черноголовка. - 1989. – С.20.

Монографии и главы в книгах

1. González J. and **Zhukov A.** Amorphous magnetic materials for sensors // “Encyclopedia of Sensors”, PUBLISHER: American Scientific Publishers. – 2006. - Vol.1 - P.79-103.

2. **Zhukov A.**, A. Chizhik, J. J. d el Val, J. M. Blanco, Zhukova V. Nanocrystalline Structure in Amorphous Magnetic Wires, Glass Covered Microwires and Ribbons // Nanoclusters and Nanostructured Surfaces. - Edited by Asok K. Ray. / American Scientific Publishers (accepted), ISBN: 1-58883-182-5. – 2010. – Cap.1. - P.1–35.

3. **Zhukov A.** and Gonzalez J. Amorphous and Nanocrystalline Soft Magnetic Materials // in *Advanced Magnetic Materials, book 3* “Processing of advanced magnetic materials”/ Edited by Y. Liu, D.J. Sellmyer and D. Shindo. – (Kluwer Academic Publishers, Norwell, MA, USA). -2004. - Vol.3, Cap. 5. – P.115-181.

4. **Zhukov A.**, J. González, M. Vázquez, V. Larin and Torcunov A. Nanocrystalline and Amorphous Magnetic Microwires // Encyclopedia of Nanoscience and Nanotechnology / American Scientific Publishers. – 2004. - Vol.6. – P.365-387

5. **Zhukov A.** and Zhukova V. Magnetic properties and applications of ferromagnetic microwires with amorphous and nanocrystalline structure // Nova Science Publishers, Inc. 400 Oser Avenue, Suite 1600 Hauppauge, NY 11788. - ISBN: 978-1-60741-770-5.– 2009. – P.162.

Цитируемая литература

1. Narita K., Yamasaki J. and Fukunaga H. Measurement of saturation magnetostriction of a thin amorphous ribbon by means of small-angle magnetization rotation // IEEE Trans.Magn. – 1980. - Mag-16. – P.435.

2. Sixtus K.J. and Tonks L. Propagation of Large Barkhausen Discontinuities. II // Phys. Rev. 42. – 1932. – p.419-435.

3. Makhnovskiy D. P., Panina L. V., and Mapps D. Field-dependent surface impedance tensor in amorphous wires with two types of magnetic anisotropy: Helical and circumferential // Phys. Rev. B. – 2001. – Vol.63. – P.144424-1—144424-17.

4. Kabanov Yu. P., Gornakov V. S., Nikitenko V. I., Shapiro A. J., Shull R. D. Nucleation and Evolution of Hybrid Spin Spiral in Soft/Hard Ferromagnetic Bilayer // J. Appl. Phys. – 2003. – Vol.93 (10) part 2&3. – P.8244-8246.

5. O'Handley R. C., Hasegawa R., Ray R. and Chou C.-P. Ferromagnetic properties of some new metallic glasses // Appl. Phys. Lett. – 1976. – Vol.29. – P.330.

6. Chiriac H. and Ovari T.A. Amorphous glass-covered magnetic wires: preparation, properties, applications // Progress in Material Science (Elsevier, London) -1997. - Vol. 40. – P.333.

7. Gonzalez J., K. Kulakowski, P. Aragonese, J. M. Blanco, and Irurieta E. Stress dependence of bistability in a zero-magnetostrictive amorphous wire // J. Mater. Sci. – 1995. – Vol.30. - P.5173.

8. Herzer G. Grain size dependence of coercivity and permeability in nanocrystalline ferromagnets // IEEE Trans.Magn. – 1990. - Mag-26 – P.1397-1402.

9. Bozorth R. M., Ferromagnetism / Van Nostrand, New Cork. – 1951. - P. 402.

10. Berkowitz A.E., Mitchell J.R., Carey M.J., Young A.P., Zhang S., Spada F.E., Parker F.T., Hutten A. and Thomas G. Giant magnetoresistance in heterogeneous Cu-Co alloys // Phys. Rev. Lett. – 1992. – Vol.68. – P.3745.

11. Honkura Y. Development of amorphous wire type MI sensors for automobile use // J. Magn. Mater. – 2002. – Vol.249. – P.375-381.

12. Parkin S. S. P., Hayashi M., Thomas L. Magnetic Domain-Wall Racetrack Memory// Science- 2008.-Vol.320. – P.190 -194

Подписано в печать 25.07.2010.

Тираж 120 экз. Усл.П. л. 2,0