

Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Иркутский государственный университет»

На правах рукописи

Голыгин Евгений Александрович

Влияние температуры на ΔE -эффект в аморфных металлических сплавах на основе переходных металлов

Специальность: 01.04.11. – физика магнитных явлений

Диссертация на соискание ученой степени
кандидата физико-математических наук

Научный руководитель:
доктор физико-математических наук,
доцент А.А. Гаврилюк

Иркутск - 2014

ОГЛАВЛЕНИЕ

Введение	4
Глава 1. Литературный обзор	13
§ 1.1. Влияние предварительных обработок на магнитные характеристики и структуру аморфных металлических лент на основе железа	13
Выводы по § 1.1	27
§ 1.2. Магнитоупругие характеристики аморфных металлических лент основе железа	28
Выводы по § 1.2	39
§ 1.3. Магнитные и магнитоупругие свойства аморфных металлических проволок на основе железа	40
Выводы по § 1.3	52
Глава 2. Методика проведения эксперимента и образцы	54
§2.1 Аморфные металлические ленты и методика их обработки	54
§2.2. Аморфные металлические проволоки и методика их обработки	55
§2.3. Установка для проведения термомагнитной обработки аморфных металлических лент и проволок	56
§ 2.4. Методика измерения ΔE -эффекта магнитострикционных аморфных металлических сплавов	58
§ 2.5. Установка для определения температурных зависимостей динамических магнитных характеристик аморфных металлических сплавов	63
Глава 3. ΔE -эффект в аморфных металлических лентах, прошедших предварительную обработку	66
§ 3.1 ΔE -эффект в аморфных металлических лентах состава $Fe_{67}Co_{10}Cr_3Si_5B_{15}$, прошедших термомагнитную обработку	66
§ 3.2 ΔE -эффект в аморфных металлических лентах состава $Fe_{64}Co_{21}B_{15}$, прошедших предварительную термомагнитную обработку	81
Выводы по главе 3	92
Глава 4. ΔE -эффект в аморфных металлических проволоках состава $Fe_{75}Si_{10}B_{15}$	94
§ 4.1 Влияние температуры нагрева на ΔE -эффект проволок состава $Fe_{75}Si_{10}B_{15}$, прошедших обработку переменным электрическим током при одновременном приложении растягивающих напряжений	95

§ 4.2 Влияние температуры нагрева на ΔE -эффект аморфных металлических проволок состава $\text{Fe}_{75}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$, прошедших термомагнитную обработку _____	103
Выводы по главе 4 _____	112
Заключение _____	114
Список литературы _____	116

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность темы. Аморфные металлические сплавы являются одними из наименее изученных объектов современной физики конденсированного состояния. Аморфное состояние твёрдого тела можно определить как состояние с отсутствием корреляций расстояний между атомами на расстояниях превышающих несколько координационных сфер, при этом присутствует ближний порядок в расположении соседних атомов. Отсутствие дальнего порядка в расположении атомов приводит к реализации такой совокупности физических свойств, которую невозможно получить в твёрдом теле с кристаллической структурой (высокие механические, магнитные свойства и т.д.).

Одними из наиболее перспективных аморфных металлических сплавов, как с точки зрения их практического использования, так и с точки зрения изучения особенностей структуры аморфного конденсированного состояния, являются аморфные металлические сплавы на основе железа. Обладая высокими значениями намагниченности насыщения, константы магнитострикции, магнитной проницаемости и малыми потерями на перемагничивание, такие сплавы находят применение в различных отраслях техники, как чувствительные элементы датчиков силы, деформации, температуры, рабочие элементы магнитострикционных линий задержки, а также генераторов звуковых и ультразвуковых колебаний. Кроме того, такого рода материалы используются при создании сверхпрочных ферромагнитных структур, для многофункциональных конструкционных материалов нового поколения [1].

Основной причиной, сдерживающей самое широкое применение быстрозакаленных аморфных материалов на основе железа в современных наукоемких технологиях, является их низкая температурная стабильность, связанная с тем, что структура аморфных материалов, полученных быстрой закалкой не является равновесной. Низкая энергия активации диффузионного движения атомов делает характеристики этих сплавов чувствительными к температурным воздействиям. Предполагается, что перевод аморфного металлического сплава в состояние близкое к равновесному позволит существенно повысить температурную стабильность его магнитных и магнитоупругих

параметров. В настоящее время существует несколько способов изменения дальнего и ближнего упорядочения атомов в аморфных материалах. Наиболее эффективные из них связаны с проведением различного рода предварительных обработок, в процессе которых осуществляется переход аморфного сплава в состояние близкое к равновесному. Следует отметить, что, несмотря на значительное число работ, посвящённых исследованию влияния режимов предварительных обработок аморфных металлических сплавов на их магнитные и магнитоупругие характеристики, в настоящее время практически отсутствуют представления о влиянии условий обработки сплавов на температурную стабильность указанных параметров. Выработка таких представлений представляется весьма целесообразной как с точки зрения получения новых знаний о структуре аморфного состояния, так и с позиций практического использования аморфных металлических сплавов.

Аморфные металлические сплавы на основе железа, являются уникальными модельными объектами, позволяющими выявить взаимосвязь температурных изменений в механизмах перестройки доменной структуры с температурными изменениями магнитных и магнитоупругих параметров в ферромагнетиках. В свою очередь, именно вид и режим предварительной обработки аморфных металлических сплавов во многом определяет их доменную структуру и механизмы её перестройки под действием магнитного поля. Таким образом, можно предположить, что вариация видов и режимов предварительных обработок аморфных металлических сплавов позволит получать у них необходимую температурную чувствительность магнитных и магнитоупругих параметров.

В связи с вышеизложенным **целью исследований** являлось выявление закономерностей влияния температуры нагрева на ΔE -эффект аморфных металлических сплавов на основе железа в виде лент и проволок, прошедших различные виды предварительной обработки.

Основными задачами исследований являлись:

1. Исследование влияния температуры предварительной термомагнитной обработки и температуры нагрева в цикле «нагрев-охлаждение» на полевые зависимости ΔE -эффекта аморфных металлических лент составов $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10}\text{Cr}_3\text{Si}_5\text{B}_{15}$ и $\text{Fe}_{64}\text{Co}_{21}\text{B}_{15}$.

2. Изучение влияния параметров предварительной обработки постоянным электрическим током при одновременном приложении растягивающих напряжений на температурные изменения полевых зависимостей ΔE -эффекта аморфных металлических проволок состава $Fe_{75}Si_{10}B_{15}$.
3. Исследование влияния температуры предварительной термомагнитной обработки и температуры нагрева в цикле «нагрев-охлаждение» на полевые зависимости ΔE -эффекта аморфных металлических проволок состава $Fe_{75}Si_{10}B_{15}$ в широком интервале температур.
4. Выработка представлений о влиянии температуры нагрева на полевые зависимости ΔE -эффекта аморфных металлических лент и проволок на основе железа, прошедших предварительную обработку.

Научная новизна.

Впервые обнаружено, что в аморфной металлической ленте состава $Fe_{67}Co_{10}Cr_3Si_5B_{15}$, независимо от параметров проведённой термомагнитной обработки, реализуется только положительный ΔE -эффект. Причиной этого является малая величина поля наведённой одноосной анизотропии исследованных лент, а также высокая степень его неоднородности

Предложен метод измерения температурной зависимости наведённой одноосной анизотропии в аморфных металлических лентах состава $Fe_{64}Co_{21}B_{15}$, прошедших предварительную термомагнитную обработку, по измерению их температурной зависимости поля минимума отрицательного ΔE -эффекта.

Установлено, что представления о магнитоупругой связи между ядром и приповерхностной области проволоки позволяет адекватно объяснить влияние температуры на полевые зависимости ΔE -эффекта аморфных металлических проволок состава $Fe_{75}Si_{10}B_{15}$, обработанных постоянным электрическим током с одновременным приложением растягивающих напряжений.

Разработаны представления, объясняющие температурное поведение поля наведенной термомагнитной обработкой анизотропии аморфных металлических проволок состава $Fe_{75}Si_{10}B_{15}$, на основе представлений о возникновении растягивающих напряжений в приповерхностной области проволоки при намагничивании её ядра.

Практическая значимость.

Результаты исследований могут быть использованы для создания прецизионных датчиков температурных изменений различных физических величин и устройств функциональной электроники, в которых чувствительными элементами являются аморфные металлические сплавы.

Проведённые исследования определяют режимы предварительных обработок таких сплавов для достижения у них оптимальной с практической точки зрения температурной чувствительности магнитоупругих характеристик. Результаты проведённых исследований вносят вклад в развитие представлений о возможности целенаправленного управления температурной стабильностью магнитных и магнитоупругих параметров аморфных металлических сплавов на основе железа при помощи вариации видов и режимов предварительной обработки.

Защищаемые положения.

1. Положительный ΔE -эффект в аморфной металлической ленте состава $Fe_{67}Co_{10}Cr_3Si_5B_{15}$, прошедшей термомагнитную обработку, объясняется низким значением поля наведённой одноосной анизотропии и значительной угловой дисперсией анизотропии. Следствием этого является появление «заряженных» участков доменных границ, приводящее к росту поверхностной плотности их энергии и к исчезновению отрицательного ΔE -эффекта.

2. Уменьшение максимального абсолютного значения отрицательного ΔE -эффекта с ростом температуры нагрева в аморфных металлических лентах состава $Fe_{64}Co_{21}B_{15}$, прошедших термомагнитную обработку, обусловлено уменьшением поля наведённой одноосной анизотропии. Величина поля наведённой одноосной анизотропии изменяется обратно пропорционально температуре нагрева ленты, что свидетельствует об основополагающем вкладе направленного упорядочения пар атомов переходных металлов в формирование наведенной одноосной анизотропии.

3. Значения плотности постоянного электрического тока обработки и приложенных одновременно растягивающих напряжений в процессе обработки аморфных металлических проволок состава $Fe_{75}Si_{10}B_{15}$ определяют энергию их магнитоупругого взаимодействия. При этом характер полевой зависимости ΔE -эффекта при разных температурах нагрева проволок определяется ходом температурной зависимости отношения энергии наведённой в процессе

предварительной обработки анизотропии к энергии упругих напряжений, действующих на приповерхностную область проволоки со стороны ядра за счёт магнитоупругого взаимодействия.

4. Магнитное поле H_{max} , при котором достигается максимальное абсолютное значение отрицательного ΔE -эффекта в аморфных металлических проволоках состава $Fe_{75}Si_{10}B_{15}$, определяется температурой их термомагнитной обработки. Величина H_{max} уменьшается с ростом температуры нагрева T проволок согласно функциональной зависимости $H_{max} = AT^{-\beta}$, где коэффициенты $\beta=0,4\div0,7$ и A определяются отношением энергии магнитоупругого взаимодействия ядра и приповерхностной области проволоки к энергии наведённой анизотропии.

Апробация работы.

Основные результаты работы докладывались и обсуждались на:

- Всероссийской Байкальской конференции студентов, аспирантов и молодых учёных по наноструктурным материалам (г. Иркутск, ИГУ, 2009 г.);
- Международной научной конференции «Релаксационные явления в твёрдых телах» (г. Воронеж, ВГТУ, 2010 г.);
- XI Всероссийской молодёжной школе-семинаре по проблемам физики конденсированного состояния вещества. (г. Екатеринбург, УрО РАН, 2010 г.);
- IV-V международной Байкальской конференции «Магнитные материалы. Новые технологии» (г. Иркутск, ВСГАО, ИГУ, 2010, 2012 г.);
- Десятой региональной научной конференции «Физика: фундаментальные и прикладные исследования, образование» (г. Владивосток, 2011 г.);
- International conference «Functional Materials – 2011» (Украина, г. Крым, 2011 г.)
- 9-ой международной научно-технической конференции «Современные Металлические материалы и Технологии (СММТ 11) (г. Санкт-Петербург, г. 2011 г.)
- Всероссийской научно-практической конференции с международным участием «Наноматериалы и технологии-IV» (г. Улан-Удэ, БГУ, 2012 г.);
- Восемнадцатой Всероссийской научной конференции студентов-физиков и молодых учёных ВНКСФ – 18 (г. Красноярск, ДФУ, 2012 г.);
- 3rd European Workshop on "Self-Organized Nanomagnets" (Испания, г. Мадрид, 2012 г.)

- XXII международной конференции «Новое в магнетизме и магнитных материалах» (НМММ-22) (г. Астрахань, АГУ, 2012 г.)
- V Euro-Asian Symposium Trends in MAGnetism: Nanomagnetism (15th – 21st September 2013, Russky Island, Vladivostok, Russia)
- Joint European Magnetic Symposia (JEMS-2013) (25–30 August 2013, Rhodes, Greece).
- Donostia International Conference on Nanoscaled Magnetism and Applications (DICNMA) (9th – 13th September, 2013, San Sebastian, Spain).

Публикации.

По теме диссертации опубликовано 22 работы, из которых 5 работ опубликованы в реферируемых журналах из перечня ВАК РФ и патент РФ.

Личный вклад автора.

Автор работы принимал непосредственное участие в постановке задач по теме исследований, создании приставки для термомагнитной обработки аморфных металлических сплавов в виде лент. Большинство экспериментальных результатов, представленных в работе, получены лично автором. Автор принимал участие в теоретической интерпретации полученных результатов, разработке модельных представлений, а также, в написании и редактировании научных публикаций.

Структура и объем диссертации.

Диссертация изложена на 134 печатных страницах, содержит 40 рисунков. Библиография включает 180 наименований. Диссертация состоит из введения, четырех глав, выводов, заключения и списка литературы.

Краткое содержание диссертации.

Во введении дано обоснование актуальности выбранной темы исследований. Сформулированы цели и задачи исследований, показаны новизна, практическая значимость полученных результатов и сведения об апробации работы, приведены защищаемые положения, кратко изложено содержание работы.

В 1-й главе проведён литературный обзор работ по исследованию доменной структуры и процессов её перестройки под действием магнитного поля аморфных металлических лент на основе железа. Рассмотрено влияние различного рода предварительных обработок аморфных металлических лент на их структуру и магнитные параметры. Приведены результаты исследований магнитоупругих

характеристик аморфных металлических лент на основе переходных металлов. Проведён анализ модели взаимосвязи процессов перестройки доменной структуры с магнитоупругими характеристиками аморфных металлических лент с наведённой одноосной анизотропией. Анализируется влияние процессов структурной релаксации и кристаллизации в аморфных металлических сплавах на их магнитные свойства. Отдельный параграф посвящён анализу результатов исследований магнитных и магнитоупругих свойств аморфных металлических проволок на основе железа. В параграфе приведены данные о влиянии геометрических параметров проволок, прикладываемых упругих напряжений, температуры нагрева и т.д. на магнитные характеристики проволок. Рассматриваются особенности доменной структуры и процессы её перестройки под действием магнитного поля. Анализируется модель магнитоупругой связи между ядром и приповерхностной областью проволоки.

Во 2-й главе приведены сведения об исследуемых в работе аморфных металлических лентах и проволоках. Описаны используемые методы и режимы предварительных обработок исследуемых образцов. Дается описание установки для проведения термомагнитной обработки аморфных металлических лент и проволок, а также экспериментальных установок, используемых для определения температурных зависимостей, ΔE -эффекта и динамических магнитных характеристик исследуемых образцов.

Глава 3 посвящена экспериментальным исследованиям температурных зависимостей магнитных и магнитоупругих свойств аморфных металлических лент на основе переходных металлов, прошедших разные виды предварительной обработки.

В параграфе 3.1 представлены результаты исследования влияния температуры предварительной термомагнитной обработки и температуры последующего нагрева на зависимости величины ΔE -эффекта от внешнего магнитного поля аморфных металлических лент состава $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10}\text{Cr}_3\text{Si}_5\text{B}_{15}$. Для подтверждения выдвинутых предположений приведены полевые зависимости ΔE -эффекта аморфных металлических лент состава $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10}\text{Cr}_3\text{Si}_5\text{B}_{15}$, прошедших предварительную обработку электрическим током и двухстадийную обработку (термическая обработка при низких температурах и последующая термомагнитная обработка) а

также проанализированы изменения динамических магнитных параметров исследованных лент при изменении их температуры нагрева. Дано объяснение полученных результатов на основе представлений о влиянии угловой дисперсии анизотропии на процессы перестройки доменной структуры и магнитоупругие свойства исследованных образцов.

Параграф 3.2 посвящён исследованию влияния температуры предварительной термомагнитной обработки и температуры последующего нагрева на полевые зависимости ΔE -эффекта аморфных металлических лент состава $\text{Fe}_{64}\text{Co}_{21}\text{B}_{15}$. Изучено влияние температуры нагрева на величину магнитного поля достижения абсолютного максимального значения отрицательного ΔE -эффекта. Предложен способ определения температурной зависимости поля наведённой термомагнитной обработкой одноосной анизотропии исследованных лент из анализа температурной зависимости поля достижения абсолютного максимального значения отрицательного ΔE -эффекта. Для подтверждения выдвинутых предположений приведены результаты исследований влияния температуры термомагнитной обработки и температуры нагрева лент на их динамические магнитные параметры.

Глава 4 посвящена экспериментальным исследованиям температурных зависимостей ΔE -эффекта аморфных металлических проволок состава $\text{Fe}_{75}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$, прошедших различные виды предварительной обработки.

В параграфе 4.1 приведены результаты исследований влияния температуры нагрева на полевые зависимости ΔE -эффекта аморфных металлических проволок состава $\text{Fe}_{75}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$, прошедших предварительную обработку переменным электрическим током при одновременном приложении растягивающих напряжений. Проведено обсуждение полученных результатов на основе представлений о двухзонной магнитной структуре исследованных проволок. Для объяснения полученных результатов развиваются модельные представления о влиянии магнитоупругой связи между ядром и приповерхностной области проволоки на температурные изменения полевых зависимостей ΔE -эффекта.

В параграфе 4.2 представлены результаты исследований влияния температуры нагрева на полевые зависимости ΔE -эффекта аморфных металлических проволок состава $\text{Fe}_{75}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$, прошедших термомагнитную обработку. Приведены результаты исследований влияния температуры

термомагнитной обработки и температуры нагрева проволок на величину магнитного поля достижения абсолютного максимального значения отрицательного ΔE -эффекта. На основании полученных результатов предложена зависимость магнитного поля достижения абсолютного максимального значения отрицательного ΔE -эффекта от температуры нагрева. Полученные результаты объяснены на основе представлений о влиянии механизма магнитоупругой связи между ядром и приповерхностной областью проволок на поле наведённой термомагнитной обработкой анизотропии. Для подтверждения выдвинутых предположений приведены результаты исследований влияния температуры термомагнитной обработки и температуры нагрева проволок на их динамические магнитные параметры.

В заключение диссертации приводятся основные результаты и выводы работы, заключение, а также список цитируемой литературы (библиография).

Глава 1. Литературный обзор.

§ 1.1. Влияние предварительных обработок на магнитные характеристики и структуру аморфных металлических лент на основе железа.

Исследование доменной структуры и процессов ее перестройки под действием магнитного поля в аморфных и нанокристаллических металлических сплавах остается одним из актуальных вопросов современного физического материаловедения. Именно доменная структура и механизмы ее перестройки определяют магнитные, магнитоупругие и магнитоимпедансные параметры таких материалов. Доменная структура аморфных металлических лент на основе переходных металлов, полученных быстрой закалкой из расплава, исследовалась в работах [2, 3]. Основной особенностью аморфных металлических лент с большой величиной магнитострикции является высокий уровень внутренних напряжений, который во многом и определяет характер доменной структуры. Из-за различной скорости затвердевания расплава при охлаждении в ленте возникают внутренние сжимающие и растягивающие напряжения. Области ленты, в которых затвердевание расплава прошло быстрее, чем в среднем по объёму, являются областями растягивающих напряжений, а области, в которых затвердевание расплава прошло медленнее, чем в среднем по объёму - областями сжимающих напряжений. Так как аморфные металлические ленты на основе железа имеют положительную константу магнитострикции, то ось лёгкого намагничивания (ОЛН) в областях растягивающих напряжений ориентирована в плоскости ленты, а в областях сжимающих напряжений - перпендикулярно ее плоскости. В областях растягивающих напряжений, как правило, наблюдаются широкие полосовые домены, в то время как в области сжимающих напряжений преобладает мозаичная (лабиринтная) доменная структура. Мозаичные домены покрывают внутренние объёмы ленты, намагниченные перпендикулярно поверхности образца [4]. При исследовании процессов намагничивания аморфных металлических лент на основе железа обнаружено, что именно области с мозаичной доменной структурой являются наиболее устойчивыми к действию внешних магнитных полей.

Так как уровень внутренних закалочных напряжений неоднороден по объёму ленты, то доменная структура ленты имеет сложный характер. При этом в ней может возникнуть несквозная доменная структура [2]. Внутренние напряжения ленты можно существенно уменьшить, проведя предварительную обработку. Помимо этого, целью проведения предварительной обработки ленты является наведение в них магнитной анизотропии. Так, например, после проведения термомагнитной обработки уменьшается площадь областей с лабиринтной доменной структурой, в то время как площадь областей с полосовой доменной структурой увеличивается.

В [3] изучены механизмы перестройки доменной структуры аморфных металлических лент на основе железа в результате действия упругих растягивающих напряжений, ориентированных вдоль оси прокатки ленты. В необработанных образцах перестройка доменной структуры имеет неоднородный характер и осуществляется за счёт поворота 180^0 -ных доменных границ и уменьшения площади областей с мозаичной доменной структурой. В образцах, обработанных в магнитном поле, процесс перестройки имеет более однородный характер. При этом отсутствует поворот 180^0 -ных доменных границ, а момент появления продольно намагниченных доменов совпадает с моментом исчезновения мозаичной доменной структуры.

Как правило, в узких полосках, вырезанных из аморфных металлических лент, прошедших предварительную термомагнитную обработку, наблюдают полосовую доменную структуру с осью лёгкого намагничивания, перпендикулярной длине полоски [5]. В ряде случаев в образцах ориентация полосовых доменов имеет некоторый наклон по отношению к направлению перпендикулярному длине полоски. Авторы работы [4] считают, что подобный наклон полосовых доменов обусловлен эффектом анизотропии формы, возникающим в результате взаимодействия магнитных полюсов на краях полоски. Вместе с тем, такой эффект может быть связан и с наклоном наведенной ОЛН относительно направления перпендикулярного длине образца.

Модельные представления о доменной структуре и процессах ее перестройки в аморфных металлических полосках с одноосной наведенной анизотропией были развиты в [6, 7]. В этих работах исследованы процессы

перестройки доменной структуры в аморфных металлических полосках состава $\text{Fe}_{45}\text{Co}_{45}\text{Zr}_{10}$. В [6] проведен расчёт равновесного периода полосовой доменной структуры в аморфных металлических пленках с одноосной наведенной анизотропией, а также экспериментальная проверка расчётов. Образцы в виде полосок толщиной $1 \cdot 10^{-5}$ м и $5 \cdot 10^{-5}$ м были получены методом ионно-плазменного напыления в магнитном поле. Результаты расчётов и экспериментальные данные качественно хорошо согласуются, но между ними наблюдается некоторое количественное расхождение. Такое расхождение может быть объяснено тем, что при проведении расчетов не учитывалось наличие доменов с противоположной ориентацией намагниченности на краях полоски.

В [8] подверглись изучению причины наличия наклона доменов по отношению к направлению перпендикулярному длине плёнок. Такой наклон был обнаружен у образцов $\text{Fe}_{81}\text{Mo}_9\text{P}_{10}$, толщина которых варьировалась от $2,5 \cdot 10^{-5}$ до $3 \cdot 10^{-5}$ м. Авторы предполагают, что такой наклон доменов структуры обусловлен скорее изначальным наклоном наведённой ОЛН, чем эффектом анизотропии формы.

Колебательное движение доменных границ вдоль нормали к оси лёгкого намагничивания узких полосок состава $\text{Fe}_{81}\text{Mo}_9\text{P}_{10}$, под действием переменного магнитного поля наблюдалось в [7]. Такие колебательные движения доменных границ можно объяснить используя представления о перераспределении магнитных полюсов на краях полосок в результате действия переменного магнитного поля и блох-неелевском переходе структуры доменных границ. Однако при приложении к образцам в направлении перпендикулярном оси лёгкого намагничивания переменных упругих напряжений, в отсутствии магнитного поля, колебательных движений доменных границ обнаружено не было [9].

С целью улучшения магнитных и магнитоупругих свойств аморфных металлических сплавов широко используются различные виды предварительных обработок аморфных металлических лент. Отметим следующие из них:

1. Термическая обработка [10,38,42-44,64];
2. Термомагнитная обработка [11-17];

3. Обработка постоянным (переменным) электрическим током различной плотности [18-21];
4. Криогенная обработка при температуре жидкого азота [22];
5. Термическая обработка под действием растягивающих напряжений [23-26];
6. Лазерная обработка [27-31];
7. Импульсная фотонная обработка [13, 32];

Как правило, для получения высоких магнитных и магнитоупругих характеристик аморфных металлических лент на основе железа, необходимо наведение в них одноосной анизотропии с осью лёгкого намагничивания, ориентированной перпендикулярно оси прокатки образца. Модель направленного упорядочения пар атомов [33-35] позволяет адекватно объяснить механизм наведения одноосной анизотропии в ферромагнитных материалах, прошедших термомагнитную обработку. Наведённая анизотропия обусловлена направленным упорядочиванием пар атомов, с собственным магнитным моментом. Направленное упорядочивание пар атомов выражается в преимущественной ориентации направлений намагниченности пар атомов определённого сорта в ферромагнетике. Энергия взаимодействия пары атомов определяется величиной угла между осью пары и направлением намагниченности. В рамках модели направленного упорядочения пар атомов можно определить константу наведённой одноосной анизотропии K_u ферромагнетика, прошедшего термомагнитную обработку как:

$$K_u = \frac{9Nn^2c^2\beta^2(T)B^2(T)}{2k_\sigma T} \quad (1.1.1)$$

где N - число атомов в единице объёма, n - концентрация упорядоченных пар атомов в твердом растворе, B - значение функции Бриллюэна при температуре T измерения, k_σ - постоянная Больцмана, c - энергия псевдодипольного взаимодействия, β - коэффициент пропорциональности, зависящий от температуры и от отношения намагниченности насыщения $M_s(T)$ сплава при температуре обработки T к намагниченности насыщения $M_s(0)$ необработанного сплава.

Зависимость K_u от $M_s(T)$ и $M_s(0)$ может быть записана в виде:

$$K_u(T) \sim \frac{M_s^2(T)M_s^2(T_1)}{M_s^4(0)} \quad (1.1.2)$$

где T_I - температура, при которой достигается равновесное распределение пар атомов, участвующих в направленном упорядочении.

В результате диффузии каждая пара атомов, обладающих магнитным моментом, при проведении термомагнитной обработки ферромагнетика занимает положение с минимальной энергией взаимодействия. Охлаждение ферромагнетика до комнатных температур в присутствии магнитного поля замораживает такое положение атомов, что обеспечивает возникновение наведённой одноосной анизотропии [36].

Рассмотрим влияние различных режимов проведения термомагнитных обработок аморфных металлических лент на основе железа. Для получения оптимальных магнитных и магнитоупругих параметров аморфных лент целесообразно, чтобы интервал температур обработки варьировался между температурой Кюри и температурой кристаллизации ленты [16,17]. Предварительная термомагнитная обработка в указанном температурном диапазоне с последующим постепенным охлаждением ленты приводит к уменьшению коэрцитивной силы и росту начальной магнитной проницаемости [37].

Проведение предварительной термомагнитной обработки аморфных металлических лент с ориентацией магнитного поля вдоль их оси прокатки приводит к росту прямоугольности петли гистерезиса и остаточной индукции B_r . В результате проведения термомагнитной обработки с ориентацией магнитного поля перпендикулярно оси прокатки образца петля гистерезиса приобретает значительный наклон по отношению к оси магнитного поля H , [38]. При этом наблюдается уменьшение магнитной проницаемости μ , коэрцитивной силы H_C и остаточной индукции B_r , а основным механизмом намагничивания ленты становится процесс поворота намагниченности.

. В [11] предварительная термомагнитная обработка аморфной ленты состава $\text{Fe}_{81}\text{Si}_7\text{B}_{12}$ проводилась в постоянных и переменных магнитных полях разной величины. Наиболее эффективной оказалась термомагнитная обработка в переменном магнитном поле напряжённостью выше 1500 А/м. Именно при такой обработке у образцов достигались наиболее высокие значения начальной и максимальной магнитных проницаемостей, а также наименьшие значения

коэрцитивной силы и потерь на перемагничивание. Показано, что потери на перемагничивание уменьшаются на всём диапазоне частот действующего при обработке переменного магнитного поля, вплоть до 80 кГц. При дальнейшем росте частоты переменного магнитного поля, потери на перемагничивание ленты остаются на прежнем уровне.

Снижение потерь на перемагничивание с ростом частоты действующего при обработке переменного магнитного поля можно связать со следующим. В процессе охлаждения ленты в присутствии переменного магнитного поля, доменная структура образца находится в непрерывном движении, что препятствует образованию направленно упорядоченных магнитных структур. Термомагнитная обработка в постоянном магнитном поле также снижает потери на перемагничивание, но не препятствует образованию направленно упорядоченных магнитных структур.

Помимо параметров предварительной термомагнитной обработки на магнитные характеристики аморфных металлических лент на основе железа влияет скорость их охлаждения до комнатной температуры [39,40]. В работе [40] термомагнитная обработка аморфной металлической ленты состава $\text{Fe}_{81}\text{Si}_7\text{B}_{12}$ проводилась в переменном магнитном поле. Показано, что наилучшие магнитные параметры образцов наблюдаются при скорости охлаждения $150^0\text{-}200^0\text{C/час}$. При этом значительно уменьшается коэрцитивная сила ленты, а также потери на перемагничивание низкочастотным магнитным полем. Основная часть потерь на перемагничивании аморфной металлической ленты на низких частотах обусловлена магнитным гистерезисом, связанным с задержкой доменных границ. Медленное охлаждение ленты приводит к созданию в ней относительно однородной доменной структуры, а ее перестройка происходит за счёт обратимого смещения доменных границ. Как следствие этого, потери на перемагничивание уменьшаются.

При увеличении скорости охлаждения ленты до $50^0\text{-}100^0\text{C/мин}$ её магнитные параметры ухудшаются, а потери на перемагничивание в области низких частот возрастают. Это связано с тем, что при быстром охлаждении ленты в ней возникают большие градиенты температур, что приводит к росту уровня внутренних напряжений, и к увеличению потерь на магнитный гистерезис.

Вместе с тем, в области относительно высоких частот от 10 кГц до 80 кГц при увеличении скорости охлаждения ленты наблюдается уменьшение потерь на перемагничивание. Такой результат связан с тем, что при высокой скорости охлаждения ленты величина ее константы наведённой анизотропии уменьшается [39]. Это приводит к уменьшению энергии доменных границ, в результате чего размеры доменов уменьшаются. В свою очередь, уменьшение размеров доменов ведет к уменьшению потерь на вихревые токи.

Для снижения потерь на перемагничивание аморфных металлических лент в широкой области амплитуд и частот магнитного поля может быть использован метод создания неоднородностей с помощью локальных деформационных зон [41]. В результате действия локальных деформаций в образце создаются периодические области деформации, что приводит как к уменьшению ширины полосовых доменов, так и к образованию зародышей перемагничивания вблизи областей локальной деформации. Это также приводит к снижению потерь на вихревые токи.

Авторы [12] исследовали влияние различных режимов термомагнитных обработок на магнитные свойства аморфных металлических лент составов $\text{Fe}_{81}\text{Si}_4\text{B}_{13}\text{C}_2$ и $\text{Fe}_{81}\text{Si}_7\text{B}_{12}$. Предварительно образцы подверглись термической обработке при температуре 350°C , продолжительность обработки составляла 60 минут. Целью предварительной термической обработки являлось снятие внутренних напряжений образцов. Температура дальнейших термомагнитных обработок лент варьировалась от 350°C до 450°C , время обработки - от 2 до 30 минут, а скорость охлаждения лент варьировалась от 5°C до $6000^\circ\text{C}/\text{мин}$. В процессе термомагнитных обработок использовалось как переменное, так и постоянное магнитное поле. Установлено, что термомагнитная обработка в переменном магнитном поле более эффективна, так как приводит к большему росту начальной и максимальной магнитных проницаемостей, снижению коэрцитивной силы и потерь на перемагничивание. Однако потери на перемагничивание при высоких частотах перемагничивающего поля (более 30-40 кГц) были примерно одинаковы после обработки, как в переменном, так и в постоянном магнитном поле. Отмечено, что для ленты состава $\text{Fe}_{81}\text{Si}_4\text{B}_{13}\text{C}_2$ наименьшая коэрцитивная сила и минимум потерь на перемагничивание в области частот 50-400 кГц достигаются при температуре обработки 410°C . При дальнейшем росте температуры термомагнитной обработки

наблюдается рост коэрцитивной силы. Потери на перемагничивание различны для разных значений частоты перемагничивающего поля. Так при частоте 1 кГц – минимум потерь на перемагничивание достигается при температуре обработки 430⁰С, а при частоте 20 кГц при 445⁰С.

Термическая обработка образцов в отсутствии магнитного поля при температурах, не превышающих температуру кристаллизации аморфной металлической ленты, приводит, в большинстве случаев, к возрастанию μ [38]. При этом основным механизмом перемагничивания лент, как правило, становится процесс смещения доменных границ. Изменение величины коэрцитивной силы термически обработанных лент определяется интенсивностью протекания двух процессов:

1. Релаксацией внутренних закалочных напряжений.
2. Стабилизацией доменных границ, происходящей в результате направленного атомного упорядочения

Если преобладает первый процесс, то H_C уменьшается, если второй - H_C возрастает.

Проведение предварительной термической обработки аморфных металлических лент в отсутствии магнитного поля может приводить к появлению смещённых или перетянутых петель гистерезиса [42]. Причинами этого могут быть как возникновение анизотропных нано- и микрокристаллических выделений с особым атомным упорядочением, так и процесс стабилизации доменных границ. При этом локальная коэрцитивная сила гетерогенных выделений превосходит коэрцитивную силу аморфной матрицы. В зависимости от направления внешнего магнитного поля, поля рассеяния от таких выделений будут либо способствовать, либо препятствовать процессу намагничивания ленты.

Стабилизация доменных границ происходит в результате локального направленного атомного упорядочения, которое возникает при проведении термической обработки образца при температурах ниже температуры Кюри [43]. В большинстве случаев, стабилизация доменных границ также приводит к росту коэрцитивной силы ленты.

В работе [44] изучались магнитные свойства лент состава $\text{Fe}_{80}\text{B}_{14}\text{Si}_4\text{C}_2$, вырезанных под разными углами относительно оси прокатки. Образцы

подвергались термической обработке при температуре 400⁰С в течение 20 минут со скоростью нагрева/охлаждения 40⁰С/мин. В работе проведено сравнение магнитных параметров лент до обработки и после неё. Для исходных образцов максимальная магнитная индукция в направлении перпендикулярном оси прокатки ленты достигается в магнитном поле 100 А/м, в то время как максимум магнитной индукции при намагничивании вдоль оси прокатки ленты достигается при 1000 А/м.

Обработка аморфных металлических лент при значительных температурах приводит к протеканию в них процессов кристаллизации. Рассмотрим влияние начальных стадий процесса кристаллизации аморфных металлических лент на основе железа на их магнитные параметры.

Кинетика процессов кристаллизации в аморфных металлических сплавах и их влияние на магнитные свойства рассматривались в работах [45-49]. При кристаллизации аморфной металлической ленты на основе железа с добавками кремния наблюдается образование дендритной структуры из кристаллов α -Fe(Si) фазы. На начальных стадиях кристаллизации в приповерхностной области возникают растягивающие напряжения, приводящие к появлению анизотропии в плоскости ленты [50]. Из-за разной плотности аморфной и кристаллических фаз в объёме ленты возникают сжимающие напряжения, приводящие к появлению перпендикулярной плоскости ленты анизотропии. В [51,52] получены соотношения, связывающие коэрцитивную силу, остаточную намагниченность, константу анизотропии, наведённую внутренними напряжениями, с толщиной приповерхностного кристаллического слоя образца. С увеличением толщины приповерхностного кристаллического слоя ленты его константа анизотропии K_s возрастает:

$$K_s = K_m \alpha (\delta / d - 1) \quad (1.1.3)$$

где α - отношение площади, занимаемой кристаллитами на поверхности ленты к площади этой поверхности, d – толщина ленты, δ - толщина приповерхностного слоя. Выражение для K_m можно записать в виде:

$$K_m = \lambda_s E \Delta V / 2(1 - \nu) V \quad (1.1.4)$$

где ν - коэффициент Пуассона, $\Delta V / V$ - относительное изменение объёма аморфной ленты при кристаллизации.

В свою очередь, константу анизотропии K_V в объёме ленты можно записать как:

$$K_V = K_m \alpha \delta / d \quad (1.1.5)$$

Остаточная намагниченность ленты M_r и δ находятся в соотношении [51, 52]:

$$M_r / M_s \approx 0,7 \delta / d \quad (1.1.6)$$

На ранних стадиях кристаллизации образцов, когда δ мала, происходит уменьшение коэрцитивной силы H_C и остаточной намагниченности M_r аморфных металлических лент [53].

В [54] исследовано влияние частичной кристаллизации на высокочастотные магнитные характеристики аморфной металлической ленты состава $\text{Fe}_{81}\text{Si}_5\text{B}_{14}$. Первые признаки кристаллизации обнаружены после проведения термической обработки лент при температуре 390°C в течение 30 минут. Максимум высокочастотной магнитной проницаемости достигается при температуре обработки 415°C , а минимальное значение H_C - при температуре обработки 360°C . Показано, что процессы частичной кристаллизации вызывают дробление доменной структуры образца, в результате чего уменьшаются потери на перемагничивание, связанные с вихревыми токами и возрастает высокочастотная магнитная проницаемость ленты.

В аморфных металлических лентах составов $\text{Fe}_{40}\text{Ni}_{40}\text{B}_{20}$, $\text{Fe}_{78}\text{Si}_9\text{B}_{13}$, $\text{Fe}_{78}\text{Si}_9\text{B}_{11}\text{C}_2$ на более поздних стадиях кристаллизации возникает одноосная анизотропия, с осью легкого намагничивания перпендикулярной плоскости образцов [55]. При увеличении толщины поверхностного кристаллического слоя образца наблюдается дальнейший рост поля перпендикулярной анизотропии. При этом магнитная проницаемость лент уменьшается, а H_C и остаточная индукция B_r - возрастают. Одной из причин увеличения H_C является образование на поверхности и в объёме лент большого числа центров закрепления доменных границ. Отмечается, что при этом образцы становятся менее чувствительными к действию внешних напряжений.

Актуальным представляется вопрос о влиянии различных режимов предварительных обработок на температурную стабильность структурных и магнитных параметров аморфных металлических лент. Вместе с тем, для более детального понимания механизма влияния предварительной обработки на

температурную стабильность магнитных и магнитоупругих параметров аморфных металлических лент необходимо проведение дополнительных исследований

В работе [56] утверждается, что проведение термомагнитной обработки аморфных металлических сплавов на основе железа может изменять температуру начала процесса кристаллизации и скорость протекания процессов релаксации в аморфном металлическом сплаве. Однако каких-либо более достоверных результатов по этому вопросу получено не было.

В работах [57-60] было исследовано влияние режимов термической предварительной обработки и предварительной обработки электрическим током на термостабильность динамических магнитных характеристик аморфных металлических лент на основе железа в широком температурном интервале. Изучено влияние процесса термоциклирования на изменение динамических магнитных характеристик аморфных металлических лент на основе железа, прошедших предварительную термическую обработку и обработку постоянным электрическим током. На основании проведенных исследований установлено, что значительные различия в зависимостях $B_r(T)$ и $H_C(T)$ для лент, прошедших различные предварительные обработки, проявляются лишь при первом цикле «нагрев-охлаждение» на стадии нагрева образцов. Авторы считают, что подобное поведение магнитных параметров обусловлено конкурирующим действием различных процессов при проведении предварительной обработки: структурной релаксацией, направленным упорядочением пар атомов и кристаллизацией. Показано, что нагрев аморфной ленты, в которой при предварительной термообработке начали протекать начальные стадии кристаллизации, даже до сравнительно низких температур, вызывает дальнейшее увеличение размера кристаллитов.

В настоящее время особый интерес вызывают необычные магнитные свойства аморфных лент на основе железа с добавлением хрома. В [61] методами рентгенографии и мессбауэровской спектроскопии исследовались локальная атомная и магнитная структуры лент состава $\text{Fe}_{75}\text{Cr}_{10}\text{B}_{15}$, прошедших предварительную обработку при температурах от 440°C до 473°C в течение пяти минут. Показано, что уже при температуре обработки 440°C в аморфной матрице начинают формироваться нанокристаллы фазы $\alpha\text{-Fe}(\text{Cr})$ и $t\text{-Fe}(\text{Cr})_3\text{B}$. Полная

кристаллизация сплава наступает при температуре обработки 473°C . Размеры нанокристаллитов составляют 26 нм и 47 нм для фаз $\alpha\text{-Fe}(\text{Cr})$ и $t\text{-Fe}(\text{Cr})_3\text{B}$, соответственно. Концентрация хрома в фазе $\alpha\text{-Fe}(\text{Cr})$ составила 10at.%. Увеличение температуры обработки приводит к существенному изменению мессбауэровских спектров и, следовательно, локального магнитного состояния атомов железа в сплаве $\text{Fe}_{75}\text{Cr}_{10}\text{B}_{15}$. Установлено, что после обработки при температуре 473°C атомы хрома замещают атомы железа в нанокристаллах фазы $t\text{-Fe}_3\text{B}$ в трёх кристаллографических неэквивалентных состояниях атомов железа. Замещение атомов железа атомами хрома в фазе $t\text{-Fe}(\text{Cr})_3\text{B}$ приводит к уменьшению локальных магнитных моментов для состояний атомов железа в зависимости от количества атомов железа и бора в ближайших координационных сферах.

В [62] исследовано влияние термической обработки на магнитные и электрические свойства, структурное состояние аморфных металлических лент $\text{FeCrB}(\text{Sn})$ и FeCoB . Температура предварительной обработки изменялась от 100°C до 550°C . Время проведения обработки - 30 минут. Обнаружено резкое падение электросопротивления у лент составов FeCoB и FeCrB при температурах обработки более 500°C , которого не происходило для лент состава $\text{FeCrB}(\text{Sn})$. Предполагается, что уменьшение электросопротивления частично закристаллизованных лент обусловлено уменьшением термодинамической неравновесности системы, что может быть связано, например, с выходом на поверхность свободного объёма и релаксацией внутренних напряжений. Предполагается, что добавка Sn к основной матрице увеличивает ликвационную неоднородность аморфных металлических лент и тем самым приводит к большему магнитному разупорядочению. Температурная зависимость электросопротивления позволяет определить стадии структурной релаксации аморфных лент, полученных в неравновесных условиях.

В работе [63] была исследована локальная атомная и магнитная структура аморфной ленты состава $\text{Fe}_{70}\text{Cr}_{15}\text{B}_{15}$ методами ядерного магнитного резонанса и эффекта Мёссбауэра. Установлено, что рентгеноаморфные сплавы состава $\text{Fe}_{70}\text{Cr}_{15}\text{B}_{15}$ состоят из нанокристаллов с близкими порядками фаз $t\text{-Fe}_3\text{B}$ и $\alpha\text{-Fe}$. Показано, что атомы хрома в сплаве $\text{Fe}_{70}\text{Cr}_{15}\text{B}_{15}$ равномерно распределяются в этих двух типах нанокристаллов, образуя фазы $t\text{-(Fe,Cr)}_3\text{B}$ и $\alpha\text{-Fe}(\text{Cr})$.

В [64] проводилось исследование влияния температурной обработки в диапазоне температур 400-620⁰С аморфных металлических лент состава Fe₇₅Cr₁₀B₁₅ на их локальную атомную и магнитную структуру методом эффекта Мессбауэра, а также на магнитные свойства этих лент. Было проанализировано структурное состояние сплавов, формирующееся в процессе перехода сначала в нанокристаллическое, а затем в микро- и поликристаллическое состояние при увеличении температуры. Установлен ближний порядок и локальная атомная структура лент указанного состава. Авторы обнаружили, что увеличение температуры обработки приводит:

1. К увеличению намагниченности насыщения и среднего магнитного момента на атом железа.
2. Появлению нанокристаллитов размером 30·10⁻⁹ м при температуре обработки 440⁰С.
3. Полной кристаллизации аморфной матрицы и появлению боридов при температуре обработки выше, чем 460⁰С.

В [65] изучались магнитные свойства ленты состава Fe_{39,5}Co_{39,5}Si₆B₁₅, прошедшие термомагнитную обработку в атмосфере водорода в магнитном поле перпендикулярном длине образцов в течение 3 часов при температуре 400⁰С. В результате обработки ленты в ней происходила частичная кристаллизация, а также значительные изменения в доменной структуре. Кристаллизация протекает в приповерхностных слоях глубиной около 6·10⁻⁸ м, в результате чего в ленте возникают внутренние напряжения, приводящие к развитию анизотропии с осью легкого намагничивания перпендикулярной поверхности.

Одним из наиболее эффективных методов управления динамическими магнитными параметрами аморфных металлических лент может служить лазерная обработка. Влияние предварительной лазерной обработки на магнитные параметры быстрозакаленных металлических лент на основе железа обсуждалось в [29, 66].

Как правило, целью проведения лазерной обработки аморфных металлических сплавов на основе железа является создание на их поверхности частично закристаллизованных областей, которые влияют на распределение внутренних напряжений в объеме образца и индуцируют анизотропию в его плоскости. При этом объем закристаллизованных областей определяется как

плотностью мощности лазерного излучения, так и скоростью продвижения лазерного луча по поверхности образца. Значительное влияние на магнитные параметры аморфной ленты оказывает направление движения лазерного луча относительно оси прокатки ленты. Локальная лазерная обработка создаёт на поверхности ленты в зонах термического воздействия луча магнитоструктурные барьеры, приводящие к индуцированию продольных растягивающих напряжений между зонами термического воздействия. Это вызывает дробление доменной структуры, и уменьшает динамическую составляющую удельных магнитных потерь.

Помимо возникновения продольных растягивающих напряжений важную роль при формировании доменной структуры лент играет магнитостатическое взаимодействие между аморфными и закристаллизованными участками. Возникновение магнитных полюсов на границах закристаллизованная область – аморфная фаза приводит к возникновению полей рассеяния, величина которых зависит от разности намагниченностей насыщения и геометрических параметров образовавшейся кристаллической фазы.

В [29] предложен метод улучшения функциональных характеристик магнитомягких анизотропных материалов из аморфных лент составов $\text{Fe}_{81}\text{Si}_4\text{B}_{13}\text{C}_2$ и $\text{Fe}_{81}\text{Si}_7\text{B}_{12}$, включающий последовательное проведение локальной лазерной и высокочастотной термомагнитной обработок. Целью обработок является комплексное воздействие на атомную и магнитную структуру исследованных материалов. Метод обеспечивает уменьшение периода полосовой доменной структуры, и как следствие этого, 2-3-х кратное повышение магнитной проницаемости, также снижение магнитных потерь (25-30%) и уменьшение коэрцитивной силы (30-40%) исследованных материалов.

Влияние различных видов предварительной обработки на потери на перемагничивание аморфных лент состава $\text{Fe}_{80}\text{Si}_8\text{B}_{12}$ рассматривалось в [66]. Метод лазерной обработки сравнивался с методами термической и термомагнитной обработки. Частота перемагничивающего поля в процессе измерений варьировалась от 50 Гц до 1000 Гц. Наибольшее снижение потерь на перемагничивание (на 67 %) достигалось при проведении термической обработки в магнитном поле 800 А/м при 350⁰С в течение 2 часов. Дополнительная обработка

поверхности лент лазером также ведёт к снижению потерь на перемагничивание. При оптимальных условиях лазерной обработки удаётся достичь дальнейшего снижения потерь на перемагничивание на 20%.

Таким образом, структура, магнитные свойства аморфных металлических лент на основе железа варьируются в широких пределах, в зависимости от видов и режимов их предварительной обработки. Проводя соответствующие предварительные обработки аморфных металлических лент можно целенаправленно изменять их динамические магнитные и магнитоупругие параметры. Такая возможность в настоящее время открывает перспективы широкого использования аморфных металлических лент на основе железа в современной прецизионной электронике.

Выводы по §1.1

В настоящее время можно считать, что основные представления о доменной структуре аморфных металлических лент на основе железа, процессах ее перестройки под действием магнитного поля и влиянии различного рода предварительных обработок на структуру, квазистатические и динамические магнитные характеристики такого рода объектов развиты достаточно полно. Сформулированы модельные представления о взаимосвязи их структуры и магнитных параметров. Разработаны эффективные методы и методики обработки аморфных металлических лент, позволяющие достичь у них высоких динамических магнитных параметров.

Различного рода предварительные обработки аморфных металлических лент приводят к перестройке как атомной, так и магнитной доменной структур, что проявляется в изменении петли гистерезиса, которое можно связать с протеканием процессов структурной релаксации и атомного упорядочения. При проведении терромагнитной обработки в аморфных металлических лентах наводится ось легкого намагничивания вдоль направления магнитного поля. Проведение термической обработки позволяет понизить уровень внутренних закалочных напряжений, а также стабилизировать доменную структуру. Проведение у аморфных лент на основе железа локальной лазерной обработки позволяет

существенно уменьшить размеры доменов и снизить потери на перемагничивание. Перспективной представляется обработка аморфных металлических лент электрическим током, способствующая как наведению одноосной анизотропии, так и релаксации внутренних закалочных напряжений.

Вместе с тем, до настоящего времени практически не изученным остается вопрос о влиянии температуры нагрева на магнитные параметры аморфных металлических лент на основе железа. Имеющиеся экспериментальные данные и разработанные модельные представления являются весьма ограниченными и не могут охватить всего многообразия изменений структурных и магнитных параметров аморфных металлических лент на основе железа, происходящих при их нагреве. Недостаточно изученным остается вопрос о влиянии различных видов предварительной обработки на температурную стабильность магнитных параметров. Практически не изучен вопрос о взаимосвязи температурных изменений магнитных и магнитоупругих характеристик аморфных металлических лент на основе железа. Последний вопрос будет непосредственно рассмотрен в представленной диссертации.

§1.2. Магнитоупругие характеристики аморфных металлических лент основе железа.

Аморфные металлические сплавы на основе железа представляют особый практический интерес для современной функциональной электроники во многом из-за их высоких магнитоупругих параметров [2, 67-74]. Основными магнитоупругими параметрами ферромагнетиков являются ΔE -эффект, коэффициент магнитомеханической связи k , скорость распространения магнитоупругих колебаний V . Коэффициент магнитоупругой связи k определяет эффективность преобразования энергии магнитного поля в энергию упругих колебаний ферромагнетика и может быть представлен в виде:

$$k^2 = W_E / W_H, \quad (1.2.1)$$

где W_E – энергия возбужденных магнитным полем упругих колебаний, W_H – энергия приложенного магнитного поля. Значения k у аморфных металлических сплавов на

основе железа значительно превышают аналогичный параметр у их кристаллических аналогов. Характерными значениями k у кристаллических сплавов являются 0,3-0,4 [75, 76], в то время как значения k у аморфных сплавов могут достигать 0,93-0,96 [16, 77]. Высокие значения k в аморфных металлических сплавах на основе железа достигаются, как правило, в результате проведения у них предварительной термомагнитной обработки. В [78, 79] рассматриваются причины, объясняющие столь высокие, по сравнению с кристаллическими аналогами, значения коэффициента магнитомеханической связи у аморфных металлических сплавов.

Другими магнитоупругими параметрами ферромагнетика являются ΔE -эффект (эффект изменения модуля упругости ферромагнетика в магнитном поле) и скорость распространения магнитоупругих колебаний V , возбуждаемых переменным магнитным полем. Часто под ΔE -эффектом понимают две величины [80-83], не тождественные между собой:

$$\Delta E / E_0 = (E_H - E_0) / E_0 ; \quad (1.2.2)$$

$$\Delta E / E_H = (E_S - E_H) / E_H , \quad (1.2.3)$$

где E_0 , E_H и E_S - модули упругости ферромагнетика в отсутствии внешнего магнитного поля, в магнитном поле H и в состоянии магнитного насыщения соответственно. Зависимости $\Delta E/E_0(H)$ и $\Delta E/E_H(H)$ качественно различены [84]. Связь между этими величинами можно записать в виде:

$$\Delta E / E_H = (\Delta E / E_0)_S - E_S (\Delta E / E_0) / E_H , \quad (1.2.4)$$

где $(\Delta E / E_0)_S = (E_S - E_0) / E_0$ - значение ΔE -эффекта в магнитном поле насыщения. В представленной диссертационной работе величина ΔE -эффекта, по аналогии с [67, 68], определялась соотношением (1.2.2).

Скорость V распространения продольных магнитоупругих колебаний можно записать как:

$$V = 2L f_r , \quad (1.2.5)$$

где f_r - частота магнитоупругого резонанса, L – размеры образца.

Из соотношения

$$E_H = 4L^2 f_r^2 \rho , \quad (1.2.6)$$

где ρ - плотность ферромагнетика, находят частоту магнитоупругого резонанса f_r .

$$f_r = \left(\frac{E_H}{4L^2 \rho} \right)^{1/2} \quad (1.2.7)$$

Среди аморфных металлических сплавов магнитоупругие параметры максимальны, в случае если железо является единственным переходным металлом в сплаве [85, 86]. Наиболее характерный пример такого рода - аморфная металлическая лента состава $\text{Fe}_{81.5}\text{B}_{13.5}\text{Si}_3\text{C}_2$. При этом высокие значения магнитоупругих характеристик достигаются при небольшом значении константы наведённой одноосной анизотропии, а также высоких значений магнитострикции и намагниченности насыщения. Основным механизмом перестройки доменной структуры ферромагнетика под действием магнитного поля должен являться поворот намагниченности. С этой целью для узких полосок из аморфных металлических сплавов проводят предварительную термомагнитную обработку [81-83, 87-90] в магнитном поле, ориентированном в направлении перпендикулярном длине образцов. Целью предварительной термомагнитной обработки лент является наведение в них одноосной анизотропии и снятие внутренних закалочных напряжений. В результате проведения термомагнитной обработки в лентах реализуется полосовая доменная структура. Дальнейшее приложение магнитного поля, перпендикулярно оси наведённой анизотропии, вызывает намагничивание лент путем поворота намагниченности.

Так в [16] проведено исследование магнитоупругих свойств аморфных металлических лент составов $\text{Fe}_{81.5}\text{B}_{13.5}\text{Si}_3\text{C}_2$ и $\text{Fe}_{64}\text{Co}_{21}\text{B}_{15}$. Образцы проходили предварительную термомагнитную обработку в вакууме 10^{-6} мм.рт.ст. в течение 30 минут. Температура термомагнитной обработки изменялась от 370°C до 490°C для ленты состава $\text{Fe}_{81.5}\text{B}_{13.5}\text{Si}_3\text{C}_2$ и от 290°C до 390°C для ленты состава $\text{Fe}_{64}\text{Co}_{21}\text{B}_{15}$. В результате проведения предварительной обработки в лентах наводилась одноосная анизотропия с осью лёгкого намагничивания перпендикулярной длине образца, а основным процессом перестройки их доменной структуры при приложении магнитного поля, перпендикулярного оси наведённой анизотропии, являлся процесс поворота намагниченности.

В первом приближении для описания ΔE -эффекта в аморфных металлических сплавах на основе железа с одноосной наведенной анизотропией справедлива модель однородного вращения намагниченности [88]. Она позволяет установить феноменологическую взаимосвязь магнитных и магнитоупругих параметров

магнитострикционного магнитомягкого ферромагнетика с одноосной наведенной анизотропией.

Рассмотрим ферромагнетик в виде узкой полоски с осью лёгкого намагничивания ориентированной в плоскости, перпендикулярно ее длине. Считаем, что доменная структура ленты имеет полосовой характер, а домены разделены 180° -ными блоховскими доменными границами (рис.1.2.1). При приложении к образцу сначала магнитного поля H , а затем упругих напряжений σ , намагниченность в доменах образца повернется на угол α .

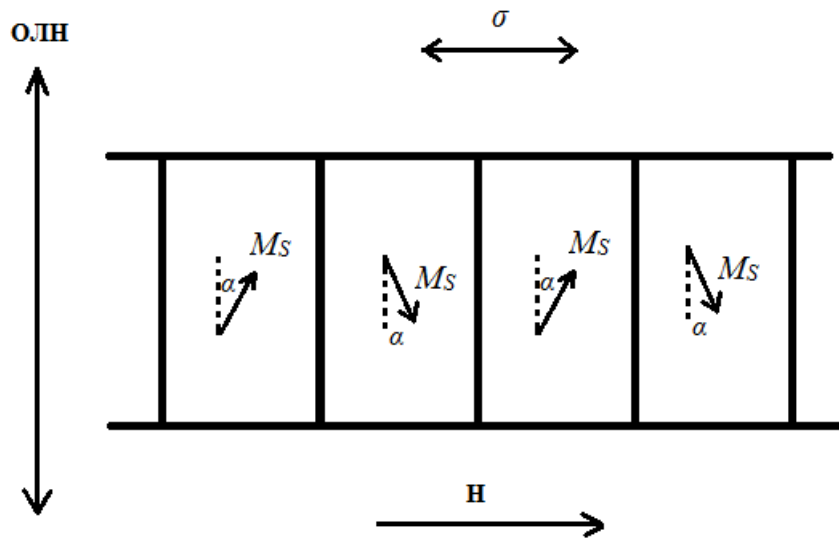


Рис.1.2.1 Рассматриваемая доменная структура.

Энергия доменной структуры одноосного ферромагнетика определяется суммой энергий магнитной анизотропии, взаимодействий намагниченности с упругими напряжениями и с приложенным магнитным полем:

$$W = K \sin^2 \alpha + \frac{3}{2} \lambda_s \sigma \sin^2 \alpha - \mu_0 M_s H \cos(90^\circ - \alpha), \quad (1.2.8)$$

где K - константа наведённой одноосной анизотропии образца, λ_s - константа магнитострикции, M_s - намагниченность насыщения, μ_0 - магнитная проницаемость вакуума. Из условия минимума энергии $\frac{\partial W}{\partial \alpha} = 0$, получим :

$$\alpha = \arcsin(M_s H \mu_0 / (2K - 3\lambda_s \sigma)). \quad (1.2.9)$$

Компоненту намагниченности образца M вдоль длины полоски можно представить в виде:

$$M = M_s \sin \alpha = M_s^2 H \mu_0 / (2K - 3\lambda_s \sigma). \quad (1.2.10)$$

Магнитоупругая деформация ε_σ записывается как:

$$\varepsilon_\sigma = (3/2)\lambda_s(\sin^2 \alpha - 1/3). \quad (1.2.11)$$

При этом ε_σ будет складываться с упругой деформацией. Для модуля упругости в магнитном поле E_H справедливо выражение:

$$1/E_H = 1/E_0 + (\partial \varepsilon_\sigma / \partial \sigma)_{H=const}. \quad (1.2.12)$$

Подставим в (1.2.12) выражения (1.2.11) и (1.2.9):

$$1/E_H = (1/E_0) + (9\lambda_s^2 H^2 M_s^2 \mu_0^2 / (2K - 3\lambda_s \sigma)^3). \quad (1.2.13)$$

В свою очередь, выражение для ΔE -эффекта можно записать как:

$$\Delta E / E_0 = -9\lambda_s^2 H^2 \mu_0^2 M_s^2 E_0 / ((2K - 3\lambda_s \sigma)^3 + 9\lambda_s^2 H^2 \mu_0^2 M_s^2 E_0). \quad (1.2.14)$$

Из приведённых расчётов следует, что значение E_H с ростом H монотонно уменьшается. Такое уменьшение E_H называют отрицательным ΔE -эффектом [91-95]. Следовательно, в рассмотренной модели при всех значениях H , должно выполняться соотношение:

$$\Delta E / E_0 = (E_H - E_0) / E_0 < 0. \quad (1.2.15)$$

Отрицательный ΔE -эффект является характерной особенностью аморфных металлических лент на основе железа в виде узких полосок с одноосной наведенной анизотропией. В свою очередь, наличие участка на полевой зависимости модуля упругости, на котором происходит его уменьшение, в аморфных металлических лентах позволяет говорить о существовании в них наведенной одноосной анизотропии.

Пусть в результате предварительной термомагнитной обработки ось лёгкого намагничивания ленты ориентирована в ее плоскости перпендикулярно длине образца. Постоянное магнитное поле H и упругие напряжения σ прикладываются перпендикулярно оси лёгкого намагничивания образца.

Модуль упругости в магнитном поле насыщения определяется как $E_s = \sigma / \varepsilon$, а модуль упругости в магнитном поле - $E_{H\sigma} = \sigma / (\varepsilon + \varepsilon_\sigma)$. В этом случае выражение для ΔE -эффекта можно записать как:

$$\Delta E / E_0 = (\sigma / (\varepsilon + \varepsilon_\sigma) - E_0) / E_0. \quad (1.2.16)$$

После преобразований получим:

$$\Delta E / E_0 = (\sigma(E_S - E_0) - E_S E_0 \varepsilon_\sigma) / ((\sigma + \varepsilon_\sigma E_S) E_0). \quad (1.2.17)$$

При отрицательном ΔE -эффекте выполняется условие:

$$\varepsilon_\sigma > \sigma(E_S - E_0) / (E_S E_0). \quad (1.2.18)$$

В рассматриваемом случае под действием H в ленте протекают процессы поворота намагниченности. Тогда для ε_σ запишем:

$$\varepsilon_\sigma = (3/2)\lambda_s(\sin^2 \beta_2 - \sin^2 \beta_1), \quad (1.2.19)$$

где $\beta_1 = \arcsin(\mu_0 M_S H / 2K)$ - угол поворота намагниченности при приложении перпендикулярно оси наведённой анизотропии образца H , $\beta_2 = \arcsin(\mu_0 M_S H / (2K - 3\lambda_s \sigma))$ - угол поворота намагниченности при приложении перпендикулярно оси наведённой анизотропии H и σ . Выражение для ε_σ можно переписать в виде:

$$\varepsilon_\sigma = [9/(8K^2)][\sigma\lambda_s^2 H^2 M_S^2 \mu_0^2 (4K - 3\lambda_s \sigma) / (2K - 3\lambda_s \sigma)^2]. \quad (1.2.20)$$

Подставив (1.2.20) в (1.2.18), получим условие существования отрицательного ΔE -эффекта в магнитострикционном ферромагнетике с одноосной наведенной анизотропией [96, 97]:

$$[(9/(8K^2))\lambda_s^2 H^2 M_S^2 \mu_0^2 \{(4K - 3\lambda_s \sigma) / (2K - 3\lambda_s \sigma)^2\}] > (E_S - E_0) / E_S E_0. \quad (1.2.21)$$

Считаем, что это условие выполняется в лентах и плёнках из аморфных металлических сплавов на основе железа с высоким значением λ_s при $H \leq H_k$, где $H_k = 2K / \mu_0 M_S$ - поле наведенной одноосной анизотропии. Тогда можно следующим образом переписать условие для полностью отрицательного ΔE -эффекта в рассматриваемой структуре:

$$2,25\lambda_s^2 E_S E_0 (4K - 3\lambda_s \sigma) / \{(2K - 3\lambda_s \sigma)^2 (E_S - E_0)\} > 1. \quad (1.2.22)$$

Как следует из (1.2.22) отрицательный ΔE -эффект наблюдается при малой K и высокой λ_s . При этом должно выполняться условие $E_0 \approx E_S$. Условие (1.2.22) справедливо для аморфных металлических плёнок и лент на основе железа с одноосной наведённой анизотропией ($\lambda_s = (25 \div 30) \cdot 10^{-6}$, $E_0, E_S = (1,5 \div 2) \cdot 10^{11}$ Па, $K = 100 \div 300$ Дж/м³).

При кристаллизации лент однородная доменная структура лент разрушается, а условие (1.2.22) перестаёт выполняться. Основными механизмами намагничивания ленты становятся процессы смещения доменных границ, что приводит к исчезновению отрицательного ΔE -эффекта. Начальные стадии кристаллизации аморфных плёнок или лент протекают в их приповерхностной области, что приводит к возникновению там растягивающих и сжимающих напряжений. Сжимающие напряжения ориентируют ось лёгкого намагничивания образца перпендикулярно его плоскости, а растягивающие - в плоскости образца. При этом должно выполняться соотношение:

$$\sigma_t V_t = \sigma_s V_s, \quad (1.2.23)$$

где σ_s - величина сжимающих напряжений на поверхности образца, σ_t - величина растягивающих напряжений внутри образца, V_t - объем внутренней области растягивающих напряжений, V_s - объём области сжимающих напряжений. Помимо этого растягивающие напряжения приводят к повороту намагниченности вдоль длины образца. Поле внутренних напряжений $H_{\sigma_t} \sim 3\lambda_s^2 E_s / 2\mu_0 M_s$ близко по значению к полю наведенной анизотропии, и оно влияет на распределение намагниченности в образце. Величину ε_σ в области растягивающих напряжений можно представить в виде:

$$\varepsilon_\sigma = [9/(8K_t^2)][\lambda_s^2 \sigma H^2 \mu_0^2 M_s^2 (4K_t - 3\lambda_s \sigma)/(2K_t - 3\lambda_s \sigma)^2](V_t/V) \quad (1.2.24)$$

где $K_t = (3/2)\lambda_s \sigma_t$, $V = V_t + V_s$. Поворот намагниченности в областях растягивающих напряжений заканчивается в магнитных полях $H_t = 2K_t / \mu_0 M_s$, меньших, чем поле наведенной одноосной анизотропии. При $H > H_t$ вклад в ΔE -эффект от поворота намагниченности в области растягивающих напряжений близок нулю. В свою очередь, в области сжимающих напряжений доменная структура обладает высокой устойчивостью к действию магнитных полей и упругих напряжений. Преобладающим механизмом перестройки такой доменной структуры является процесс смещения не 180° -ных доменных границ, приводящий к увеличению E_H и к уменьшению отрицательного ΔE -эффекта. Учитывая, что в ходе процесса кристаллизации E_s возрастает, получим, что в магнитных полях

$H > H_c$ соотношение (1.2.24) не выполняется и ΔE -эффект становится положительным.

На рисунке 1.2.2. приведены полевые зависимости ΔE -эффекта плёнок состава $\text{Fe}_{44}\text{Co}_{45}\text{Zr}_{10}\text{Cu}_1$, полученных методом ионно-плазменного напыления в магнитном поле, в аморфном (1) и нанокристаллическом (2) состояниях [93]. В аморфной пленке имеет место полностью отрицательный ΔE -эффект, в то время как в нанокристаллической пленке отрицательный ΔE -эффект наблюдается только в области малых H .

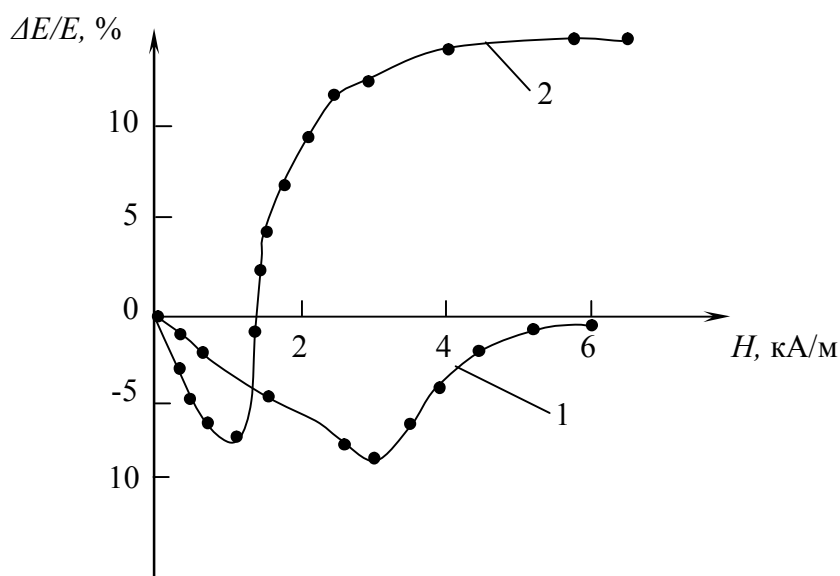


Рис.1.2.2. Полевые зависимости ΔE -эффекта для пленок состава $\text{Fe}_{44}\text{Co}_{45}\text{Zr}_{10}\text{Cu}_1$, полученных методом ионно-плазменного напыления в магнитном поле, в аморфном (1) и нанокристаллическом (2) состояниях [93].

Следовательно, кристаллизация аморфных металлических лент может приводить как к уменьшению диапазона магнитных полей, в котором имеет место отрицательный ΔE -эффект, так и к изменению его абсолютной величины, что может быть использовано для контроля изменений фазовой структуры, протекающих в аморфных металлических лентах при их нагреве. По изменению диапазона магнитных полей, в которых наблюдается отрицательный ΔE -эффект можно судить об изменениях магнитоупругих параметров аморфных лет в широком температурном интервале. Предполагается, что анализ полевых и температурных зависимостей магнитных и магнитоупругих параметров аморфной ленты может быть информативен для контроля изменений её ближнего и дальнего

атомного порядка при проведении предварительных термических и термомагнитных обработок.

В работах [81, 82, 83, 98-105] приведены результаты проверок применимости модели однородного вращения намагниченности для аморфных металлических лент различного состава с одноосной наведённой анизотропией. На основании исследований сделан вывод о том, что указанная модель удовлетворительно описывает поведение модуля упругости в аморфных металлических лентах с одноосной наведённой анизотропией в области относительно слабых магнитных полей.

Вместе с тем, модель однородного вращения намагниченности [88] не дает ответ на ряд вопросов. Например, значение E_H должно уменьшаться монотонно с ростом величины магнитного поля H , что справедливо лишь при достаточно слабых магнитных полях [96]. При этом экспериментальная зависимость $E_H(H)$ представляет собой кривую с минимумом.

Рассматриваемая модель, как и соотношение (1.2.21), справедливы лишь в области магнитных полей, не превышающих по величине поле так называемого блох-неелевского перехода структуры доменных границ. Такой переход имеет место в магнитных полях меньших поля наведенной одноосной анизотропии, и является фазовым переходом второго рода [106]. В магнитных полях больших поля изменения структуры доменных границ наблюдается рост E_H и уменьшение абсолютной величины отрицательного ΔE -эффекта.

С учётом энергии неелевских доменных границ выражение для E_H можно представить в виде [106]:

$$E_H = E_0 \{1 + 9\lambda_s^2 (\mu_0 H M_s + 2n\gamma_N)^2 E_0 / (2K - 3\lambda_s \sigma - 2n\gamma_N)^3\}^{-1} \quad (1.2.25)$$

где γ_N - поверхностная плотность энергии 180° - ных неелевских доменных границ, $n(H)$ - их концентрация. С ростом H происходит линейное увеличение n , и, как следствие этого, рост E_H .

Другим недостатком модели однородного вращения намагниченности является то, что она не учитывает влияние магнитных неоднородностей, возникающих в ленте из-за действия внутренних напряжений. Такими магнитными неоднородностями являются, в частности, угловая и амплитудная дисперсия анизотропии. В [107] изучено влияние угловой и амплитудной дисперсии

анизотропии на величину отношения $\Delta E/E_H$ и E_H . Показано, что угловая и амплитудная дисперсии анизотропии оказывают качественно различное влияние на модуль упругости в магнитном поле. Рост угловой дисперсии анизотропии приводит к увеличению E_H и к уменьшению $\Delta E/E_H$. В свою очередь, рост амплитудной дисперсии анизотропии к уменьшению E_H и к увеличению $\Delta E/E_H$.

Как показали исследования, выполненные в [108], с угловой дисперсией анизотропии можно связать и рост E_H для аморфных металлических лент некоторых составов в области магнитных полей, меньших, чем 20÷30 А/м. При этом установлено, что качественный ход зависимостей $\Delta E/E_H(H)$ у аморфных металлических лент составов $\text{Fe}_{81.5}\text{B}_{13.5}\text{Si}_3\text{C}_2$ и $\text{Fe}_{64}\text{Co}_{21}\text{B}_{15}$ с наведенной термомагнитной обработкой одноосной анизотропией различается в области слабых H . У лент состава $\text{Fe}_{81.5}\text{B}_{13.5}\text{Si}_3\text{C}_2$ в области $H < 20\text{-}30$ А/м наблюдалось уменьшение $\Delta E/E_H$, что связано с процессами перестройки тонкой структуры доменов. При $H > 30\text{-}45$ А/м измерить значение $\Delta E/E_H$ методом резонанса - антирезонанса у лент состава $\text{Fe}_{81.5}\text{B}_{13.5}\text{Si}_3\text{C}_2$ не удалось. У лент состава $\text{Fe}_{64}\text{Co}_{21}\text{B}_{15}$ уменьшения $\Delta E/E_H$ в области относительно слабых H не наблюдалось. Подобное обстоятельство связано с тем, что с ростом концентрации кобальта в исследованных лентах возрастает поле наведенной термомагнитной обработкой анизотропии, и, как следствие этого, уменьшается угловая дисперсия анизотропии.

Таким образом, модель однородного вращения намагниченности удачно описывает зависимость $E_H(H)$ в аморфных металлических лентах с одноосной наведенной анизотропией только в узком интервале магнитных полей.

В [109] рассмотрено влияние предварительной обработки постоянным электрическим током на магнитные и магнитоупругие свойства аморфных металлических лент составов $\text{Fe}_{64}\text{Co}_{21}\text{B}_{15}$ и $\text{Fe}_{81.5}\text{B}_{13.5}\text{Si}_3\text{C}_2$. Образцы в виде полосок длиной 0,03-0,06 м, толщиной $2,5 \cdot 10^{-5}$ м и шириной $(1\text{-}1,2) \cdot 10^{-3}$ м, вырезались вдоль длины исходной ленты и обрабатывались на воздухе постоянным электрическим током, протекающим вдоль их длины. Плотность электрического тока обработки изменялась от $j=2 \cdot 10^7$ А/м² до $j=7,3 \cdot 10^7$ А/м² для ленты состава $\text{Fe}_{64}\text{Co}_{21}\text{B}_{15}$ и от $j=3 \cdot 10^7$ А/м² до $j=6,5 \cdot 10^7$ А/м² для ленты состава $\text{Fe}_{81.5}\text{B}_{13.5}\text{Si}_3\text{C}_2$. Предполагалось, что обработка образцов постоянным электрическим током будет способствовать

снятию в исследованных лентах внутренних закалочных напряжений и наведению в них одноосной анизотропии перпендикулярной длине полосок.

Для лент состава $\text{Fe}_{64}\text{Co}_{21}\text{B}_{15}$ при малых j ($j < 3,3 \cdot 10^7 \text{ А/м}^2$) наблюдается положительный ΔE -эффект. С ростом j от $3,3 \cdot 10^7 \text{ А/м}^2$ до $7,3 \cdot 10^7 \text{ А/м}^2$ в лентах состава $\text{Fe}_{64}\text{Co}_{21}\text{B}_{15}$ возникает отрицательный ΔE -эффект. В свою очередь, в обработанных постоянным электрическим током лентах состава $\text{Fe}_{81.5}\text{B}_{13.5}\text{Si}_3\text{C}_2$, во всем интервале действующих H наблюдается только положительный ΔE -эффект. Полевые зависимости ΔE -эффекта у лент состава $\text{Fe}_{81.5}\text{B}_{13.5}\text{Si}_3\text{C}_2$ можно объяснить образованием на их поверхности в процессе обработки высокоплотного слоя соединения FeSiO , создающего внутренние напряжения и препятствующего наведению анизотропии. В результате доменная структура лент будет иметь неоднородный характер, а основным механизмом ее перестройки будет являться смещение не 180° -ных доменных границ, ведущее к положительному ΔE -эффекту.

Кристаллизация аморфной ленты способствует увеличению в ней уровня внутренних напряжений, что разрушает наведенную одноосную анизотропию и однородную доменную структуру.

Влияние процессов структурной релаксации и кристаллизации аморфных металлических лент составов $\text{Fe}_{81.5}\text{B}_{13.5}\text{Si}_3\text{C}_2$, $\text{Fe}_{73}\text{Co}_{21}\text{B}_{15}$ и $\text{Fe}_{64}\text{Co}_{21}\text{B}_{15}$ на их магнитные и магнитоупругие свойства исследовалось в работе [110]. Было показано, что при относительно низких температурах терромагнитной обработки аморфных металлических лент составов $\text{Fe}_{81.5}\text{B}_{13.5}\text{Si}_3\text{C}_2$, $\text{Fe}_{73}\text{Co}_{12}\text{B}_{15}$ и $\text{Fe}_{64}\text{Co}_{21}\text{B}_{15}$ с ростом температуры обработки наблюдается рост максимального значения отрицательного ΔE -эффекта. На стадии кристаллизации поверхности исследованных аморфных металлических лент, при которой преобладающим фактором является уменьшение поля наведенной в плоскости образца анизотропии, наблюдается дальнейший рост максимального значения отрицательного ΔE -эффекта. В свою очередь, на стадии кристаллизации поверхности исследованных аморфных металлических лент, при которой превалирует рост анизотропии перпендикулярной к плоскости образца, наблюдается уменьшение максимального значения отрицательного ΔE -эффекта. Полученные результаты хорошо коррелируют с соответствующими зависимостями магнитных параметров лент от температуры терромагнитной обработки.

В работе [111] исследовано влияние температуры обработки на магнитоупругие свойства аморфных металлических лент состава $\text{Fe}_{73.7}\text{Cu}_{1.0}\text{Nb}_{3.2}\text{Si}_{12.7}\text{B}_{9.4}$ обработанных в вакууме 10^{-3} Па в интервале температур от 100°C до 520°C . На основании проведенных исследований сделан вывод о том, что при температурах обработки менее чем 400°C изменение магнитострикции, магнитомеханического затухания и скорости ультразвука обусловлено релаксацией закалочных напряжений. В интервале температур обработки от 460°C до 500°C наблюдается аномально высокое значение дифференциальной магнитострикции и магнитомеханического затухания, резкое снижение скорости ультразвука и отрицательный ΔE -эффект, что связано с появлением нормальной составляющей намагниченности к плоскости образца, обусловленной образованием кристаллической фазы в приповерхностном слое ленты. Если температура обработки превышает 510°C , происходит уменьшение дифференциальной магнитострикции и магнитомеханического затухания, обусловленное образованием смешанной аморфно-кристаллической структуры.

В [112] авторы исследовали влияние температуры на полевые зависимости отношения $\Delta E/E_H$ аморфных лент состава $\text{Fe}_{80}\text{B}_{20}$. Обнаружено, что величина и положение максимума абсолютного значения $\Delta E/E_H$ существенно зависят от температуры измерения. С ростом температуры величина максимума снижается, а величина магнитного поля, при котором он наблюдается, уменьшается.

Следует отметить, что каких-либо других систематических исследований по влиянию температуры нагрева на поведение модуля упругости и ΔE -эффект в аморфных металлических лентах на основе железа до настоящего времени проведено не было.

Выводы по §1.2

В перечисленных выше работах приведены основные результаты исследований магнитоупругих характеристик аморфных металлических лент на основе переходных металлов. Особое внимание уделено рассмотрению существующих представлений о ΔE -эффекте, проведен критический анализ модели однородного вращения намагниченности аморфных металлических лент с одноосной наведенной анизотропией. Установлены границы применимости этой модели и ограничения, связанные с неоднородным характером процессов

перестройки доменной структуры (в частности, влияние структуры доменных границ, угловой и амплитудной дисперсии поля наведённой анизотропии и т.д.), а также рассмотрены причины возникновения отрицательного ΔE -эффекта в аморфных лентах, прошедших предварительную термомагнитную обработку. Кристаллизация аморфных лент вызывает сначала уменьшение отрицательного ΔE -эффекта, а затем и его исчезновение. На основании проведенного анализа можно сделать вывод о том, что высокие значения магнитоупругих характеристик достигаются в случае небольшой величины константы наведённой одноосной анизотропии, высокого значения констант магнитострикции и намагниченности насыщения.

Вместе с тем, в настоящее время практически отсутствуют результаты исследований по выявлению влияния температуры нагрева на магнитополевые зависимости магнитоупругих параметров аморфных металлических лент на основе переходных металлов. Не выясненным остается вопрос о том, температурная стабильность каких параметров наиболее сильно влияет на изменения магнитополевых зависимостей ΔE -эффекта. Открытым остаётся и вопрос, о влиянии различного рода предварительных обработок (термомагнитная обработка, обработка электрическим током, лазерная обработка и т.д.) на температурную стабильность магнитоупругих параметров, и в частности, ΔE -эффекта аморфных металлических лент на основе переходных металлов. Выяснение этих вопросов является основными задачами данной диссертационной работы.

§1.3. Магнитные и магнитоупругие свойства аморфных металлических проволок на основе железа.

Аморфные металлические проволоки на основе железа, полученные методом быстрой закалки из расплава, обладают высокими магнитными и магнитоупругими свойствами, нашедшими широкое применение в современной функциональной электронике и магнитоэлектронике [113]. В свою очередь, магнитные и магнитоупругие параметры аморфных металлических проволок во многом определяются их доменной структурой и процессами ее перестройки под действием магнитного поля и упругих напряжений. Остановимся на этом вопросе подробнее.

Аморфные металлические проволоки на основе железа обладают положительным значением константы магнитострикции ($\lambda_s > 0$). При получении в них возникают закалочные напряжения, обусловленные различной скоростью стеклования внешней и внутренней областей проволоки, приводящие к возникновению неоднородной магнитной структуры. При закалке аморфных металлических проволок на основе железа из расплава во внутренней их части (ядре) преобладают продольные растягивающие напряжения, приводящие к продольной ориентации намагниченности (рис.1.3.1,а). В приповерхностной области преобладают сжимающие напряжения, приводящие к азимутальной ориентации намагниченности [114, 115].

При длине проволоки с положительной магнитострикцией большей, чем 0,07-0,1 м, ядро проволоки находится в состоянии близком к однодоменному. На концах ядра проволоки возникают замыкающие домены с обратной намагниченностью, образование которых обусловлено полями рассеяния от ядра проволоки. Относительный объём замыкающих доменов тем больше, чем короче проволока. Помимо этого размер замыкающих доменов в проволоках зависит и от таких параметров, как внешнее магнитное поле, внешние напряжения, величина намагниченности насыщения проволоки [116,117]. При перемангничивании доменные границы замыкающих доменов ядра проволоки смещаются скачкообразно в относительно слабых магнитных полях. Такое скачкообразное смещение определяет высокие остаточную намагниченность и начальную магнитную проницаемость, а также малую коэрцитивную силу проволоки.

В приповерхностной области проволок на основе железа намагниченность ориентирована радиально. При этом на их поверхности возникают замыкающие домены, как правило, имеющие зигзагообразную конфигурацию. Отметим, что в проволоке с $\lambda_s < 0$ (аморфные металлические проволоки на основе кобальта) приповерхностная область проволоки имеет бамбукообразную доменную структуру с циркулярным распределением намагниченности (рис.1.3.1,б) [118].

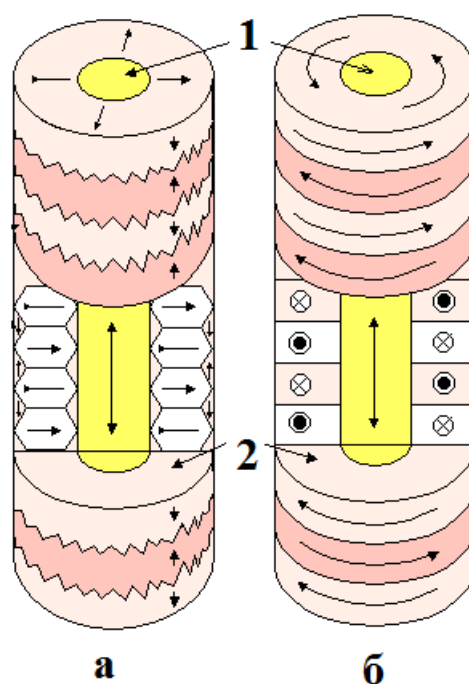


Рис.1.3.1. Распределение намагниченности в аморфной металлической проволоке. В приповерхностной области: (а) - радиальное ($\lambda_s > 0$) и (б) - бамбукообразное ($\lambda_s < 0$). 1 - ядро, 2 - приповерхностная область.

Несмотря на то, что представленная модель вполне адекватно описывает большинство свойств аморфных металлических проволок, для более корректного описания магнитных свойств аморфных металлических проволок необходимо учитывать переходную область между ядром и приповерхностной областью, толщина которой может достигать нескольких микрон [119, 120].

В переходной области происходит постепенный разворот намагниченности от аксиального направления в ядре к радиальному направлению в приповерхностной области проволоки.

В работе [121] для изучения доменной структуры аморфных металлических проволок составов $\text{Fe}_{77.5}\text{B}_{15}\text{Si}_{7.5}$ длиной 0,1 м и диаметром $1,2 \cdot 10^{-4}$ м применён магнитооптический метод с использованием в качестве индикатора тонкой магнитной пленки. Установлено, что используемый метод применим как для исследования проволок с идеально плоской поверхностью, так и для исследования образцов с шероховатой поверхностью. Показано, что в проволоках состава $\text{Fe}_{77.5}\text{B}_{15}\text{Si}_{7.5}$ преобладают незамкнутые поверхностные 180-градусные доменные структуры с намагниченностью, перпендикулярной поверхности проволоки.

Изменение геометрических параметров проволок позволяет варьировать магнитные характеристики и доменную структуру аморфных металлических проволок. В [122] изучены изменения доменной структуры и магнитных свойства проволок состава $\text{Fe}_{77,5}\text{Si}_{7,5}\text{B}_{15}$ диаметром от $6 \cdot 10^{-5}$ м до 10^{-4} м при постепенном уменьшении их диаметра химическим травлением. Измерение намагниченности насыщения проводилось с использованием метода малоуглового вращения намагниченности. Обнаружено, что доменная структура и магнитные свойства проволок, прошедших травление, значительно отличаются от доменной структуры свойств исходных проволок. В образцах, протравленных до $8 \cdot 10^{-5}$ м, наблюдается лабиринтная доменная структура, а при меньших диаметрах - бамбукообразные домены. При диаметре проволок меньшем, чем $4,2 \cdot 10^{-5}$ м в них наблюдается одиночный домен с намагниченностью ориентированной вдоль длины образца.

В последние годы значительное внимание уделяется изучению магнитных свойств проволок, покрытых стеклянной оболочкой. В работе [123] методом Керра исследовалась доменная структура таких проволок состава $\text{Fe}_{77,5}\text{Si}_{7,5}\text{B}_{15}$. Обнаружено, что их доменная структура состоит из одиночного домена с намагниченностью ориентированной вдоль оси образца. После снятия оболочки в проволоках имеется внешний слой с радиальной ориентацией намагниченности и внутреннее ядро с намагниченностью, ориентированной вдоль оси образца. При этом внутреннее ядро проволоки без оболочки составляет около 50% диаметра образца. Как в первоначальных образцах, так в образцах с удалённой оболочкой, наблюдаются замыкающие домены на концах проволок.

В [124] измерялось поле появления скачка Баркгаузена в аморфных металлических проволоках состава $\text{Fe}_{77,5}\text{Si}_{7,5}\text{B}_{15}$ покрытых стеклянной оболочкой. К образцам прикладывались напряжения кручения. В результате кручения в проволоках происходит наведение азимутальной анизотропии. Удаление стеклянной оболочки ведет к росту чувствительности магнитных параметров образцов к напряжениям кручения.

Рассмотрим магнитные свойства металлических проволок на основе железа с ядром, находящимся в состоянии близким к однодоменному. В относительно слабых магнитных полях ($H \approx 10 \div 40$ А/м) доменная структура ядра перестраивается одним или несколькими скачками Баркгаузена [114]. С ростом величины

магнитного поля ($H > 40$ А/м) основную роль начинает играть процессы перемагничивания приповерхностной области проволоки, протекающие путем поворота намагниченности вдоль направления магнитного поля. Остаточная индукция B_r и радиус ядра r проволоки связаны соотношением [116, 125, 126]:

$$\frac{B_r}{B_s} = \frac{r^2}{R^2}, \quad (1.3.1)$$

где B_s – индукция насыщения, R – радиус проволоки. Из (1.3.1) следует, что с увеличением R растёт и B_s . Величина B_r зависит от длины проволоки L . В проволоках, у которых $L < 0,1$ м хорошо выполняется соотношение [127]:

$$B_r \sim L^2. \quad (1.3.2)$$

Соотношение (1.3.2) выполняется в результате того, что уменьшение длины проволоки сопровождается ростом размагничивающего фактора N ее ядра, который определяется из выражения:

$$N = \frac{4r^2}{L^2} \left[\ln\left(\frac{L}{r}\right) - 1 \right]. \quad (1.3.3)$$

В связи с этим, при относительно небольшой длине проволоки (как правило, менее $0,05 \div 0,03$ м) ядро проволоки находится в многодоменном состоянии.

Рассмотрим влияние упругих растягивающих напряжений, приложенных вдоль длины проволок на основе железа на их магнитные свойства. В общем случае, приложение упругих растягивающих напряжений вдоль длины проволоки вызывает изменение ориентации оси лёгкого намагничивания и величины поля анизотропии в приповерхностной области. Вследствие таких изменений происходит увеличение объёма ядра проволоки, растёт значение остаточной магнитной индукции и дифференциальной магнитной проницаемости [128, 129].

На практике аморфные металлические проволоки, не прошедшие какой-либо предварительной обработки, как правило, не используются, так как они не обладают достаточно высокими магнитными и магнитоупругими параметрами. Использование различных сочетаний предварительных обработок проволок позволяют изучить взаимосвязь их доменной структуры, магнитных и магнитоупругих параметров. Так, в [113] рассматриваются различные методы предварительной обработки аморфных металлических проволок, и оценивается их влияние на доменную структуру и магнитоупругие свойства. Проведение

предварительных термической, термомагнитной обработок или обработки электрическим током аморфных металлических проволок являются эффективным методом снижения уровня внутренних закалочных напряжений. В результате проведения обработки увеличивается начальная магнитная проницаемость проволок и снижается их коэрцитивная сила [115, 130, 131].

Как показано в [132], релаксация закалочных напряжений при проведении термомагнитной обработки оказывает влияние на доменную структуру и магнитные свойства аморфных металлических проволок состава $\text{Fe}_{77.5}\text{Si}_{7.5}\text{B}_{15}$. Приложение в процессе обработки вдоль оси проволоки магнитного поля наводит в ней ось легкого намагничивания вдоль длины образца. Отмечено, что наиболее эффективной является обработка в интервале температур от 390°C до 425°C . Показано, что даже при неоптимальных условиях термомагнитной обработки проволок (низкая температура термомагнитной обработки, малое время обработки и т.д.) в них наводится одноосная анизотропии [133], а доменная структура соответствует ранее рассмотренным модельным представлениям.

В работах [115,127,129] исследовались аморфные металлические проволоки состава $\text{Fe}_{77.5}\text{Si}_{7.5}\text{B}_{15}$, прошедшие предварительную термомагнитную обработку, в магнитном поле, ориентированном перпендикулярно их длине. После проведения обработки к проволокам прикладывались упругие растягивающие напряжения σ . Показано, что с ростом σ происходит увеличение изменения намагниченности проволоки за счет скачка Баркгаузена, а также рост коэрцитивной силы H_C . Взаимосвязь между H_C и σ может быть представлена в виде:

$$H_C \sim \sigma^{1/2}. \quad (1.3.4)$$

Соотношение (1.3.4) выполняется лишь в том случае, если величина упругих растягивающих напряжений превышает величину внутренних напряжений $\sigma_{\text{вн}}$ проволоки. Для возникновения скачка Баркгаузена в ядре проволоки необходимо, чтобы энергия магнитного поля, приложенного к проволоке, была больше энергии, необходимой для создания и продвижения доменных границ, участвующих в скачке Баркгаузена [134, 135]. В этом случае для значения H_C можно записать:

$$H_C \sim \frac{\partial \gamma}{\partial x} \sim \frac{\partial ([1,5\lambda_s A(\sigma(x) + \sigma_{\text{вн}}(x))]^{1/2} / \cos \alpha)}{\partial x}, \quad (1.3.5)$$

где A - параметр обменного взаимодействия, γ – поверхностная плотность энергии доменных границ, α - угол между намагниченностью в домене и аксиальным направлением.

Зависимости H_C от σ для проволок состава $\text{Fe}_{75}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$, прошедших термическую обработку в вакууме 10^{-3} мм. рт. ст. в течение 30 минут в интервале температур от 375°C до 530°C , исследовались в [120]. Значения σ изменялись в диапазоне от $1,28 \cdot 10^7$ до $2,56 \cdot 10^8$ Па. В ходе исследований установлено, что значение H_C у исследованных проволок практически не зависит от величины σ и в интервале температур обработки $375^\circ - 475^\circ\text{C}$ не превышает 10 А/м, что не согласуется с ранее полученными в работах результатами [134, 135]. Лишь при достаточно больших значениях растягивающих напряжений наблюдается некоторое увеличение коэрцитивной силы проволок, хотя и при этом зависимость (1.3.4) не выполняется. Для объяснения механизма влияния растягивающих напряжений на величину H_C предложена модель продвижения доменной границы в ядре проволоки, согласно которой перемагничивание ядра на первом этапе осуществляется путем вытягивания верхушки домена вдоль длины проволоки. Из условия минимума функционального выражения для энергии доменной структуры по длине верхушки L и с учетом того, что величина L намного больше радиуса ядра r , получено следующее выражение для поля смещения верхушки домена в ядре проволоки H_{cm} :

$$H_{cm} = H_C^w + \gamma / (\mu_0 M_s r) \quad (1.3.6)$$

где H_C^w - коэрцитивная сила верхушки домена в ядре проволоки. С учетом того, что

$$\gamma = 4(1,5A\lambda_s(\sigma + \sigma_{\text{вн}}))^{1/2} \quad (1.3.7)$$

и считая, что в проволоке имеется значительная амплитудная дисперсия анизотропии, получено выражение для поля смещения доменных границ $H_{cm\sigma}$ под действием упругих растягивающих напряжений, ориентированных вдоль длины образца:

$$H_{cm\sigma} = H_C^w [\sigma_{\text{вн}} / (\sigma_{\text{вн}} + \sigma)]^{1/2} + 4[1,5A\lambda_s(\sigma_{\text{вн}} + \sigma)^{1/2} / (\mu_0 M_s r)] \quad (1.3.8)$$

Из проведенных расчётов следует, что $H_{cm\sigma}$ верхушки доменов в ядре проволоки слабо зависит от σ и уменьшается с ростом r .

Динамические магнитные свойства аморфных металлических проволок состава $\text{Fe}_{75}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$ исследовались в работах [136, 137, 138]. Так, в [137, 138] приведены результаты исследования динамических магнитных характеристик проволок состава $\text{Fe}_{75}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$, обработанных постоянным электрическим током. Измерение параметров проволок проводилось индукционным методом в диапазоне частот магнитного поля $f=(0,1\div 10)\cdot 10^3$ Гц. Величина растягивающих напряжений σ , ориентированных вдоль длины проволоки, изменялась от 0 до $1,3\cdot 10^8$ Па. На зависимостях магнитной проницаемости и остаточной индукции от σ у аморфных металлических проволок можно выделено два характерных участка. Первый участок соответствует области относительно малых значений σ . На этом участке наблюдаются наиболее значительный рост B_r , что связывается с переориентацией намагниченности приповерхностной области проволоки вдоль длины образца и увеличением объема проволоки, перемагничиваемой путем смещения доменных границ. В области высоких значений σ изменения остаточной индукции менее значительны. Это связывается с тем, что основной вклад в изменение намагниченности проволоки дает перемагничивание ее приповерхностной области, объем которой значительно уступает объему ее ядра. При этом установлено, что поле $H_{\mu dmax}$ максимума дифференциальной магнитной проницаемости $\mu_d(H)$ с ростом σ сдвигается сначала в область меньших магнитных полей, что наблюдается при низких значениях σ . При дальнейшем увеличении σ максимум на зависимости $\mu_d(H)$ сдвигается в область больших магнитных полей H при всех частотах перемагничивающего поля. Авторы делают вывод о том, что уменьшение $H_{\mu dmax}$ при приложении относительно малых значений σ обусловлено уменьшением амплитудной дисперсии анизотропии образца. Увеличение $H_{\mu dmax}$ при приложении относительно высоких значений σ обусловлено ростом поверхностной плотности энергии доменных границ в ядре проволоки.

Величина коэрцитивной силы проволоки в области относительно слабых магнитных полей, ее остаточная индукция и магнитная проницаемость, определяются доменной структурой, которая реализуется в ядре проволоки, а также устойчивостью этой структуры к магнитным полям. В связи с этим, в работе [136] исследовалось влияние условий существования устойчивого домена в ядре аморфной металлической проволоки под действием внешнего магнитного поля.

Авторы исходили из предположения, что для определения условий существования устойчивого домена в ядре проволоки необходимо учитывать его энергетическое состояние. При оценке энергетического состояния домена в ядре проволоки авторы выделяют две энергетические составляющие: магнитную W_{magn} и диссипативную W_{dissip} .

Магнитная составляющая энергии домена в ядре аморфной металлической проволоки включает магнитостатическую энергию домена, энергию доменных границ и энергию намагниченности домена в магнитном поле. Диссипативная составляющая энергии связана с затратами энергии на его перемагничивание. Как следствие этого, диссипативная составляющая препятствует любому изменению размеров домена. В диссипативную часть будет входить энергия, затрачиваемая на перемагничивание домена и энергия, затрачиваемая на перемагничивание переходной области, разделяющей ядро и приповерхностную область. Существование устойчивых доменов в ядре проволоки объясняется необходимостью затрат энергии на перемагничивание областей с ориентацией намагниченности, противоположной ориентации магнитного поля. При этом условие устойчивости домена в магнитном поле записывается в виде:

$$\Delta W_{magn} \leq \Delta W_{dissip} \quad (1.3.9)$$

С указанных позиций авторы оценивают наиболее устойчивую и энергетически выгодную форму и размеры доменов в ядре проволоки. На основании проведенных расчетов установлено, что наиболее энергетически выгодными доменными конфигурациями, реализация которых возможна в ядре аморфной металлической проволоки, оказываются домен, состоящий из цилиндрической части и двух конусообразных верхушек. Приблизительный интервал изменения энергий такого домена в зависимости от его размеров и величины действующего магнитного поля составляет 10^{-12} - 10^{-9} Дж.

В работе [139] исследованы механизмы распространения доменной верхушки, разделяющей противоположно намагниченные домены в ядре ферромагнитной проволоки, под действием внешнего магнитного поля и определены равновесные параметры домена в ядре. Предполагалось, что верхушка, разделяющая участки с противоположной намагниченностью в ядре проволоки, имеет конусообразную

форму. Показано, что величина радиуса домена в ядре проволоки при заданных значениях длины домена и длины его верхушки, уменьшается с ростом H . Установлено, что основным механизмом увеличения размеров домена в магнитном поле, параллельном его намагниченности, будет являться уменьшение угла при верхушке домена. Делается вывод о том, что механизм перестройки доменной структуры в ядре проволоки зависят от ориентации магнитного поля относительно намагниченности в домене. В длинных проволоках, такое различие может приводить к возникновению смещенной относительно оси магнитной индукции петли гистерезиса.

Скорость продвижения доменных границ в ядре проволок, как имеющих стеклянное покрытие, так и без него, линейно зависит от величины приложенного вдоль длины образца магнитного поля [140, 141]. В общем случае, зависимость скорости продвижения доменной границы от величины приложенного магнитного поля может быть записана в виде:

$$V = S(H - H_{CM}) \quad (1.3.10)$$

где S – подвижность доменной границы. В работе [142] исследовалось влияние упругих растягивающих напряжений на скорость движения доменных границ под действием магнитного поля в аморфных проволоках состава $Fe_{77.5}Si_{7.5}B_{15}$. Установлено, что подвижность доменных границ возрастает при увеличении растягивающих напряжений, что объясняется ростом относительного диаметра ядра проволоки с ростом величины σ .

Вместе с тем, в [143] утверждается, что скорость продвижения доменной границы в проволоке покрытой стеклянной оболочкой, а, следовательно, и подвижность доменных границ, уменьшаются с ростом величины растягивающих напряжений, что связано с ростом поля анизотропии вдоль длины проволоки.

В работе [144] исследовались эффекты Баркгаузена и Маттеучи в аморфных металлических проволоках составов $Fe_{81}B_{14}Si_4C_1$ и $Fe_{77.5}Si_{7.5}B_{15}$, диаметром от $1,2 \cdot 10^{-4}$ м до $1,3 \cdot 10^{-4}$ м. Выяснялось, как воздействие напряжений кручения в процессе предварительной обработки проволок влияет на их магнитные свойства. В работе было отмечено, что предварительная обработка проволок обоих составов и приложение напряжений кручения приводит к усилению наблюдаемых эффектов.

В [145] изучено влияние обработки электрическим током на поле наведенной анизотропии проволок состава $\text{Fe}_{77.5}\text{Si}_{7.5}\text{B}_{15}$ длиной 0,1 м и диаметром $1,25 \cdot 10^{-4}$ м. Проволоки проходили предварительную обработку электрическим током 0,55 А в течение 60 секунд. Далее образцы подвергались воздействию напряжений кручения с одновременным обработкой их электрическим током различной плотности. Измерению подвергалась наведенная аксиальная анизотропия. Наибольшее значение константы наведенной аксиальной анизотропии достигается у образцов, обработанных электрическим током величиной 0,4 А.

Влияние термомангнитной обработки проволоки состава $\text{Fe}_{77.5}\text{Si}_{7.5}\text{B}_{15}$ длиной 0,07 м на её магнитные свойства и доменную структуру рассматривалось в работе [146]. Интервал температур обработки составлял от 515°C до 578°C , что превышает температуру кристаллизации сплава. Протекающие процессы кристаллизации (появление $\alpha\text{-FeSi}$ кристаллической фазы), ведут к изменению доменной структуры и значительному изменению магнитных свойств. При этом наблюдается уменьшение константы наведенной анизотропии и рост коэрцитивной силы с увеличением температуры обработки.

В [147] исследовались полевые зависимости модуля упругости аморфных металлических проволок состава $\text{Fe}_{77.5}\text{Si}_{7.5}\text{B}_{15}$. Авторы ставили целью определить зависимость модуля упругости E_H и распределения намагниченности в проволоках от величины и направления приложенного магнитного поля. Для проволок, прошедших термомангнитную обработку или обработку электрическим током, предложено следующее выражение для величины E_H :

$$E_H = E_S / (1 + (\lambda_S^2 E_S F(\theta, H, \sigma) / K)) \quad (1.3.11)$$

где угол θ между ориентацией ОЛН проволок и направлениями H и σ . $0 \leq F \leq 9/2$ – функция, зависящая от θ , H , σ . На основании проведенного анализа установлено, что качественно полевая зависимость модуля упругости проволок в явном виде не зависит от геометрических параметров проволок. При этом соотношение E_H зависит, в основном, от K и θ . Отмечено также, что функция $F(\theta, H, \sigma)$ в (1.3.11), являющаяся подгоночным параметром, не всегда корректно отражает связь между магнитными и магнитоупругими параметрами аморфных металлических проволок на основе железа и процессами перестройки их доменной структуры.

В [148] исследовались полевые зависимости ΔE -эффект в аморфных металлических проволоках состава $Fe_{77.5}Si_{15}B_{7.5}$ диаметром $13-15 \cdot 10^{-6}$ м, покрытых стеклянной оболочкой. Наиболее сильные изменения на полевой зависимости ΔE -эффекта наблюдаются в поле 40 А/м, при котором ядро проволоки перемагничивается одним скачком Баркгаузена. Такое перемагничивание ядра проволоки приводит к необратимой перестройке доменной структуры приповерхностной области проволоки, что и определяет полевую зависимость ΔE -эффекта. Определяющее влияние на доменную структуру проволоки, и процессы её перестройки оказывают внутренние напряжения в ядре. Устранение стеклянной оболочки проволоки приводит к исчезновению скачка Баркгаузена, и, как следствие этого, к исчезновению значительных изменений на полевой зависимости ΔE -эффекта.

Так как аморфная металлическая проволока включает в себя области с различными структурными и магнитными параметрами, то следует ожидать возникновения между ними механизма магнитоупругого взаимодействия. Простейшая модель магнитоупругого взаимодействия между областями с различными магнитными параметрами была разработана для двухслойной ферромагнитной плёнки в работе [149]. Авторы [150] использовали представления о возникновении магнитоупругого взаимодействия между ядром и приповерхностной областью аморфной металлической проволоки для объяснения полевых зависимостей величины ΔE -эффекта [119]. В качестве «переносчика» магнитоупругого взаимодействия между этими областями выступает переходная между ядром и приповерхностным слоем область. Плотность энергии магнитоупругой связи $W_{m.e.}$ между переходной и приповерхностной областями проволоки может быть записана в виде:

$$W_{m.e.} = (3/2)\varepsilon_t \varepsilon_{sh} E_{HSh}. \quad (1.3.12)$$

где ε_t - магнитоупругая деформация переходной области, ε_{sh} - магнитоупругая деформация приповерхностной области, E_{HSh} - модуль упругости приповерхностной области в магнитном поле H . Характер возникающих в приповерхностной области проволоки напряжений (растяжения или сжатия) за счет магнитоупругого взаимодействия с переходной областью определяется тем, составляющая намагниченности какой области (приповерхностной или переходной) вдоль

направления H больше. Полевые зависимости модуля упругости и ΔE -эффекта определяются значениями констант анизотропии ядра K_c и приповерхностной области проволоки K_{sh} , которые, в свою очередь, зависят от уровня внутренних напряжений, и чувствительны к режимам термообработки проволок.

Температура нагрева аморфных металлических проволок на основе железа должна оказывать влияние на процессы перестройки их доменной структуры, а, следовательно, и на магнитоупругие параметры. При этом чувствительность магнитоупругих параметров проволоки к температуре нагрева во многом будет определяться видом и режимом предварительной обработки.

В [151] исследовалась температурная зависимость коэрцитивной силы аморфных металлических проволок состава $\text{Fe}_{73.5}\text{Si}_{13.5}\text{B}_9\text{Cu}_1\text{Nb}_3$ диаметрами $1,2 \cdot 10^{-4}$ м и $2,8 \cdot 10^{-5}$ м подвергнутых различным режимам термоманитной обработки. Температура обработки варьировалась от 400°C до 550°C . С ростом температуры термоманитной обработки выше 460°C наблюдается рост коэрцитивной силы, что связано с появлением кристаллитов в результате процесса кристаллизации. В свою очередь, с ростом температуры нагрева проволок коэрцитивная сила уменьшается.

Выводы по §1.3

Как следует из приведенного анализа, доменная структура, процессы ее перестройки и магнитные свойства аморфных металлических проволок на основе железа в настоящее время исследованы достаточно полно. В частности, установлены основные закономерности изменения магнитных характеристик аморфных металлических проволок на основе железа в зависимости от их геометрических параметров. Определено влияние размерных эффектов на характер доменной структуры проволоки и процессов ее перестройки под действием магнитного поля. Выяснено влияние упругих растягивающих напряжений на коэрцитивную силу и остаточную индукцию проволок. Предложен ряд моделей, объясняющих имеющиеся экспериментальные результаты, касающиеся исследований взаимосвязи доменной структуры, процессов ее перестройки и основных магнитных характеристик аморфных металлических проволок на основе железа. Определены устойчивые минимальные размеры, форма доменов и их энергия в ядре проволоки.

Вместе с тем, до настоящего времени не существует единой модели взаимосвязи ΔE -эффекта с процессами перестройки доменной структуры аморфных металлических проволок на основе переходных металлов. Практически отсутствуют сведения о влиянии температуры нагрева аморфных металлических проволок, прошедших различные виды предварительных обработок, на их магнитоупругие свойства. Экспериментально непроверенной является модель влияния магнитоупругого взаимодействия между областями проволоки с различным распределением намагниченности на ход полевых зависимостей ΔE -эффекта. Отсутствуют какие-либо представления о влиянии различных режимов предварительной обработки и температуры последующего нагрева на характер проявления механизма магнитоупругой связи.

Выяснение этих вопросов является одной из основных задач данной диссертационной работы.

Глава 2. Методика проведения эксперимента и образцы.

§2.1 Аморфные металлические ленты и методика их обработки.

Исследуемые образцы составов $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10}\text{Cr}_3\text{Si}_5\text{B}_{15}$, $\text{Fe}_{64}\text{Co}_{21}\text{B}_{15}$ в виде лент были получены методом быстрой закалки из расплава. Образцы получены и сертифицированы в ФГУП ЦНИИЧермет им. И.П.Бардина (г. Москва). Из первоначальной ленты вдоль оси прокатки вырезались образцы в виде узких полосок шириной $9\text{--}10 \cdot 10^{-4}$ м. Толщина образцов составляла $2,8\text{--}3 \cdot 10^{-5}$ м, длина 0,05 м. Для измерений выбирались полоски с близкими геометрическими параметрами. Разница площадей поперечных сечений отобранных образцов не превышала 3%.

Выбор аморфных металлических лент составов $\text{Fe}_{64}\text{Co}_{21}\text{B}_{15}$, $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10}\text{Cr}_3\text{Si}_5\text{B}_{15}$ был обусловлен как их высокими магнитными и магнитоупругими характеристиками ($M_s=(1,3\div 1,8) \cdot 10^6$ А/м, $\lambda_s=(20\div 35) \cdot 10^{-6}$), так и задачей установления влияния различных составов образцов на температурную стабильность их полевых зависимостей ΔE -эффекта.

Перед проведением непосредственных измерений образцы проходили предварительную терромагнитную обработку (ТМО) в вакууме 10^{-3} мм.рт.ст в течение 20 мин.

Температура ТМО T_{pre} лент состава $\text{Fe}_{64}\text{Co}_{21}\text{B}_{15}$ изменялась от 250°C до 350°C , а лент состава $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10}\text{Cr}_3\text{Si}_5\text{B}_5$ от 330°C до 410°C . Различная температура проведения ТМО для аморфных металлических лент составов $\text{Fe}_{64}\text{Co}_{21}\text{B}_{15}$ и $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10}\text{Cr}_3\text{Si}_5\text{B}_5$ обусловлена их различной температурой начала процесса кристаллизации ($310^\circ\text{--}330^\circ\text{C}$ и $390^\circ\text{--}410^\circ\text{C}$, соответственно). Постоянное магнитное поле, перпендикулярное длине полосок, составляло $7 \cdot 10^4$ А/м. Относительная погрешность измерения температуры нагрева образцов в процессе проведения их терромагнитной обработки не превышала 4%.

Целью проведения терромагнитной обработки являлось снятие в лентах внутренних закалочных напряжений и наведение в них одноосной анизотропии с осью легкого намагничивания перпендикулярной длине образца.

В ряде случаев ленты состава $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10}\text{Cr}_3\text{Si}_5\text{B}_5$, прошедшие терромагнитную обработку при 350°C и 370°C дополнительно прошли температурную обработку в

вакууме 10^{-3} мм.рт.ст при 200°C в течение 10 часов. Целью такой обработки являлось получение более равновесной (по сравнению с первоначальной) атомной и магнитной структуры в исследованных лентах в результате протекания в них процессов структурной релаксации.

Помимо этого для изучения влияния различных видов предварительной обработки на полевые и температурные зависимости ΔE -эффекта аморфные металлические ленты состава $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10}\text{Cr}_3\text{Si}_{15}\text{B}_5$ проходили обработку постоянным электрическим током в интервале плотностей от $j=2,9 \cdot 10^7 \text{ A/m}^2$ до $j=5 \cdot 10^7 \text{ A/m}^2$ на воздухе в течение 2 минут. Постоянный электрический ток в процессе обработки протекал вдоль длины полосок. Относительная погрешность измерения величины постоянного электрического тока не превышала 3%.

§2.2 Аморфные металлические проволоки и методика их обработки.

В качестве объекта исследований были использованы аморфные металлические проволоки состава $\text{Fe}_{75}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$ длиной 0,05 м и диаметром $165\text{--}170 \cdot 10^{-6}$ м, полученные вытягиванием из расплава. Образцы были получены в ФГУП ЦНИИЧермет им. И.П.Бардина (г. Москва). Магнитострикция насыщения исследованных проволок составляла $\lambda_s \approx 3 \cdot 10^{-5}$, индукция насыщения $B_s \approx 1,5 \text{ Тл}$.

Выбор аморфных металлических проволок состава $\text{Fe}_{75}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$ в качестве исследуемых объектов был обусловлен высокими значениями их магнитных и магнитоупругих характеристик.

Перед проведением исследований проволоки подвергались двум различным видам предварительной обработки:

1. Обработка постоянным электрическим током на воздухе в течение 2 минут в диапазоне плотностей j от $2,5 \cdot 10^7 \text{ A/m}^2$ до $4,5 \cdot 10^7 \text{ A/m}^2$ при одновременном приложении растягивающих напряжений σ в диапазоне от $3,2 \cdot 10^8 \text{ Па}$ до $2,55 \cdot 10^8 \text{ Па}$.

2. Термомагнитная обработка в вакууме 10^{-3} мм.рт.ст. в интервале температур $370^{\circ}\text{--}470^{\circ}\text{C}$ в течение 20 минут в магнитном поле $7 \cdot 10^4 \text{ A/m}$.

Целью проведения предварительной обработки проволок являлось снятие в них внутренних закалочных напряжений, увеличение объема приповерхностной

области и наведение в ней циркулярной анизотропии. При этом предполагалось, что увеличение объема приповерхностной области позволит увеличить объем проволоки перемагничивающийся механизмом поворота намагниченности, что в свою очередь, приведет к росту абсолютного значения ΔE -эффекта.

Источником постоянного электрического тока являлся прибор Б5-44, работающий в режиме стабилизации по току. Для контроля величины тока использовался прибор В7-21А. Относительная погрешность измерения величины постоянного электрического тока составляла не более 3%.

§ 2.3. Установка для проведения термомагнитной обработки аморфных металлических лент и проволок.

Как отмечалось выше, целью проведения термомагнитной обработки аморфных металлических лент на основе железа в виде узких полосок являлось снятие внутренних закалочных напряжений и наведение в них одноосной анизотропии, перпендикулярной линии прокатки ленты. Для достижения поставленной цели установка для проведения термомагнитной обработки должна обеспечивать заданный интервал температур обработки исследуемых лент, поддержку стабильного уровня температуры в течение длительного времени, необходимую глубину вакуума.

Установка должна обеспечивать следующие режимы предварительной обработки аморфных металлических лент:

1. Термическая обработка в вакууме в отсутствии магнитного поля.
2. Вакуумная термомагнитная обработка в постоянном магнитном поле.
3. Вакуумная термомагнитная обработка в переменном магнитном поле.

Схематическое изображение нагревательного устройства изображено на рис. 2.3.1. Для регулировки входного напряжения на печи используется два регулируемых лабораторных автотрансформатора (1), которые позволяют производить плавную настройку выходного напряжения. Для контроля над входным напряжением на печь используется вольтметр (v_1), присоединённый к выходам второго автотрансформатора.

Установка позволяет нагревать исследуемые образцы до 650°C . Для контроля температуры обработки в конструкцию включён вольтметр (v2), присоединённый к термопаре хромель-алюмель (4), находящейся в печи (2) рядом с герметичной колбой (3). Показания вольтметра соотносятся с данными градуировочной таблицы термопары с учетом поправки на комнатную температуру. Температура в печи регулируется входным напряжением.

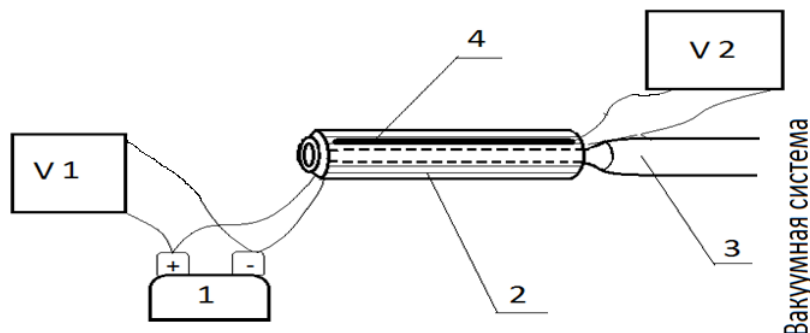


Рис. 2.3.1 Нагревательное устройство установки для проведения термомагнитной обработки.

Длина колбы нагревательного устройства составляет $1,5 \cdot 10^{-1}$ м, длина образца - $6 \cdot 10^{-2}$ м. Наиболее важным является контроль температуры в области колбы от $4,5 \cdot 10^{-2}$ м до $1,05 \cdot 10^{-1}$ м, так как в этой области располагается образец при проведении обработки.

Образцы помещаются в стеклянную колбу, которую присоединяют к вакуумной системе. При обработке исследуемых лент был получен вакуум, соответствующий остаточному давлению около 10^{-3} мм.рт.ст. Вакуум позволяет избежать окисления ленты при проведении термомагнитной обработки и, следовательно, ухудшения его магнитных и магнитоупругих свойств. Для создания вакуума использовался пластинчато-роторный насос с масляным уплотнением 2НВР-5ДМ (рис. 2.3.2). Для контроля над степенью остаточного давления в систему был включён вакуумметр ионизационно-термопарный (ВИТ-2) в комплекте с манометрическим термопарным преобразователем (ПМТ-2).

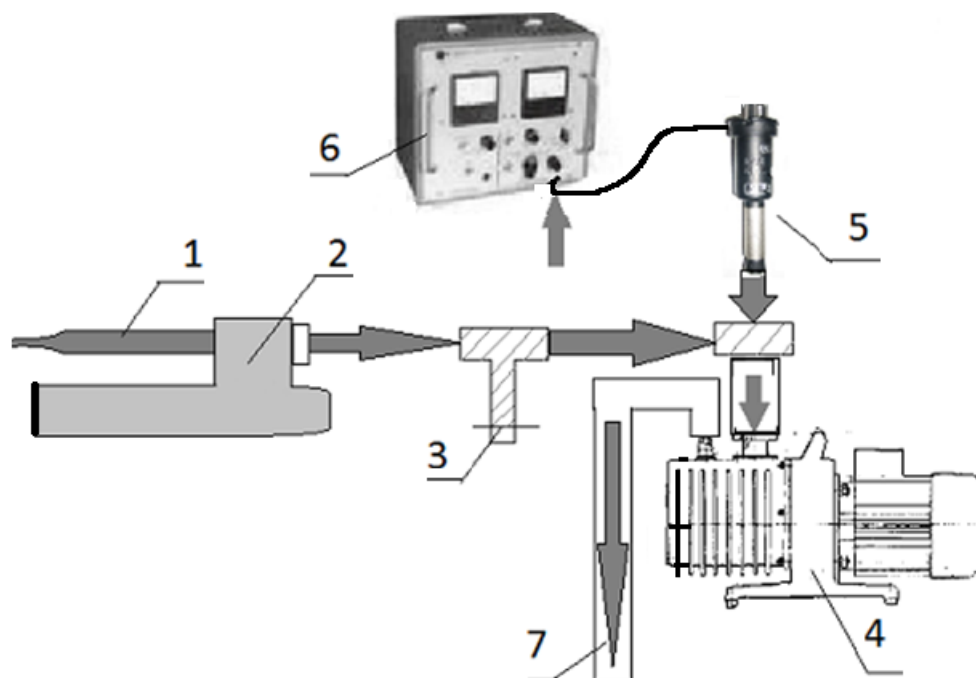


Рис. 2.3.2. Вакуумная система (1 - колба с исследуемым образцом, 2 - подставка, 3 - клапан для выравнивания давлений, 4 - вакуумный насос 5 - манометрический термопарный преобразователь ПМТ-2, 6 - вакуумметр).

Постоянное магнитное поле напряженностью $7 \cdot 10^4$ А/м в процессе обработки создавалось при помощи постоянного магнита.

§2.4. Методика измерения ΔE -эффекта магнитострикционных аморфных металлических сплавов.

Измерение величины ΔE -эффекта образцов аморфных металлических сплавов проводилось на экспериментальной установке, включающие следующие элементы:

1. Измерительный прибор Х1-53 для исследования амплитудно-частотных характеристик, включающий также генераторный и измерительный блоки.
2. Блок питания соленоида, создающего постоянное магнитное поле.
3. Устройство регистрации выходного сигнала с исследуемым образцом.

Условная блок-схема указанной установки представлена на рис. 2.4.1.

При проведении эксперимента образец (1) из аморфного магнитострикционного материала помещается в устройство регистрации

выходного сигнала (9). Катушка (2), намотанная на образец, выполняет функцию регистрирующего устройства при изменении магнитного потока. Сигнал с этой катушки приходит в измерительный блок (6). Само устройство регистрации выходного сигнала с образцом находится внутри катушки (3), которая является возбуждающей. Возбуждающая катушка подключена к генераторному блоку (7). Генераторный блок производит зондирующий сигнал в установленном диапазоне частот. Устройство регистрации выходного сигнала, как и возбуждающая катушка, помещены между катушками Гельмгольца (4), создающими постоянное магнитное поле. Катушки подключены к блоку питания (8).

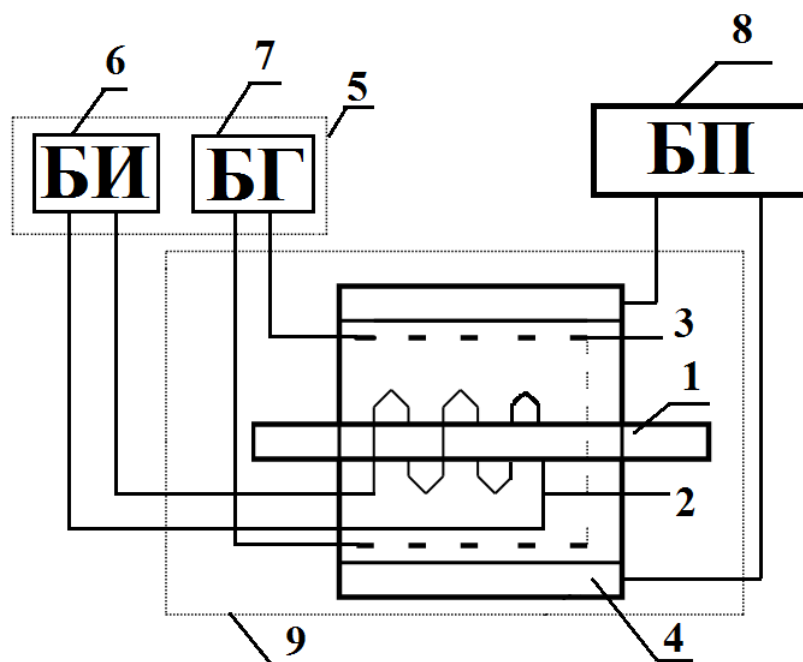


Рис.2.4.1. Блок-схема установки для измерения ΔE -эффекта в аморфных металлических сплавах. 1 - исследуемый образец; 2 - регистрирующая катушка; 3 - возбуждающая катушка; 4 - катушки Гельмгольца; 5 - измерительный прибор X1-53; 6 - индикаторный блок; 7 - генераторный блок; 8 - блок питания катушек Гельмгольца; 9 - устройство регистрации выходного сигнала с исследуемым образцом.

Устройство регистрации выходного сигнала (9) состоит из возбуждающей катушки (3), регистрирующей катушки (2). Исследуемый образец помещается внутрь исследуемого устройства. Измерительный прибор X1-53 (5) в рамках экспериментальной установки используется для исследования амплитудно-частотных характеристик. Принцип работы прибора X1-53 заключается в измерении

зондирующего сигнала, после его прохождения через устройство регистрации выходного сигнала. При этом возбуждающая катушка (3), генерирующая исходный зондирующий сигнал играет роль входного тракта, а измерительная катушка (2) играет роль выходного тракта. На экране прибора Х1-53 мы наблюдаем амплитудно-частотную характеристику исследуемого устройства, также по данным прибора можно судить об амплитуде и частоту выбранного участка кривой амплитудно-частотной характеристики.

Регистрирующая катушка (2) сконструирована таким образом, чтобы её параметры амплитуды и фазы ЭДС совпадали с аналогичными параметрами напряжения, возбуждающего соленоид. Формула для импеданса катушки (2) записывается следующим образом:

$$Z = \frac{U_p}{I_b} \exp(i\theta), \quad (2.4.1)$$

где U_p - регистрируемое напряжение; I_b - ток возбуждения; θ - фазовый угол между U_p и I_b .

Комплексное сопротивление Z анализируется по методу «резонанс-антирезонанс», при этом методе минимальное и максимальное значение Z (Z_{max} и Z_{min}) фиксируются с помощью измерительного прибора амплитудно-частотной характеристики Х1-53. Измеряемой величиной в данном методе являлась частота магнитоупругого резонанса f_r . Величину ΔE -эффекта и скорость распространения магнитоупругих колебаний V можно вычислить по следующему соотношению:

$$\frac{\Delta E}{E_0} = \frac{E_H - E_0}{E_0} = \frac{f_r^2 - f_{r,H \approx 0}^2}{f_{r,H \approx 0}^2} \quad (2.4.2)$$

где E_H - модуль упругости в магнитном поле, E_0 - модуль упругости ферромагнитного сплава в отсутствие магнитного поля.

$$E_H = 4L^2 \rho f_r^2 \quad (2.4.3)$$

$$V = 2L f_r \quad (2.4.4)$$

где L - длина образца.

Температурная приставка является дополнительным модулем устройства регистрации выходного сигнала (9). Температурная приставка позволяет проводить дополнительно исследования по влиянию температуры на магнитные характеристики образца в интервале от 30⁰С до 450⁰С.

Температурная приставка (рис. 2.4.2) состоит из капилляра (2), изготовленного из стекла. На капилляр (2) намотана регистрирующая катушка (3), которая представляет собой серебряный провод, защищённый слоем стеклоткани. Помимо этого для дополнительной защиты от температуры, провод и слой стеклоткани пропитаны специальным термостойким лаком. Термопара (6), которая используется для контроля температуры нагрева, расположена в непосредственной близости от регистрирующей катушки и самого исследуемого образца. Безындукционный нагревательный элемент (5) также расположен в непосредственной близости от указанных элементов температурной приставки и исследуемого образца.

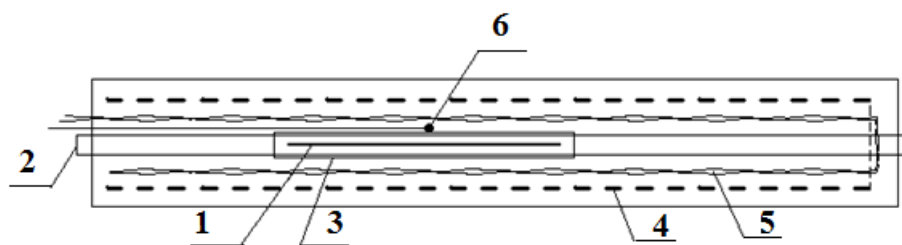


Рис. 2.4.2. Температурная приставка: 1 – исследуемый образец; 2 - стеклянный капилляр; 3 - регистрирующая катушка; 4 – намагничивающий соленоид; 5 – безындукционный нагревательный элемент; 6 – хромель-алюмелевая термопара.

Нагревательный элемент изготовлен из нихрома, представляет собой провод, сложенный вдвое и плотно скрученный. Провод скручен для того, чтобы минимизировать электромагнитные помехи излучения. Нагревательный элемент помимо этого покрыт лаковой изоляцией, выдерживающей высокие температуры. Нагревательный элемент подключается к цепи с одного конца. При этом магнитное поле, которое создаётся одной стороной обмотки, компенсируется магнитным полем, создаваемым второй половиной. Поверх нагревательного элемента располагается асбестовый теплоизолирующий слой. На стеклянный каркас устройства регистрации выходного сигнала намотана катушка возбуждения, которая состоит из медного провода, покрытого лаковой изоляцией. Непосредственно сам исследуемый образец помещается внутрь стеклянного капилляра (2) до уровня регистрирующей катушки (3). Необходимое положение

исследуемого образца достигается наличием специального стопорного упора в стеклянном капилляре. Процесс измерения магнитоупругих характеристик исследуемых образцов аналогичен процессу их измерения без температурной приставки. Относительные погрешности измерения величины ΔE -эффекта аморфных металлических лент и проволок методом резонанса-антирезонанса составляли не более 3-5%. Относительная погрешность измерений амплитуды постоянного магнитного поля не превышала 1%.

§2.5. Установка для определения температурных зависимостей динамических магнитных характеристик аморфных металлических сплавов.

Исследования динамических магнитных характеристик аморфных металлических лент проводилась на автоматизированной установке, сконструированной на базе АЦП ЛА-н-14РСІ и генератора ГСПФ-053. Блок-схема установки представлена на рис. 2.5.1. Установка позволяет проводить исследования по определению полевых, частотных и температурных зависимостей магнитных характеристик образцов, таких как магнитная проницаемость, коэрцитивная сила, магнитная индукция насыщения, остаточная магнитная индукция, потери на перемагничивание.

Управление параметрами измерений осуществляется при помощи персонального компьютера. С помощью специального программного обеспечения устанавливается начальная частота генератора и начальное напряжение генерируемого им сигнала. Программа позволяет выбирать режим перемагничивания исследуемых образцов. Экспериментальные данные в удобной для дальнейшей обработки форме автоматически записываются посредством персонального компьютера. Через персональный компьютер происходит управление аналого-цифровым преобразователем, генератором (Г) и блоком управления нагревом (БУН).

Намагничивающий соленоид (L1) связан с сопротивлением (R1), которое используется для измерения тока соленоида (L1) и последующего расчета намагничивающего поля. Исследуемый образец помещается в катушку (L2), играя роль её сердечника. Катушка (L2) измеряет магнитную индукцию исследуемого

образца. Компрессор (M1) используется для подачи рабочего газа, предварительно нагретого нагревательным элементом R1, в камеру с установленным в ней исследуемым образцом. Управление нагревательным элементом (R1) и компрессором для подачи нагретого газа (M1) осуществляется посредством блока управления нагревом (БУН).

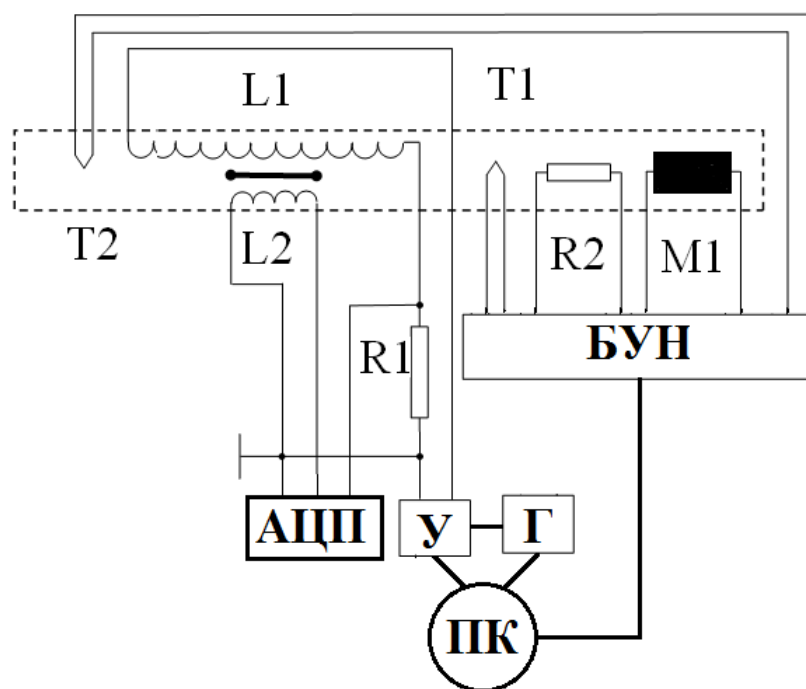


Рис.2.5.1. Блок-схема установки. ПК - персональный компьютер; Г – генератор; У – усилитель; L1 - намагничивающая катушка (соленоида); АЦП - аналого-цифровой преобразователь; L2 - измерительная катушка; R1 – сопротивление; R2 - нагревательный элемент; M1 – компрессор; T1 – термопара; T2 - термопара; БУН - блок управления нагревом.

Соленоид (L1) подключён к усилителю (У), который в свою очередь подключён к генератору сигналов (Г). Управление самого генератора выполняется посредством персонального компьютера (ПК). В соленоиде (L1) возникает переменное электромагнитное поле. Величину намагничивающего поля определяем через значение напряжения на сопротивлении (R2) - (E^{R2}) . Величину этого поля можно определить по формуле:

$$H(t) = -\frac{1}{\mu_0 n S} \sum_{i=1}^t E_i^{L2} \Delta t \quad (2.5.1)$$

где μ_0 - магнитная постоянная, равная $\mu_0=4\pi\cdot10^{-7}$ Гн/м, n - число витков измерительной катушки (L2), S - площадь сечения измерительной катушки (L2), E^{L2} - ЭДС индукции, наведенная в измерительной катушке (L2), Δt - время между отсчетами $\Delta t=1/f_{\text{дискр}}$, где $f_{\text{дискр}}$ - частота дискретизации АЦП, E^{R2} - значение напряжения на сопротивлении R2.

Величину магнитной индукции исследуемого образца определяем через ЭДС, наведённую в измерительной катушке (L2) - (E^{L2}). В случае если ($S_{\text{кат}} > S_{\text{обр}}$), то есть площадь сечения измерительной катушки больше, площади сечения исследуемого образца, играющего роль сердечника катушки (L2), магнитную индукцию образца можно определить по следующей формуле:

$$B(t) = -\frac{1}{NS_{\text{обр}}} \left[\sum_{i=1}^t E_i^{L2} \Delta t \right] - \frac{\mu_0 H(t)(S_{\text{кат}} - S_{\text{обр}})}{S_{\text{обр}}}, \quad (2.5.2)$$

где N - число витков измерительной катушки (L2), E^{L2} - ЭДС индукции, наведенная в измерительной катушке (L2), $S_{\text{обр}}$ - площадь поперечного сечения образца, $S_{\text{кат}}$ - площадь сечения измерительной катушки (L2).

Остаточную индукцию B_r и коэрцитивную силу H_C определяют из полученной зависимости $B(H)$.

Дифференциальную магнитную проницаемость вычисляют по формуле:

$$\mu_{oi} = \frac{1}{\mu_0} \frac{\Delta B_i}{\Delta H_i}, \quad (2.5.3)$$

Плотность энергии потерь на перемагничивание определяется площадью петли гистерезиса:

$$W = \sum_{i=1}^T H_i \times \Delta B_i, \quad (2.5.4)$$

где T – количество отсчётов в одном периоде перемагничивания.

Применимость формул (2.5.1-2.5.4) возможна лишь при выполнении условия: $f_{\text{дискр}} > f_{\text{генератора}}$.

Автоматизированная установка для исследования динамических магнитных характеристик ферромагнитных материалов позволяет проводить измерения в диапазоне температур от 20⁰С до 320⁰С. В качестве рабочего газа может выступать любой газ, в том числе и смесь газов или воздух. Частота намагничивающего поля может изменяться от 20 Гц до 20 кГц, при этом максимальное значение

напряжённости намагничивающего поля составляет $20 \cdot 10^3$ А/м при частоте 20 Гц, и 1500 А/м при частоте $20 \cdot 10^3$ Гц. Аналого-цифровой преобразователь оборудован двумя синхронными каналами, его максимальная частота дискретизации составляет $10 \cdot 10^6$ Гц, полоса пропускания от 0 Гц до $500 \cdot 10^3$ Гц. Уровень шумов регистрируемого сигнала не превышает 0,1% от измеряемой величины. Относительная погрешность измерений магнитной индукции и внешнего магнитного поля не превышает 1%.

Глава 3. ΔE -эффект в аморфных металлических лентах, прошедших предварительную обработку.

§3.1 ΔE -эффект в аморфных металлических лентах состава $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10}\text{Cr}_3\text{Si}_5\text{B}_{15}$, прошедших термомагнитную обработку.

Проведены исследования температурных зависимостей величины ΔE -эффекта аморфных металлических лент состава $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10}\text{Cr}_3\text{Si}_5\text{B}_{15}$. Индукция насыщения лент B_S составляла 1,8-1,9 Тл, константа магнитострикции $\lambda_S \approx 3 \cdot 10^{-5}$. Образцы в виде узких полосок длиной $5 \cdot 10^{-2}$ м, шириной $1 \cdot 10^{-3}$ м и толщиной $2,5 \cdot 10^{-5}$ м проходили термомагнитную обработку в интервале температур T_{pre} от 330°C до 410°C в вакууме 10^{-3} мм. рт.ст. в течение 20 минут в постоянном магнитном поле напряжённостью $7 \cdot 10^4$ А/м. Магнитное поле в процессе обработки ориентировалось в плоскости образца перпендикулярно его длине. Целью термической обработки являлось активация процесса структурной релаксации и снятие внутренних закалочных напряжений.

Измерение температурных зависимостей ΔE -эффекта проводили на воздухе при скорости изменения температуры в процессе нагрева $5^\circ\text{C}/\text{мин}$. Циклическое изменение температуры нагрева T лент в процессе измерения ΔE -эффекта проводилось в интервале от 30°C до 300°C с шагом 30°C .

Рассмотрим сначала влияние температуры термомагнитной обработки и температуры нагрева на полевые зависимости ΔE -эффекта при проведении первого цикла «нагрев-охлаждение».

На рисунке 3.1.1 приведены графики зависимости величины ΔE -эффекта от H , полученные для лент, прошедших предварительную термомагнитную обработку при различных температурах. Температура проведения измерений ΔE -эффекта в исследуемых лентах составляла $T=30^\circ\text{C}$.

Как следует из приведённых зависимостей, при всех температурах термомагнитной обработки в исследуемых лентах возникает положительный ΔE -эффект (т.е. эффект увеличения модуля упругости E_H ленты при приложении H). Аналогичные зависимости $\Delta E/E_0(H)$ наблюдались и для образцов, нагретых во всем температурном интервале измерений (рис. 3.1.2).

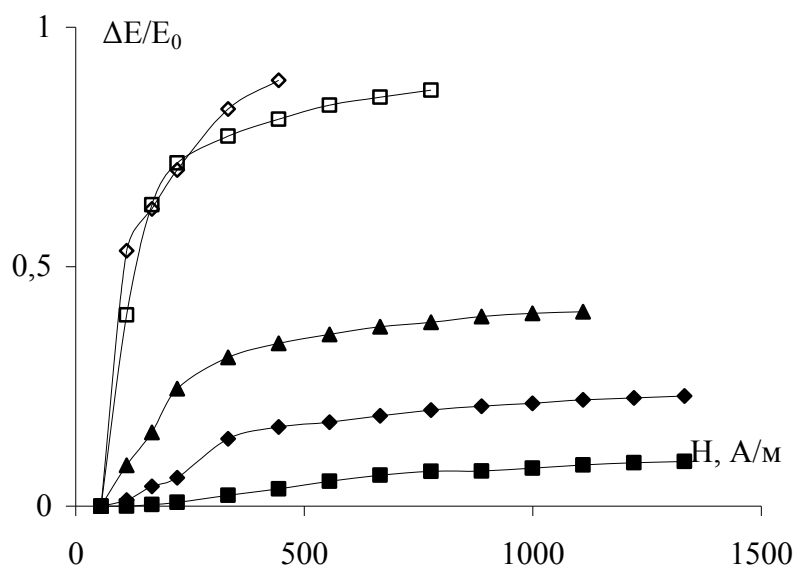


Рис. 3.1.1. Полевые зависимости величины ΔE -эффекта металлических лент состава $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10}\text{Cr}_3\text{Si}_5\text{B}_{15}$, прошедших термомагнитную обработку при температурах: ■ - $T_{pre}=330^\circ\text{C}$, ♦ - $T_{pre}=350^\circ\text{C}$, ▲ - $T_{pre}=370^\circ\text{C}$, □ - $T_{pre}=390^\circ\text{C}$, ◇ - $T_{pre}=410^\circ\text{C}$. Температура измерений $T=30^\circ\text{C}$.

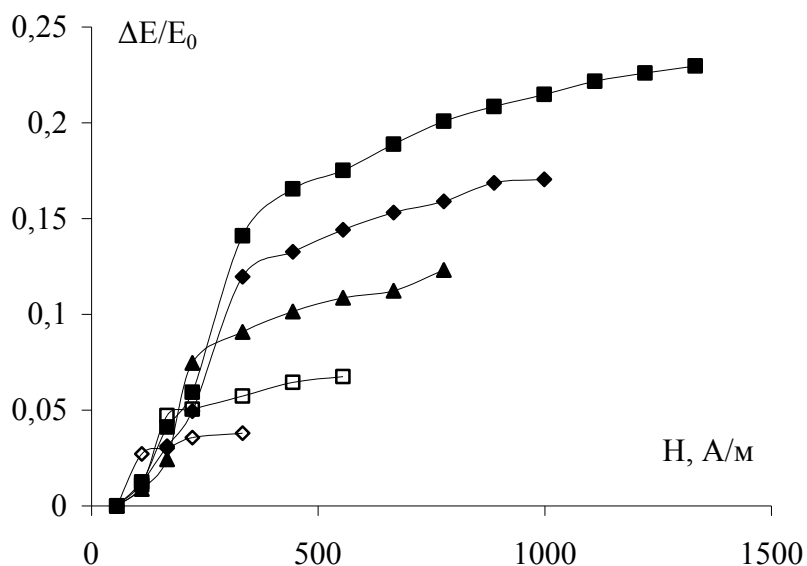


Рис. 3.1.2 Полевые зависимости величины ΔE -эффекта аморфных металлических лент состава $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10}\text{Cr}_3\text{Si}_5\text{B}_{15}$, прошедших термомагнитную обработку при температуре $T_{pre}=350^\circ\text{C}$. 1-й цикл «нагрев-охлаждение», нагрев образца: ■ - $T=30^\circ\text{C}$, ♦ - $T=90^\circ\text{C}$, ▲ - $T=150^\circ\text{C}$, □ - $T=210^\circ\text{C}$, ◇ - $T=240^\circ\text{C}$.

Отметим, что температура измерения ΔE -эффекта лент в процессе циклического изменения температуры совпадала с температурой их нагрева. Максимальные значения величины $\Delta E/E_0$ ($\Delta E/E_0=0,8-0,9$) при комнатных температурах получены у лент, обработанных при температурах 390^0-410^0C . Отметим также, что полностью положительный ΔE -эффект в аморфных металлических лентах на основе железа с наведенной одноосной анизотропией ранее не наблюдался.

С ростом температуры нагрева у исследованных лент происходило уменьшение ΔE -эффекта и поля его магнитного насыщения. Это приводило к тому, что даже при достаточно низких температурах нагрева лент, максимальные значения магнитных полей, при которых удаётся измерить ΔE -эффект, уменьшаются. При последующем охлаждении лент от 300^0C до комнатной температуры значение ΔE -эффекта возрастало, однако оставалось меньшим, чем до проведения нагрева (рис. 3.1.3).

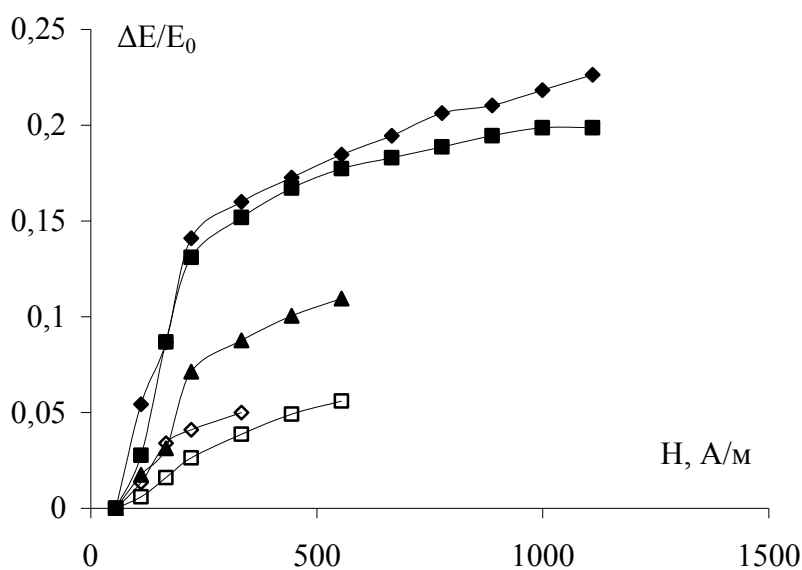


Рис. 3.1.3. Полевые зависимости величины ΔE -эффекта аморфных металлических лент состава $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10}\text{Cr}_3\text{Si}_5\text{B}_{15}$, прошедших термомагнитную обработку при температуре $T_{pre}=350^0\text{C}$. 1-й цикл «нагрев-охлаждение», охлаждение образца: ■ - $T=30^0\text{C}$, ◆ - $T=90^0\text{C}$, ▲ - $T=150^0\text{C}$, □ - $T=210^0\text{C}$, ◇ - $T=240^0\text{C}$.

Проведение второго и последующего циклов «нагрев-охлаждение» не приводило к заметным изменениям в ходе полевых зависимостей ΔE -эффекта (рис.

3.1.4). При проведении второго цикла «нагрев-остывание» полевые зависимости ΔE -эффекта близки к аналогичным зависимостям ΔE -эффекта при охлаждении ленты в процессе первого цикла. Полученные результаты свидетельствуют о том, что при проведении именно первого цикла «нагрев-охлаждение» в ленте протекают наиболее значительные изменения в магнитной структуре.

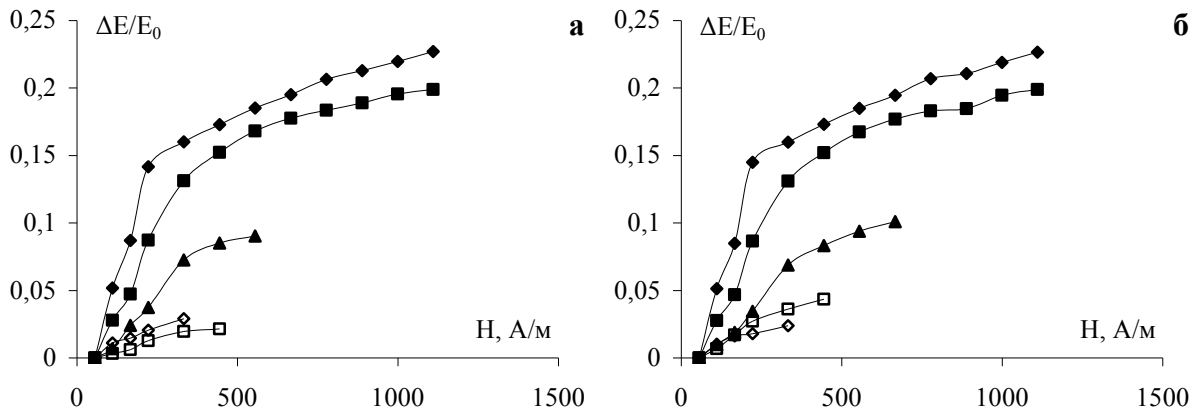


Рис. 3.1.4. Полевые зависимости величины ΔE -эффекта аморфных металлических лент состава $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10}\text{Cr}_3\text{Si}_5\text{B}_{15}$, прошедших термомагнитную обработку при температуре $T_{pre}=350^\circ\text{C}$. 2-ой цикл «нагрев-охлаждение». а – нагрев образца, б – охлаждение: ■ - $T=30^\circ\text{C}$, ♦ - $T=90^\circ\text{C}$, ▲ - $T=150^\circ\text{C}$, □ - $T=210^\circ\text{C}$, ◇ - $T=240^\circ\text{C}$.

Таким образом, в аморфных металлических лентах состава $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10}\text{Cr}_3\text{Si}_5\text{B}_{15}$, прошедших термомагнитную обработку в интервале $\Delta T_{pre}=330^\circ\text{C}$ - 410°C , наблюдается увеличение модуля упругости с ростом H .

При нагреве до сравнительно низких температур, меньших температуры предварительной обработки, дальнейшее остывание ленты не приводило к достижению первоначальных значений ΔE -эффекта.

Для выяснения вопроса о том, насколько общими являются полученные результаты, проведён ряд дополнительных исследований температурных зависимостей величины ΔE -эффекта, прошедших дополнительную обработку постоянным электрическим током. Дополнительная обработка исследуемых лент проводилась на воздухе в интервале плотностей j от $3,2 \cdot 10^7 \text{ A/m}^2$ до $4,4 \cdot 10^7 \text{ A/m}^2$ в течение 2 минут. Помимо этого ряд образцов проходил обработку только постоянным электрическим током.

Как и у образцов, прошедших термомагнитную обработку, у лент прошедших дополнительную обработку постоянным электрическим током, а также у лент, прошедших обработку только электрическим током, при всех значениях j наблюдается только положительный ΔE -эффект (рис. 3.1.5). При температурах нагрева лент выше 240°C измерение ΔE -эффекта становится невозможным.

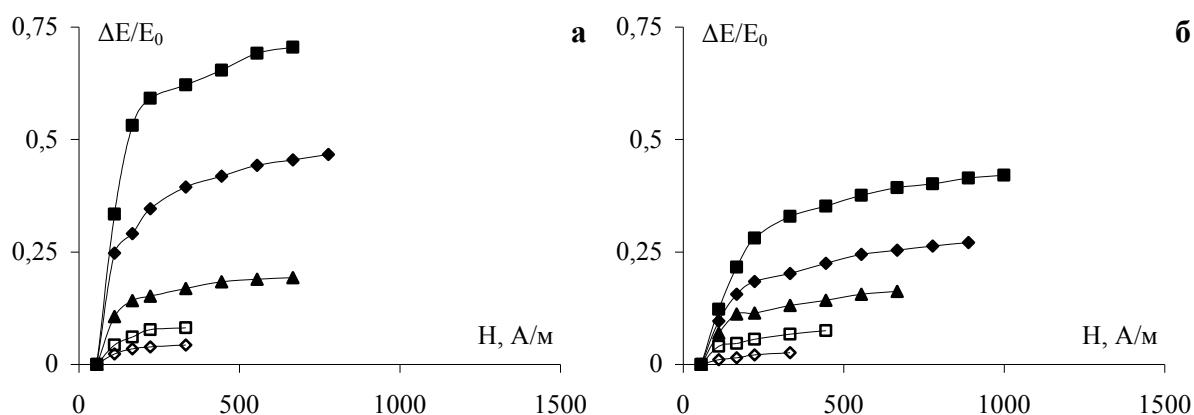


Рис. 3.1.5. Полевые зависимости величины ΔE -эффекта аморфных металлических лент состава $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10}\text{Cr}_3\text{Si}_5\text{B}_{15}$, прошедших термомагнитную обработку при температуре $T_{pre}=390^{\circ}\text{C}$. Дополнительная обработка постоянным электрическим током плотностью $j=3,2 \cdot 10^7 \text{ A/m}^2$. 1-й цикл «нагрев-охлаждение». а - нагрев образца, б - охлаждение: ■ - $T=30^{\circ}\text{C}$, ♦ - $T=90^{\circ}\text{C}$, ▲ - $T=150^{\circ}\text{C}$, □ - $T=210^{\circ}\text{C}$, ◇ - $T=240^{\circ}\text{C}$.

Как следует из полученных результатов, проведение обработки постоянным электрическим током уменьшает значения положительного ΔE -эффекта, однако увеличивает температурную стабильность магнитоупругих характеристик в процессе проведения первого цикла «нагрев-охлаждение» (рис. 3.1.6). При этом наибольшие значения ΔE -эффекта на первом цикле «нагрев-охлаждение» наблюдаются для лент, прошедших обработку постоянным электрическим током плотностью $j=3,2 \cdot 10^7 \text{ A/m}^2$.

Причиной увеличения температурной стабильности магнитоупругих характеристик аморфной ленты в результате дополнительной обработки постоянным электрическим током может являться разрушение слабовыраженной

одноосной наведенной анизотропии и возникновение «винтовой» анизотропии [34, 35], что, однако, понижает значение положительного ΔE -эффекта.

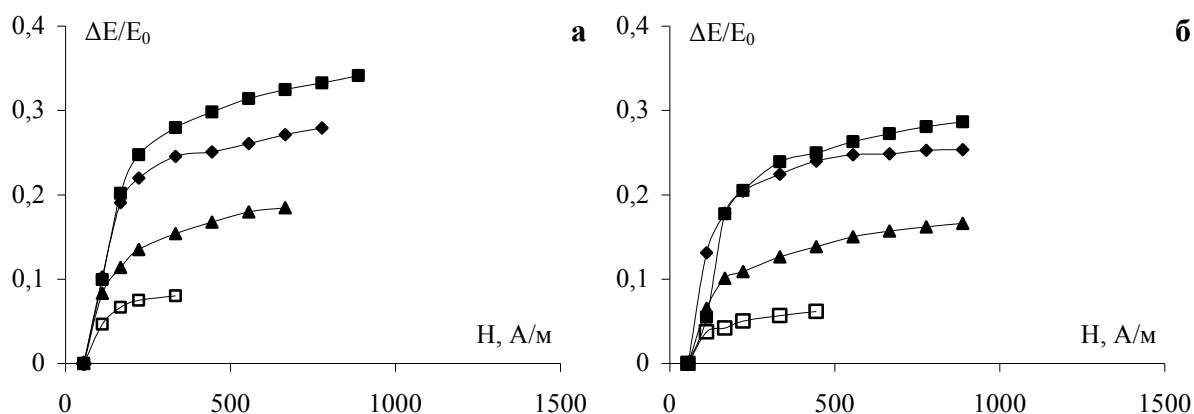


Рис. 3.1.6. Полевые зависимости величины ΔE -эффекта аморфных металлических лент состава $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10}\text{Cr}_3\text{Si}_5\text{B}_{15}$, прошедших терромагнитную обработку при температуре $T_{pre}=390^\circ\text{C}$. Дополнительная обработка постоянным электрическим током плотностью $j=4,0 \cdot 10^7 \text{ A/m}^2$. 2-ой цикл «нагрев-охлаждение». а – нагрев образца, б – охлаждение: ■ - $T=30^\circ\text{C}$, ♦ - $T=90^\circ\text{C}$, ▲ - $T=150^\circ\text{C}$, □ - $T=210^\circ\text{C}$, ◇ - $T=240^\circ\text{C}$.

Актуальным представляется и выяснение вопроса о том, влияет ли на характер полевых и температурных зависимостей ΔE -эффекта аморфной металлической ленты состава $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10}\text{Cr}_3\text{Si}_5\text{B}_{15}$ проведение предварительной относительно длительной термической обработки при сравнительно низких температурах. Предварительная термическая обработка проводилась при температуре 200°C в течение 10 часов в вакууме 10^{-3} мм.рт.ст. Условия последующей терромагнитной обработки лент состава $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10}\text{Cr}_3\text{Si}_{15}\text{B}_5$ не изменялись. Целью проведения низкотемпературной обработки являлась стабилизация внутренней структуры ленты. Предполагалось, что проведение такой обработки позволит уменьшить чувствительность магнитных характеристик к воздействию температуры. Как показывают проведенные исследования, предварительная термическая обработка не изменяет качественный ход зависимости ΔE -эффекта от магнитного поля H (рис. 3.1.7), но понижает его значение.

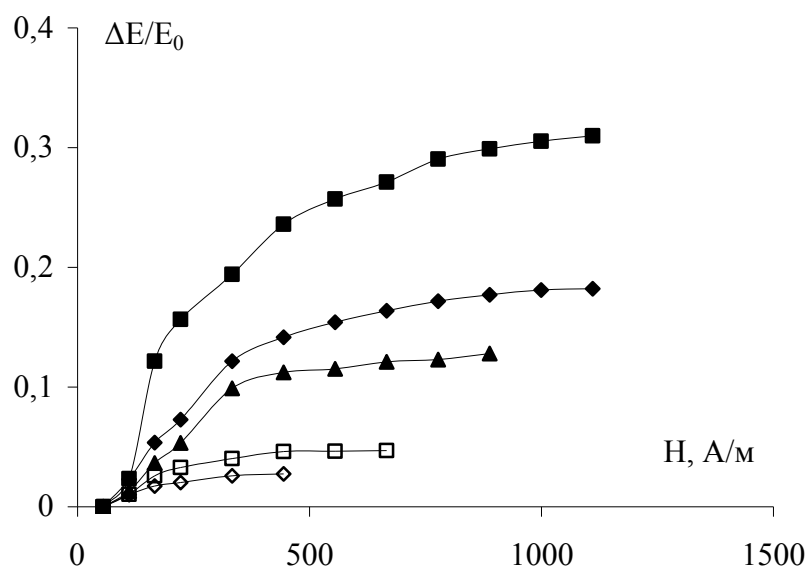


Рис. 3.1.7. Полевые зависимости величины ΔЕ-эффекта аморфных металлических лент состава $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10}\text{Cr}_3\text{Si}_5\text{B}_{15}$, прошедших термомагнитную обработку при температуре $T_{pre}=350^\circ\text{C}$ и дополнительную термическую обработку при температуре 200°C в течение 10 часов. 1-й цикл «нагрев-охлаждение», нагрев образца: ■ - $T=30^\circ\text{C}$, ♦ - $T=90^\circ\text{C}$, ▲ - $T=150^\circ\text{C}$, □ - $T=210^\circ\text{C}$, ◇ - $T=240^\circ\text{C}$.

При нагреве ленты в процессе проведения первого цикла «нагрев-охлаждение» в интервале от 30°C до 240°C наблюдается уменьшение ΔЕ-эффекта. При последующем охлаждении ленты до комнатной температуры ΔЕ-эффект возрастает, но первоначального значения не достигает. Вместе с тем, уменьшение ΔЕ-эффекта в результате проведения цикла «нагрев-охлаждение» в случае проведения двухстадийной обработки меньше, чем в случае проведения только термомагнитной обработки. При этом при последующем проведении повторного цикла «нагрев-охлаждение» наблюдается практически полностью обратимый процесс изменения полевых зависимостей ΔЕ-эффекта при изменении температуры нагрева ленты (рис. 3.1.8).

Таким образом, независимо от характера и режима предварительной обработки аморфных металлических лент состава $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10}\text{Cr}_3\text{Si}_5\text{B}_{15}$ в них под действием магнитного поля наблюдается рост модуля упругости (положительный ΔЕ-эффект). Можно предположить, что причиной такого поведения магнитоупругих характеристик исследованных лент является невозможность наведения в процессе проведения предварительных обработок выраженной

одноосной анизотропии, что в свою очередь, может быть связано с особенностями состава ленты.

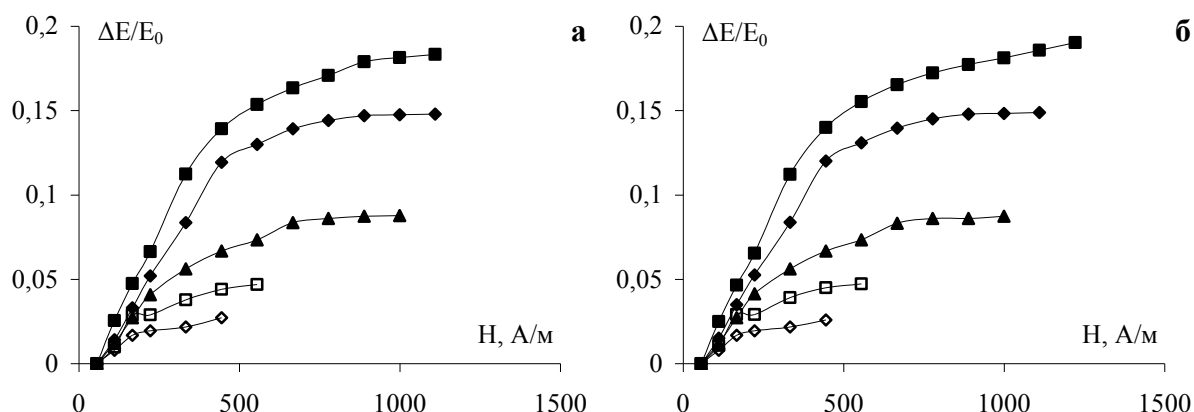


Рис. 3.1.8. Полевые зависимости величины ΔE -эффекта аморфных металлических лент состава $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10}\text{Cr}_3\text{Si}_5\text{B}_{15}$, прошедших термомагнитную обработку при температуре $T_{pre}=350^\circ\text{C}$ и дополнительную термическую обработку при температуре 200°C в течение 10 часов. 2-й цикл «нагрев-охлаждение». а – нагрев образца, б – охлаждение: ■ - $T=30^\circ\text{C}$, ♦ - $T=90^\circ\text{C}$, ▲ - $T=150^\circ\text{C}$, □ - $T=210^\circ\text{C}$, ◇ - $T=240^\circ\text{C}$.

Для выяснения этого вопроса рассмотрим более подробно влияние условий предварительной термомагнитной обработки и температуры нагрева на динамические магнитные характеристики аморфной металлической ленты состава $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10}\text{Cr}_3\text{Si}_5\text{B}_{15}$.

Влияние процесса «нагрев-охлаждение» на динамические магнитные параметры аморфных металлических лент состава $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10}\text{Cr}_3\text{Si}_5\text{B}_{15}$ прошедших термомагнитную обработку исследовалось индукционным методом в интервале от 20°C до 290°C при частоте перемагничивающего поля 1 кГц. Скорость линейного нагрева образца составляла $5^\circ\text{C}/\text{мин}$. Магнитное поле в процессе измерений прикладывалось вдоль длины полоски (перпендикулярно оси наведенной анизотропии).

На рис. 3.1.9 приведены петли гистерезиса аморфных металлических лент, прошедших предварительную термомагнитную обработку при $T_{pre}=330^\circ\text{C}$ в процессе цикла «нагрев-охлаждение». Из анализа петли гистерезиса, полученной

при комнатной температуре, следует, что после проведения термомагнитной обработки поле наведенной одноосной анизотропии лент не превышает 50-70 А/м. При этом достаточно высокое значение B_r свидетельствует о значительной составляющей намагниченности вдоль длины исследуемых лент в отсутствии постоянного магнитного поля.

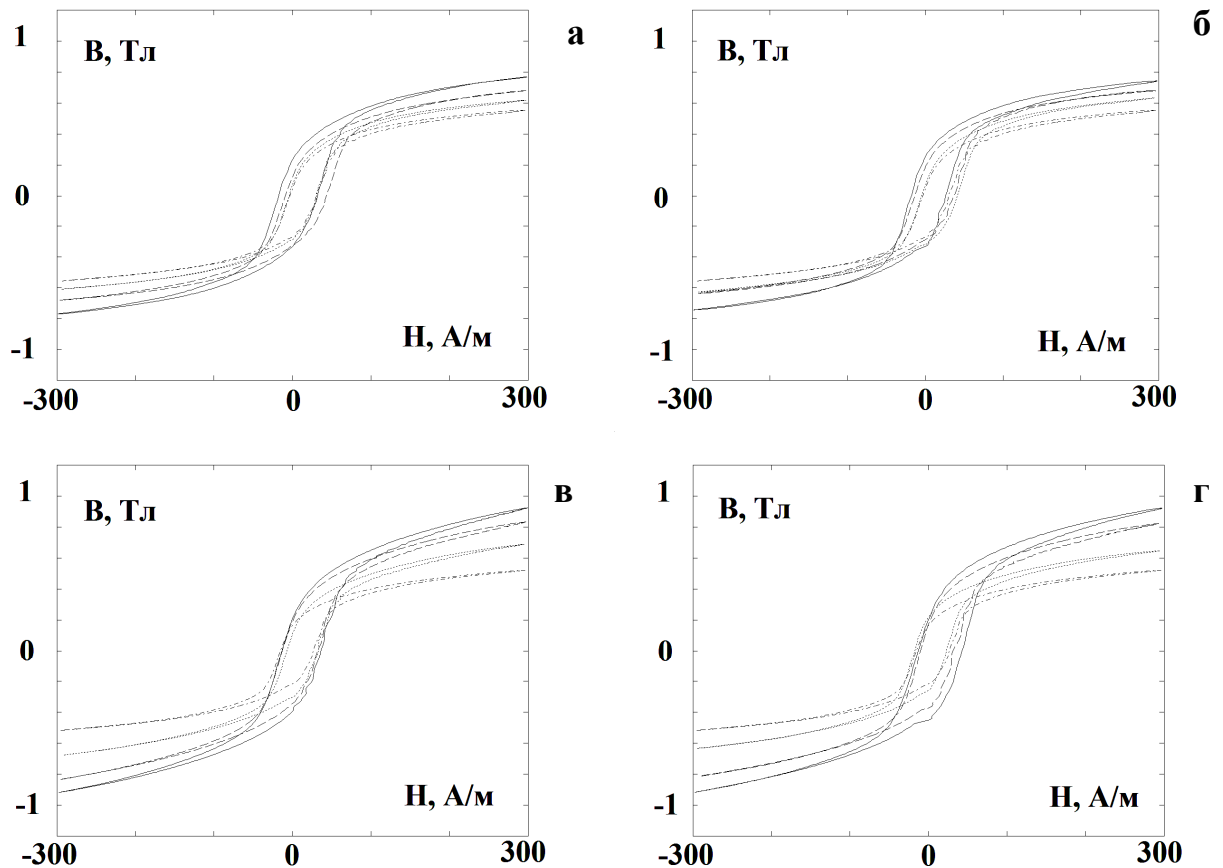


Рис. 3.1.9. Петли гистерезиса аморфных металлических лент состава $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10}\text{Cr}_3\text{Si}_{15}\text{B}_5$, прошедших термомагнитную обработку при $T_{pre}=330^\circ\text{C}$ в процессе цикла «нагрев-охлаждение». Максимальная температура нагрева: (а, б) - $T=210^\circ\text{C}$; (в, г) - $T=290^\circ\text{C}$. (а, в) - нагрев; (б, г) - остывание.

(а), (б) — 20°C — -190°C 200°C — · — 210°C
(в), (г) — 20°C — -200°C 260°C — · — 290°C

Малое значение поля одноосной наведённой анизотропии и относительно высокое значение B_r свидетельствуют о значительной величине угловой дисперсии анизотропии (отклонение локальных осей лёгкого намагничивания от макроскопической оси лёгкого намагничивания образца).

Нагрев ленты до $T=290^\circ\text{C}$ сопровождается уменьшением B_r и H_C . При этом наиболее заметные изменения динамических магнитных характеристик

наблюдаются при температурах нагрева близких к максимальным. Однако дальнейшее охлаждение ленты до комнатной температуры ведет к практически полному восстановлению первоначальных значений B_r и H_C .

Рост T_{pre} до 370^0C приводит к увеличению B_r и к уменьшению H_C (рис. 3.1.10). Однако качественных изменений в форме петли гистерезиса не происходит, что свидетельствует о неизменности механизма перемангничивания ленты. Более того, практически не изменяется характер изменения динамических магнитных параметров исследуемых лент при нагреве и последующем охлаждении (уменьшение B_r и H_C при нагреве и восстановление их первоначальных значений при охлаждении).

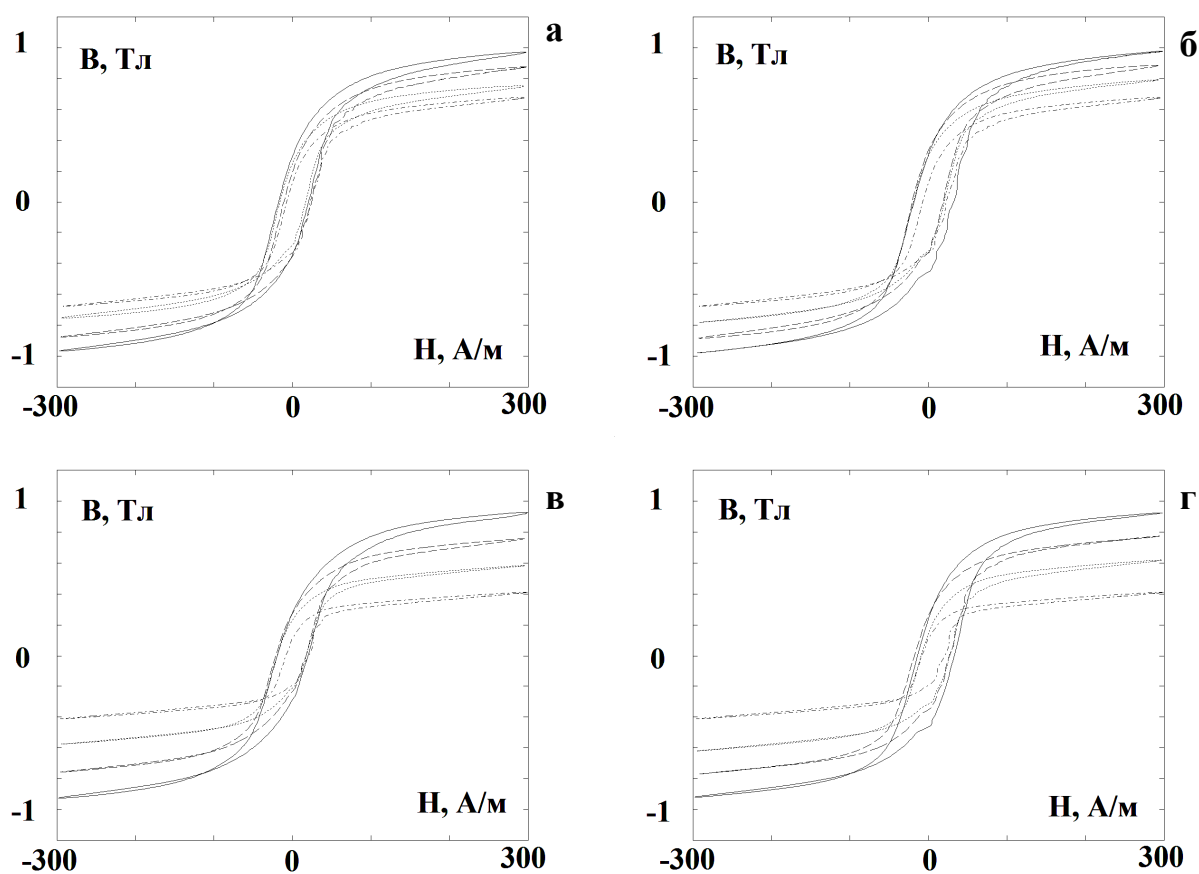


Рис. 3.1.10. Петли гистерезиса аморфных металлических лент состава $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10}\text{Cr}_3\text{Si}_{15}\text{B}_5$, прошедших термомагнитную обработку при $T_{pre}=370^0\text{C}$ в процессе цикла «нагрев-охлаждение». Максимальная температура нагрева: (а, б) - $T=210^0\text{C}$; (в, г) - $T=290^0\text{C}$. (а, в) - нагрев; (б, г) - остывание.

(а), (б) — 20^0C — -190^0C 200^0C — . — 210^0C

(в), (г) — 20^0C — -200^0C 260^0C — . — 290^0C

Наименьшая H_C и наибольшая B_r при комнатных температурах наблюдаются у лент, обработанных при $T_{pre}=410^0\text{C}$ (рис. 3.1.11). Вместе с тем, следует отметить, что увеличение T_{pre} лент состава $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10}\text{Cr}_3\text{Si}_{15}\text{B}_5$ не приводит к увеличению поля наведённой одноосной анизотропии. При этом характер процессов перестройки доменной структуры лент качественно не изменяется. Отметим также, что чем выше T_{pre} при терромагнитной обработке, тем значительнее изменения динамических магнитных параметров при проведении первого цикла «нагрев-охлаждение». Таким образом, даже при достаточно высоких температурах терромагнитной обработки в аморфных металлических лентах состава $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10}\text{Cr}_3\text{Si}_{15}\text{B}_5$ выраженной одноосной анизотропии не наводится.

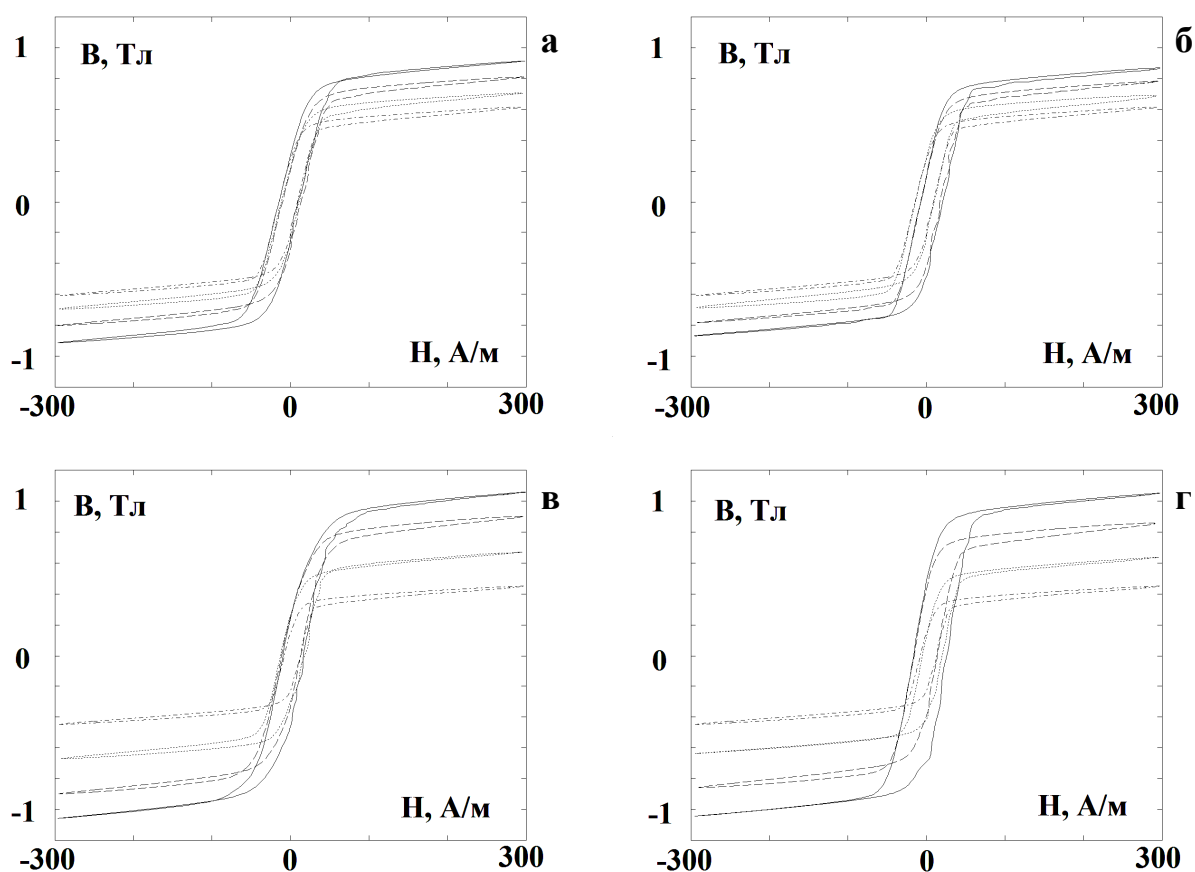


Рис. 3.1.11. Петли гистерезиса аморфных металлических лент состава $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10}\text{Cr}_3\text{Si}_{15}\text{B}_5$, прошедших терромагнитную обработку при $T_{pre}=410^0\text{C}$ в процессе цикла «нагрев-охлаждение». Максимальная температура нагрева: (а, б) - $T=210^0\text{C}$; (в, г) - $T=290^0\text{C}$. (а, в) - нагрев; (б, г) - остывание.

(а, б) — 20^0C — 190^0C 200^0C — . — 210^0C

(в, г) — 20^0C — 200^0C 260^0C — . — 290^0C

Обсудим возможные причины температурного поведения динамических магнитных параметров аморфных металлических лент состава $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10}\text{Cr}_3\text{Si}_{15}\text{B}_5$.

Считается, что добавление хрома за счет уменьшения железа приводит к повышению температуры кристаллизации из аморфного состояния в нанокристаллическое и, соответственно, к увеличению термической стабильности структуры сплава. Вместе с тем, хром по своему магнитному упорядочению является антиферромагнетиком. Обменное взаимодействие между его ионами отрицательно. Добавление хрома в ферромагнитный сплав приводит к тому, что атомы хрома окружают себя либо другими атомами хрома, либо атомами железа. При этом между ними осуществляется антиферромагнитное взаимодействие. Данное обстоятельство препятствует образованию наведенной одноосной анизотропии в процессе термомагнитной обработки.

Можно предположить, что в результате конкуренции между процессами наведения одноосной анизотропии и процессами упорядочения атомов хрома и железа в ленте возникает неоднородная магнитная структура с высокой угловой дисперсией анизотропии. Высказанное предположение позволяет объяснить уменьшение B_r при нагреве и ее увеличение при остывании ленты состава $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10}\text{Cr}_3\text{Si}_{15}\text{B}_5$, прошедшей термомагнитную обработку. Рост температуры нагрева приводит к уменьшению энергии антиферромагнитного обменного взаимодействия между атомами Cr и Fe, но незначительно влияет на поле наведённой одноосной анизотропии (что наглядно проявляется при $T_{pre}=370^\circ\text{C}$ и 410°C). В связи с этим, чем выше температура нагрева ленты, тем более однородной становится его магнитная структура, и тем меньше B_r . Дальнейшее охлаждение ленты до комнатной температуры практически не изменяет поля наведенной одноосной анизотропии, но увеличивает энергию антиферромагнитного упорядочения между атомами Cr и Fe. В результате величина B_r возрастает.

Наличие значительной угловой дисперсии анизотропии подтверждается снимком доменной структуры (рис. 3.1.12) участка ленты состава $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10}\text{Cr}_3\text{Si}_{15}\text{B}_5$, прошедшей термомагнитную обработку при $T_{pre}=350^\circ\text{C}$. Снимок получен с использованием метода магнитной силовой микроскопии. На рисунке контрастно

прослеживаются линии ряби намагниченности, перпендикулярные оси наведенной анизотропии ленты.

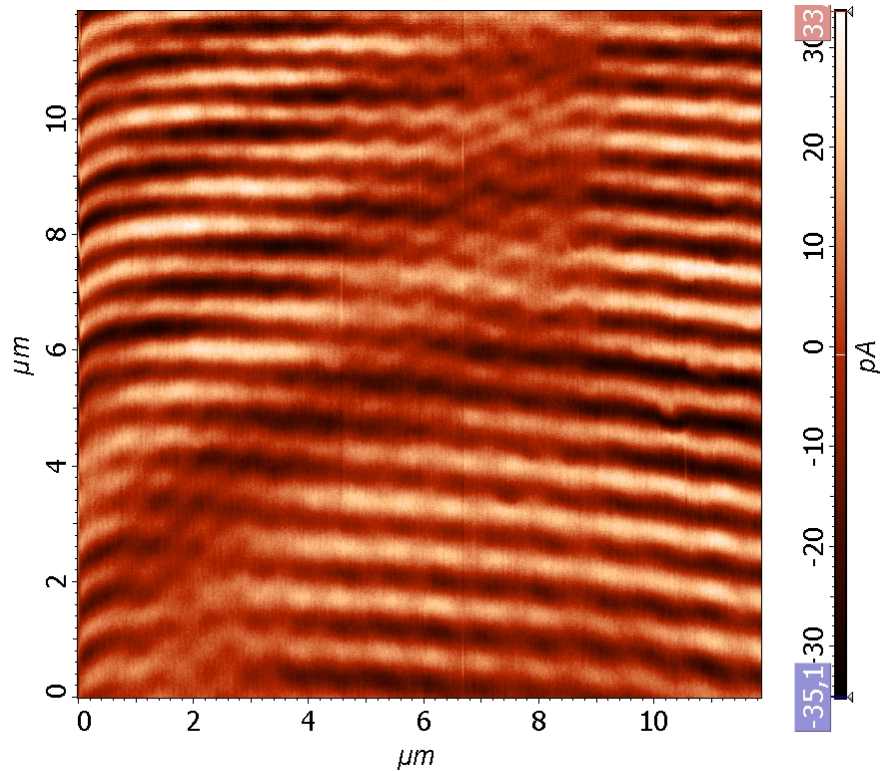


Рис. 3.1.12. Доменная структура ленты состава $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10}\text{Cr}_3\text{Si}_5\text{B}_{15}$, прошедшей термомагнитную обработку при температуре $T_{pre}=350^\circ\text{C}$

В свою очередь, угловая дисперсия анизотропии оказывает существенное влияние на процессы перестройки доменной структуры, а, следовательно, и на полевую зависимость ΔE -эффекта в аморфных металлических лентах. Выражение, описывающее полевую зависимость модуля упругости E_H в аморфных металлических лентах с наведенной одноосной анизотропией (ось легкого намагничивания перпендикулярна длине ленты), при котором основным механизмом перестройки доменной структуры является поворот намагниченности, может быть записано в виде:

$$E_H = E_0 \{1 + 9\lambda_s^2 \mu_0 M_S^2 H^2 E_0 / (2K - 3\lambda_s \sigma)\}^{-1} \quad (3.1.1)$$

где μ_0 - магнитная проницаемость вакуума, M_S - значение намагниченности насыщения, K - константа наведённой одноосной анизотропии, σ - величина прикладываемых переменных упругих напряжений. При этом, как следует из выражения (3.1.1), модуль упругости E_H уменьшается с ростом магнитного поля.

Следует отметить, что выражение (3.1.1) справедливо только при относительно низких значениях σ , когда ось легкого намагничивания ориентирована перпендикулярно длине ленты. В случае если $\sigma \approx 2K/3\lambda_s$, выражение (3.1.1) не может быть использовано для описания зависимости $E_H(H)$, так как ось легкого намагничивания ленты переориентируется вдоль линии приложения упругих напряжений. При этом основным механизмом перестройки доменной структуры ленты становится смещение доменных границ.

Максимальное абсолютное значение отрицательного ΔE -эффекта (минимум на полевой зависимости модуля упругости E_H) при протекании процесса однородного вращения намагниченности наблюдается в аморфных металлических лентах с одноосной наведённой анизотропией вблизи поля блох-неелевского перехода структуры доменных границ H_{b-n} [152]:

$$H_{b-n} = H_K (\gamma_{n,180} - \gamma_{b,180}) / (\gamma_{n,180} + \gamma_{b,180}) \quad (3.1.2)$$

где $H_K = 2K/\mu_0 M_S$ - поле наведенной одноосной анизотропии, $\gamma_{b,180}$ и $\gamma_{n,180}$ - поверхностные плотности энергии блоховских и неелевских доменных границ, соответственно. Учитывая, что в магнитомягких материалах толщиной несколько десятков микрон $\gamma_{n,180} \approx 6-8 \cdot 10^{-3}$ Дж/м² и $\gamma_{b,180} \approx 1-2 \cdot 10^{-3}$ Дж/м² [153], получим, что поле блох-неелевского перехода структуры доменных границ, а следовательно, и поле минимума на зависимости $\Delta E/E_0(H)$ должны находиться в интервале (0,6-0,8) H_K .

В рамках модели однородного вращения намагниченности условие возникновения отрицательного ΔE -эффекта в магнитострикционных ферромагнетиках с одноосной наведенной анизотропией записывается в виде [96]:

$$[9/(8K^2)] \lambda_s^2 \sigma \mu_0^2 H^2 M_S^2 \{ (4K - 3\lambda_s \sigma) / (2K - 3\lambda_s \sigma)^2 \} > (E_s - E_0) / E_s E_0 \quad (3.1.3)$$

Расчёты показывают, что при всех экспериментально наблюдаемых значениях магнитных и магнитоупругих параметров металлических лент с одноосной наведенной анизотропией ($M_S = (1,5-2) \cdot 10^6$ А/м, $K = (20-300)$ Дж/м³, $\lambda_s = 3 \cdot 10^{-5}$, $\sigma = (0,5-1,0) \cdot 10^6$ Па, $E_s = 2 \cdot 10^{11}$ Па, $E_0 = 1,4 \cdot 10^{11}$ Па) в области относительно слабых H должен наблюдаться отрицательный ΔE -эффект. Лишь для образцов, имеющих высокие значения поля одноосной наведенной анизотропии ($K > 400$ Дж/м³) возможно возникновение положительного ΔE -эффекта. Однако, как следует из анализа

петель гистерезиса, такие значения поля наведенной анизотропии в исследованных лентах не наблюдаются.

Рассмотрим теперь влияние угловой дисперсии анизотропии на характер процесса перестройки доменной структуры одноосного ферромагнетика (рис. 3.1.13) толщиной несколько десятков микрон. Противоположно намагниченные домены разделены блоховскими доменными границами. В результате влияния угловой дисперсии анизотропии происходит увеличение энергии блоховских доменных границ, связанное с возникновением на их участках однополярных магнитных полюсов, блокирующих процессы поворота намагниченности.

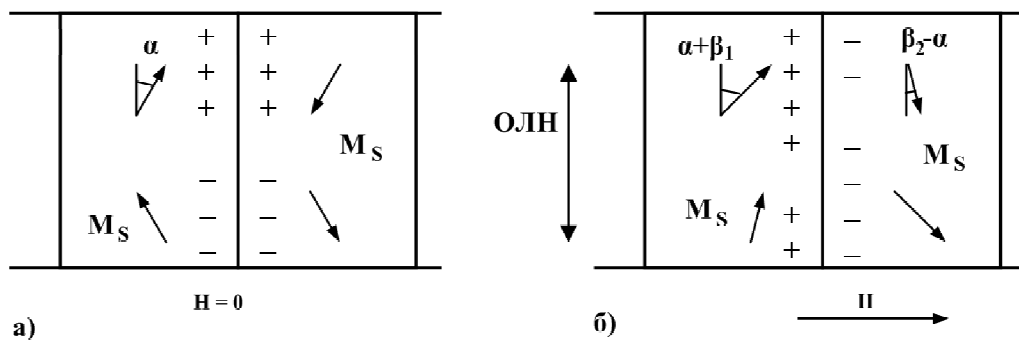


Рис. 3.1.13. Схема распределения намагниченности в соседних доменах. а) первоначальное распределение намагниченности; б) распределение намагниченности в магнитном поле H .

Магнитное поле, приложенное перпендикулярно средней (макроскопической) оси легкого намагничивания образца, уменьшает угловую дисперсию анизотропии, и, следовательно, уменьшает энергию блоховских доменных границ. С учетом энергии блоховских доменных границ, выражение для углов $\beta_{1,2}$ поворота намагниченности в противоположно намагниченных доменах, в первом приближении, может быть записано в виде:

$$\sin \beta_{1,2} \approx \mu_0 H / 2(K \pm A n_b \gamma_b) \quad (3.1.4)$$

где $A=A(H)>1$ - коэффициент, учитывающий влияние угловой дисперсии анизотропии на поверхностную плотность энергии γ_b блоховских доменных границ, уменьшающийся с ростом H , n_b - концентрация блоховских доменных границ. Выражение для поверхностной плотности энергии доменных границ γ_b , с

учетом энергии полей рассеяния неоднородной структуры намагниченности, может быть записано, согласно [153], в виде:

$$\gamma_b = \gamma_{b,180} + t^2 \mu_0^2 M_S^2 (\sin \alpha_1 - \sin \alpha_2)^2 / 7.4d \quad (3.1.5)$$

где t - длина волны угловой дисперсии анизотропии, d - расстояние между доменными границами, $\alpha_1(H)$ и $\alpha_2(H)$ - углы отклонения намагниченности от среднего направления ОЛН в соседних доменах. Проведем приблизительную оценку величины второго члена в выражении (3.1.5) для следующих значений параметров: $M_S = 1.8 \cdot 10^6$ А/м, $\Delta\alpha = \alpha_2 - \alpha_1 \approx 8^\circ - 10^\circ$, $t \approx 10^{-4}$ м, $d = 10^{-4}$ м ($n_b \approx 10000$ м⁻¹). В этом случае значения второго члена в выражении (3.1.5) составляют $3,5 - 4 \cdot 10^{-3}$ Дж/м³, а значения $\gamma_b \approx 4 - 6 \cdot 10^{-3}$ Дж/м². Таким образом, величина поля H_{bn} блох-неелевского перехода структуры доменных границ становится очень малой (единицы А/м), и, как следствие этого, сложно измеримой.

Таким образом, рост модуля упругости E_H под действием магнитного поля в металлических лентах состава $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10}\text{Cr}_3\text{Si}_5\text{B}_{15}$, прошедших предварительную термомагнитную обработку, можно объяснить низким значением поля наведенной анизотропии и значительной угловой дисперсией намагниченности, что в свою очередь связано с присутствием в составе ленты хрома.

§3.2. ΔЕ-эффект в аморфных металлических лентах состава $\text{Fe}_{64}\text{Co}_{21}\text{B}_{15}$, прошедших предварительную термомагнитную обработку.

В данном параграфе представлены результаты исследований температурных зависимостей ΔЕ-эффекта аморфных металлических лент состава $\text{Fe}_{64}\text{Co}_{21}\text{B}_{15}$ в виде узких полосок, длиной $5 \cdot 10^{-2}$ м, толщина $2,5 \cdot 10^{-5}$ м и шириной $1 \cdot 10^{-3}$ м. Перед проведением непосредственных измерений образцы проходили предварительную термомагнитную обработку в вакууме 10^{-3} мм.рт.ст. в течение 20 мин. Температура обработки варьировалась в диапазоне от 250°C до 350°C . Напряжённость магнитного поля во время предварительной обработки составляла $7 \cdot 10^4$ А/м, магнитное поле прикладывалось в направлении, перпендикулярном длине образцов. Целью проведения предварительной термомагнитной обработки образцов в вакууме являлось снятие в образцах внутренних закалочных

напряжений и наведение в лентах одноосной анизотропии, с осью лёгкого намагничивания, ориентированной перпендикулярно длине образцов.

В процессе проведения измерений ΔE -эффекта температура нагрева лент варьировалась в диапазоне 30°C до 240°C с шагом 30°C , после чего образец охлаждался до 30°C .

На рисунке 3.2.1 приведены графики зависимости величины ΔE -эффекта от H для ленты прошедшей термомагнитную обработку при температуре 290°C в процессе ее нагрева (рис. 3.2.1а), а затем охлаждения (рис. 3.2.1б). Как следует из полученных результатов, при нагреве ленты в интервале от 30°C до 240°C на зависимостях $\Delta E/E_0(H)$ наблюдается отрицательный ΔE -эффект, максимальное абсолютное значение которого уменьшается с ростом T . При этом поле H_{max} достижения максимального абсолютного значения отрицательного ΔE -эффекта смещается в область меньших значений. При увеличении температуры нагрева до 270°C - 300°C в исследуемых лентах наблюдается положительный ΔE -эффект (т.е. рост модуля упругости с увеличением H), насыщение которого происходит в относительно слабых магнитных полях.

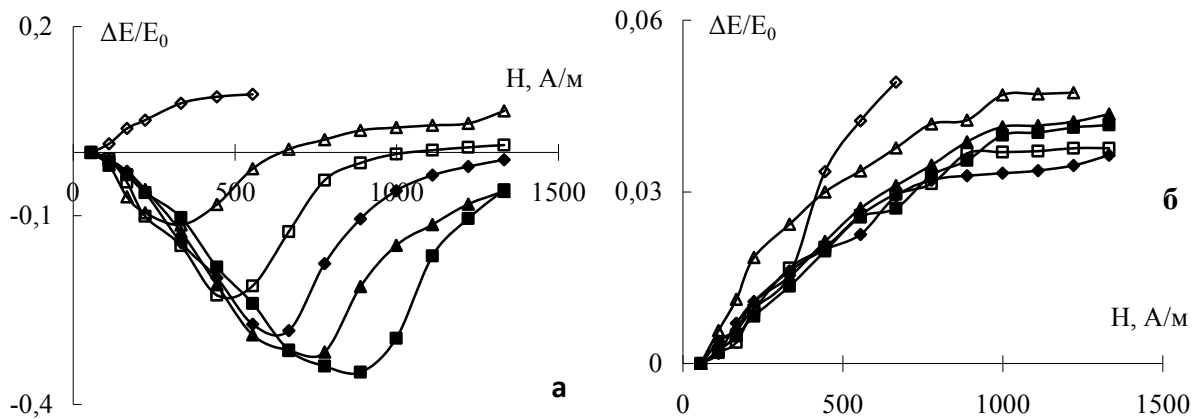


Рис. 3.2.1. Зависимости величины ΔE -эффекта от магнитного поля H в аморфных металлических лентах состава $\text{Fe}_{64}\text{Co}_{21}\text{B}_{15}$, прошедших предварительную термомагнитную обработку при температуре $T_{pre}=290^{\circ}\text{C}$, первый цикл «нагрев-охлаждение», а - нагрев, б - охлаждение. Температуры: $\blacksquare$ - $T=30^{\circ}\text{C}$, $\blacktriangle$ - $T=90^{\circ}\text{C}$, $\blacklozenge$ - $T=150^{\circ}\text{C}$, $\square$ - $T=210^{\circ}\text{C}$, $\triangle$ - $T=240^{\circ}\text{C}$, $\lozenge$ - $T=300^{\circ}\text{C}$.

Последующее охлаждение от 300°C до 30°C не приводит к появлению отрицательного ΔE -эффекта, а сопровождается ростом E_H с увеличением H (рис.

3.2.1б). При этом наблюдается уменьшение величины ΔE -эффекта по сравнению с образцом не прошедшим цикл «нагрев-охлаждение». Такие результаты свидетельствуют о том, что в процессе нагрева ленты до температур $T > 240^\circ\text{C}$ происходит разрушение одноосной наведенной анизотропии, и изменение механизма намагничивания ленты от поворота намагниченности к смещению не 180° -ных доменных границ. Отметим также, что повторный нагрев и охлаждение ленты в интервале температур $30^\circ\text{--}300^\circ\text{C}$ не приводит к дальнейшим заметным изменениям на зависимости $\Delta E/E_0(H)$.

С целью изучения влияния температур терромагнитной обработки и нагрева на температурную зависимость поля максимума абсолютного значения отрицательного ΔE -эффекта последующие образцы проходили термоциклирование в интервале $30^\circ\text{--}210^\circ\text{C}$. На рисунке 3.2.2 приведены графики зависимости величины $\Delta E/E_0(H, T)$ аморфных лент в процессе цикла «нагрев-охлаждение» прошедших терромагнитную обработку при 310°C , соответственно. Как следует из приведенных зависимостей, при всех температурах нагрева в исследуемых лентах наблюдается отрицательный ΔE -эффект (рис. 3.2.2а). При последующем охлаждении ленты в них также наблюдается отрицательный ΔE -эффект, но его абсолютное максимальное значение уменьшается. Похожие результаты получены и при других температурах терромагнитной обработки в интервале $250^\circ\text{--}350^\circ\text{C}$.

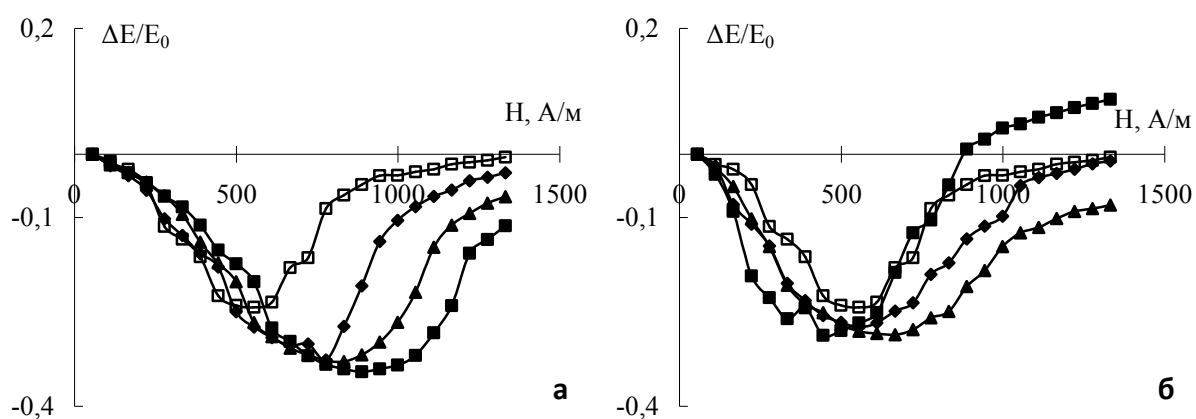


Рис. 3.2.2. Зависимости величины ΔE -эффекта от внешнего магнитного поля H в аморфных металлических лентах состава $\text{Fe}_{64}\text{Co}_{21}\text{B}_{15}$, прошедших предварительную терромагнитную обработку при температуре $T_{pre}=310^\circ\text{C}$, первый цикл «нагрев-охлаждение», а - нагрев, б - охлаждение. Температуры: ■ - $T=30^\circ\text{C}$, ▲ - $T=90^\circ\text{C}$, ◆ - $T=150^\circ\text{C}$, □ - $T=210^\circ\text{C}$.

Как и в вышерассмотренном случае, поле H_{max} достижения максимального абсолютного значения отрицательного ΔE -эффекта уменьшается с ростом T . Температура термомагнитной обработки оказывает значительное влияние на зависимость $H_{max}(T)$. На рисунке 3.2.3 приведены графики зависимости $H_{max}(T)$, полученные в процессе нагрева лент, прошедших обработку в магнитном поле при различных температурах. Наибольшие значения H_{max} наблюдаются для лент, прошедших термомагнитную обработку при 310^0C , а наименьшие - при 250^0C . В первом приближении можно считать характер зависимости $H_{max}(T)$ линейным. Некоторое уменьшение значений H_{max} для лент, прошедших термомагнитную обработку при температурах 330^0C и 350^0C , вероятно, связано с уменьшением поля наведенной одноосной анизотропии лент, в результате протекания в них процессов кристаллизации.

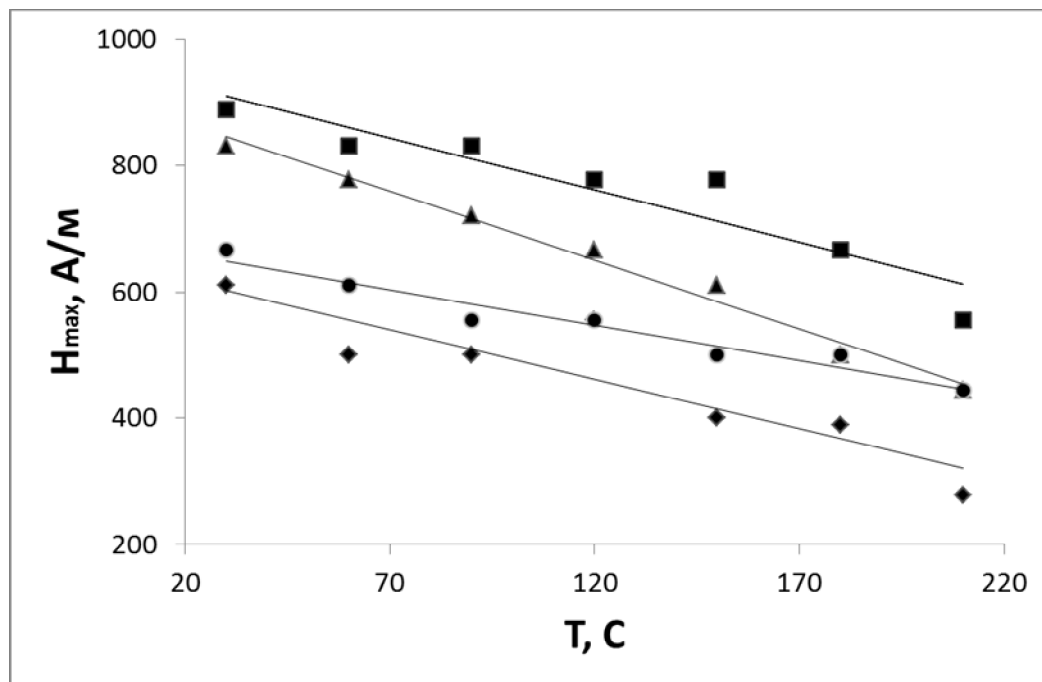


Рис. 3.2.3. Графики зависимости $H_{max}(T)$, полученные в процессе нагрева лент, прошедших обработку в магнитном поле при различных температурах. $\blacklozenge$ - $T=250^0\text{C}$; $\blacktriangle$ - $T=290^0\text{C}$; $\blacksquare$ - $T=310^0\text{C}$; $\bullet$ - $T=350^0\text{C}$;

Зависимость модуля упругости в магнитном поле $E_{H,b}$ с учетом энергии блоховских доменных границ записывается в виде [154]:

$$E_{H,b} = E_0 \left\{ 1 + \frac{9\lambda_s^2 \mu_0^2 M_s^2 H^2 E_0}{(2K - 3\lambda_s \sigma - 2n_b \gamma_{b,180})^3} \right\}^{-1} \quad (3.2.1)$$

а с учётом энергии неелевских доменных границ $E_{H,n}$ - в виде:

$$E_{H,n} = E_0 \left\{ 1 + \frac{9\lambda_s^2 (\mu_0^2 M_s^2 H^2 + 2n_n \gamma_{n,180})^2 E_0}{(2K - 3\lambda_s \sigma - 2n_n \gamma_{n,180})^3} \right\}^{-1} \quad (3.2.2)$$

где μ_0 - магнитная проницаемость вакуума, M_s - намагниченность насыщения, K - константа одноосной наведённой анизотропии, λ_s - магнитострикция насыщения, σ - величина прикладываемых упругих напряжений, n_b и n_n - плотности неелевских и блоховских доменных границ, соответственно, $\gamma_{b,180}$ и $\gamma_{n,180}$ - поверхностные плотности энергии блоховских и неелевских доменных границ, соответственно. При этом (3.2.1) описывает уменьшение модуля упругости с ростом H , а (3.2.2) - его увеличение. Следует отметить, что увеличение $E_{H,n}$ с ростом H достигается за счёт линейного увеличения n_n [154]. Переход от блоховской структуры доменных границ к неелевской и, как следствие этого, минимум на зависимости $\Delta E/E_0(H)$ в лентах с одноосной наведенной магнитной анизотропией наблюдается в окрестности магнитного поля $H_{b,n}$, записываемого в виде:

$$H_{b,n} = H_{\max} = H_k (\gamma_{n,180} - \gamma_{b,180}) / (\gamma_{n,180} + \gamma_{b,180}) \quad (3.2.3)$$

Т.к. значение отношение $(\gamma_{n,180} - \gamma_{b,180}) / (\gamma_{n,180} + \gamma_{b,180})$ не зависит от величины поля одноосной наведенной анизотропии, то характер зависимости $H_{\max}(T)$ аналогичен характеру зависимости $H_k(T)$. Таким образом, температурная зависимость поля одноосной наведенной анизотропии аморфных металлических лент состава $\text{Fe}_{64}\text{Co}_{21}\text{B}_{15}$, прошедших обработку в магнитном поле в интервале $250^0\text{-}350^0\text{C}$ близка к линейной ($H_k(T) \sim 1/T$). Такая температурная зависимость поля наведенной одноосной анизотропии в исследованных лентах от температуры нагрева свидетельствует о том, что основным механизмом наведения анизотропии при проведении термомагнитной обработки является механизм направленного упорядочения пар атомов.

Повторный нагрев лент также приводит к изменениям хода полевых зависимостей ΔE -эффекта, однако, эти изменения значительно меньше, чем при первом цикле. Так, повторный нагрев лент практически не оказывает влияния на качественный ход полевых зависимостей ΔE -эффекта для образцов, прошедших термомагнитную обработку в интервале от 250^0C до 350^0C . Вместе с тем, в результате проведения повторного цикла «нагрев-охлаждение» наблюдается уменьшение абсолютного максимального значения отрицательного ΔE -эффекта, а

также некоторое смещение минимума на зависимости $\Delta E/E_0(H)$ в область меньших магнитных полей, (рис. 3.2.4).

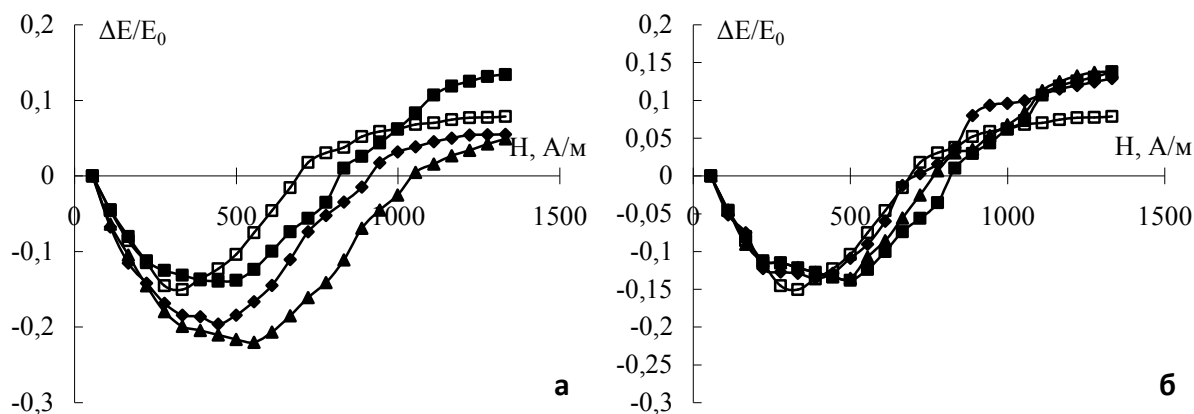


Рис. 3.2.4. Зависимости величины ΔE -эффекта от внешнего магнитного поля H в аморфных металлических лентах состава $\text{Fe}_{64}\text{Co}_{21}\text{B}_{15}$, прошедших предварительную термомагнитную обработку при температуре $T_{pre}=290^\circ\text{C}$, второй цикл «нагрев-охлаждение», а - нагрев, б - охлаждение. Температуры: ■ - $T=30^\circ\text{C}$, ▲ - $T=90^\circ\text{C}$, ◆ - $T=150^\circ\text{C}$, □ - $T=210^\circ\text{C}$.

Для подтверждения сделанных выводов рассмотрим поведение динамических магнитных параметров и их изменения в результате температурных воздействий в аморфных металлических лентах состава $\text{Fe}_{64}\text{Co}_{21}\text{B}_{15}$, прошедших предварительную термомагнитную обработку.

На рисунке 3.2.5 приведены петли гистерезиса аморфных металлических лент состава $\text{Fe}_{64}\text{Co}_{21}\text{B}_{15}$ прошедших термомагнитной обработки при $T_{pre}=250^\circ\text{C}$ в процессе цикла «нагрев-охлаждение» в интервалах температур от 20°C до 210°C и от 20°C до 290°C , соответственно. Форма петли гистерезиса ленты, полученной при комнатной температуре, свидетельствует о том, что преобладающим механизмом перестройки доменной структуры является процесс поворота намагниченности, что характерно для лент с одноосной наведённой анизотропией.

Как следует из анализа петель гистерезиса, с ростом температуры нагрева происходит рост H_C и B_r ленты. Такой рост тем значительнее, чем больше температура максимального нагрева ленты. При охлаждении лент состава $\text{Fe}_{64}\text{Co}_{21}\text{B}_{15}$ до комнатной температуры наблюдается увеличение B_r и H_C . Вид петель гистерезиса свидетельствует о том, что при повышении температуры нагрева до 210°C наведённая одноосная анизотропия в лентах состава $\text{Fe}_{64}\text{Co}_{21}\text{B}_{15}$,

прошедших термомагнитную обработку при 250°C , разрушается, а основным механизмом намагничивания становится процесс смещения доменных границ.

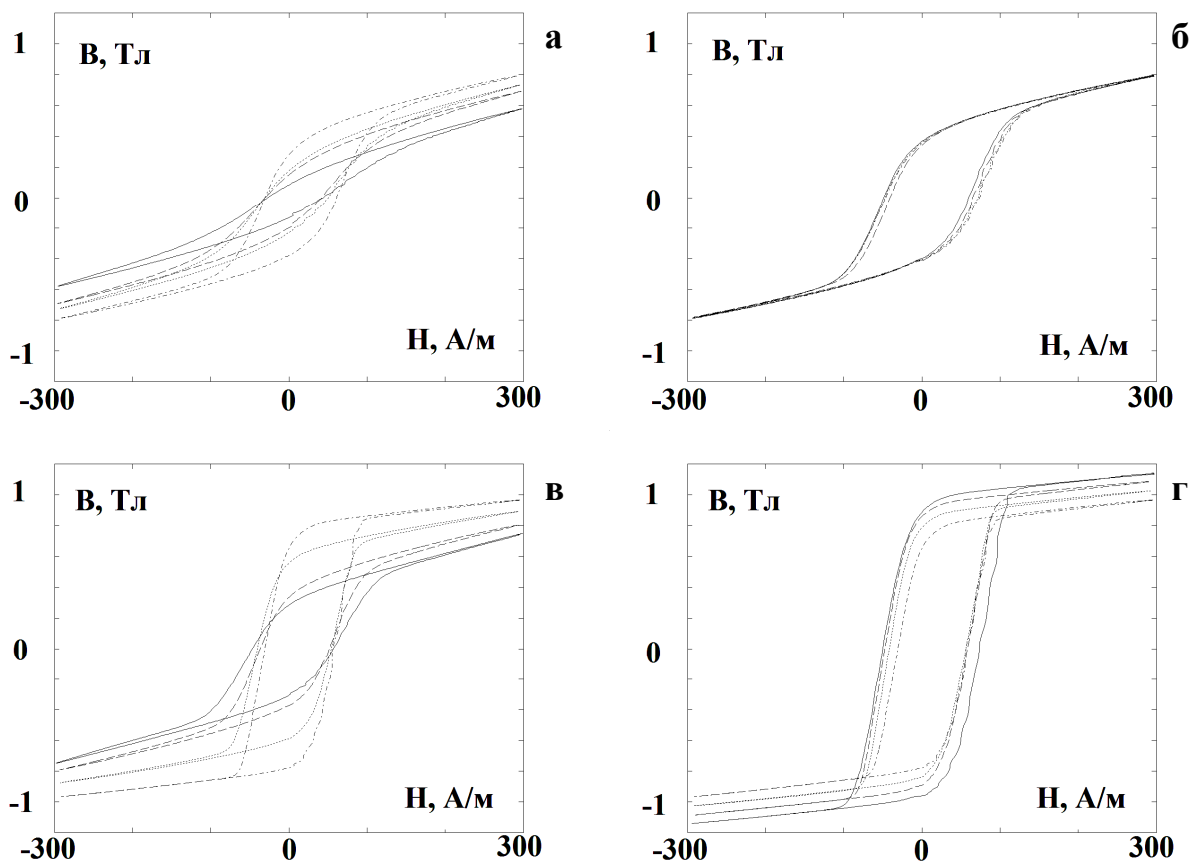


Рис. 3.2.5. Петли гистерезиса аморфных металлических лент состава $\text{Fe}_{64}\text{Co}_{21}\text{B}_{15}$, прошедших термомагнитную обработку при $T_{pre}=250^{\circ}\text{C}$ в процессе цикла «нагрев-охлаждение». Максимальная температура нагрева: (а, б) - $T=210^{\circ}\text{C}$; (в, г) - $T=290^{\circ}\text{C}$. (а, в) - нагрев; (б, г) - остывание.

(а), (б) — 20°C — -190°C 200°C — · — 210°C

(в), (г) — 20°C — -200°C 260°C — · — 290°C

При дальнейшем охлаждении ленты до комнатной температуры одноосная анизотропия не восстанавливается. Более того, охлаждение лент способствует наведению одноосной анизотропии вдоль длины полоски, что может быть обусловлено эффектом анизотропии формы образца [152].

На рисунке 3.2.6 приведены петли гистерезиса аморфных металлических лент состава $\text{Fe}_{64}\text{Co}_{21}\text{B}_{15}$ прошедших термомагнитную обработку при $T_{pre}=290^{\circ}\text{C}$. Петли гистерезиса свидетельствуют о наличии в них при комнатной температуре выраженной наведенной одноосной анизотропии. Доминирующим механизмом

перестройки доменной структуры является поворот намагниченности. Рост температуры нагрева ленты до 210°C не меняет характера зависимости $B(H)$, хотя и увеличивает B_r и H_C , но не разрушает наведенную одноосную анизотропию. Последующее охлаждение ленты до комнатной температуры практически не изменяет её магнитные параметры.

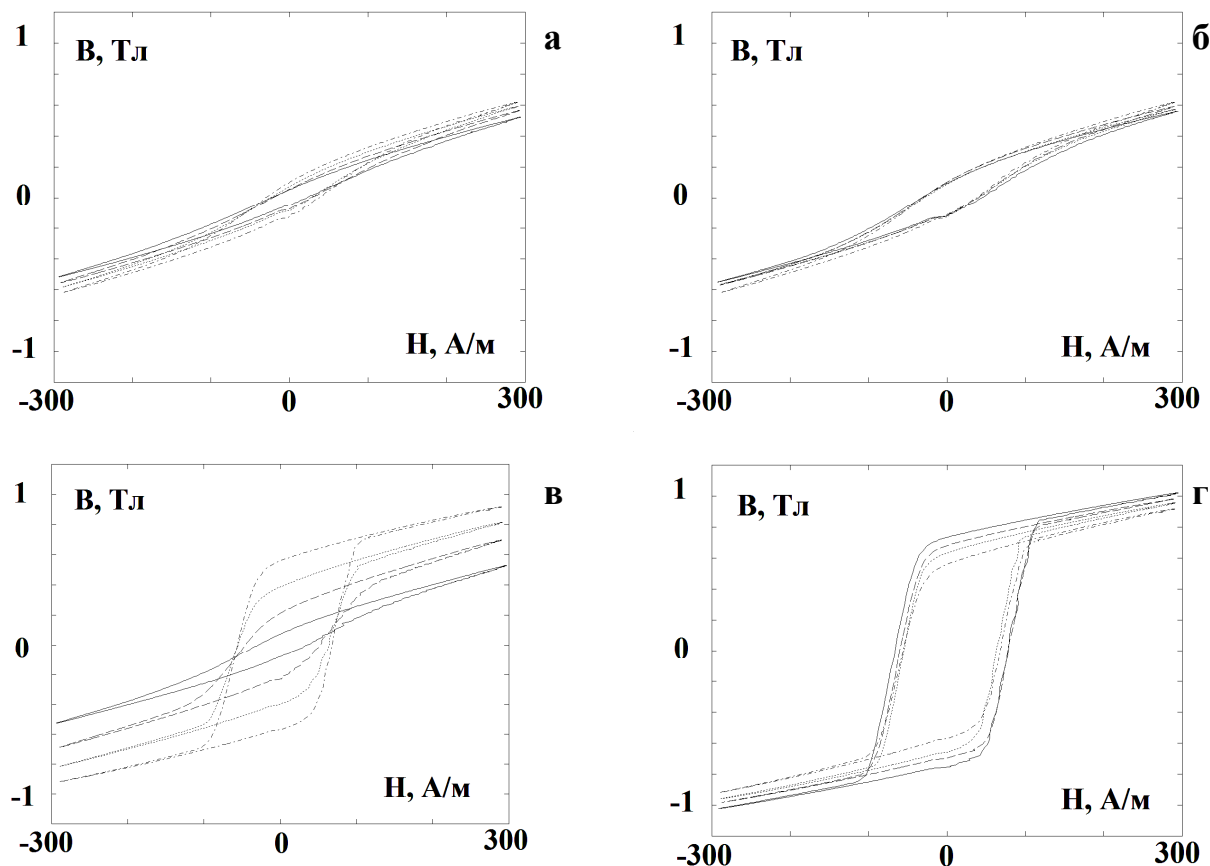


Рис. 3.2.6. Петли гистерезиса аморфных металлических лент состава $\text{Fe}_{64}\text{Co}_{21}\text{B}_{15}$, прошедших термомагнитную обработку при $T_{pre}=290^{\circ}\text{C}$ в процессе цикла «нагрев-охлаждение». Максимальная температура нагрева: (а, б) - $T=210^{\circ}\text{C}$; (в, г) - $T=290^{\circ}\text{C}$. (а, в) - нагрев; (б, г) - остывание.

(а), (б) — 20°C — -190°C 200°C — · — 210°C

(в), (г) — 20°C — -200°C 260°C — · — 290°C

В свою очередь, нагрев ленты до 290°C ведет к резкому увеличению H_C и B_r , что свидетельствует о разрушении наведенной одноосной анизотропии и переходу к перемagnetиванию смещением доменных границ. Охлаждение ленты до комнатных температур вызывает дальнейший значительный рост H_C и B_r , что

связывается с процессами стабилизации доменной структуры в результате направленного упорядочения пар атомов Fe и Co.

Петли гистерезиса аморфных металлических лент состава $\text{Fe}_{64}\text{Co}_{21}\text{B}_{15}$ прошедших термомагнитную обработку при $T_{pre}=350^{\circ}\text{C}$ (рис. 3.2.7) свидетельствуют о наличии в них наведённой одноосной анизотропии и преобладании механизма вращения намагниченности в процессе перестройки доменной структуры даже при нагреве до 290°C . Однако последующее охлаждение ленты до комнатных температур приводит к резкому увеличению H_C и B_r и, по всей видимости, к разрушению наведённой анизотропии.

Такое поведение магнитных параметров может быть обусловлено совокупностью действия следующих факторов:

1. Выходом из глубины ленты к ее приповерхностным областям избыточного свободного объема с дальнейшим его замораживанием в процессе охлаждения.
2. Процессами стабилизации доменных границ, протекающими при охлаждении аморфной ленты [109].
3. Эффектом анизотропии формы.

Из полученных зависимостей следует, что температура нагрева, при которой происходит разрушение наведённой одноосной анизотропии, определяется температурой проведения термомагнитной обработки (чем выше температура термообработки, тем выше температура разрушения наведённой одноосной анизотропии). Однако температура, при которой происходит разрушение наведённой одноосной анизотропии всегда ниже, чем температура проведения термомагнитной обработки.

Разрушение наведённой одноосной анизотропии в исследуемых лентах сопровождается увеличением коэрцитивной силы и остаточной индукции лент, а также изменением механизма перемещения доменных границ (переход от процесса вращения намагниченности к процессу смещения доменных границ). Охлаждение ленты от максимальной температуры нагрева до комнатной температуры также сопровождается ростом коэрцитивной силы и остаточной индукции, что связывается с процессами стабилизации доменных границ.

В процессе второго цикла «нагрев-охлаждение» температурный гистерезис магнитных параметров, таких как B_r и H_C , составляет не более 3%. Следовательно,

можно утверждать, что проведение первого цикла «нагрев-охлаждение» (при максимальной температуре нагрева 290°C) после предварительной обработки лент состава $\text{Fe}_{64}\text{Co}_{21}\text{B}_{15}$ позволяет стабилизировать их атомную и магнитную структуру.

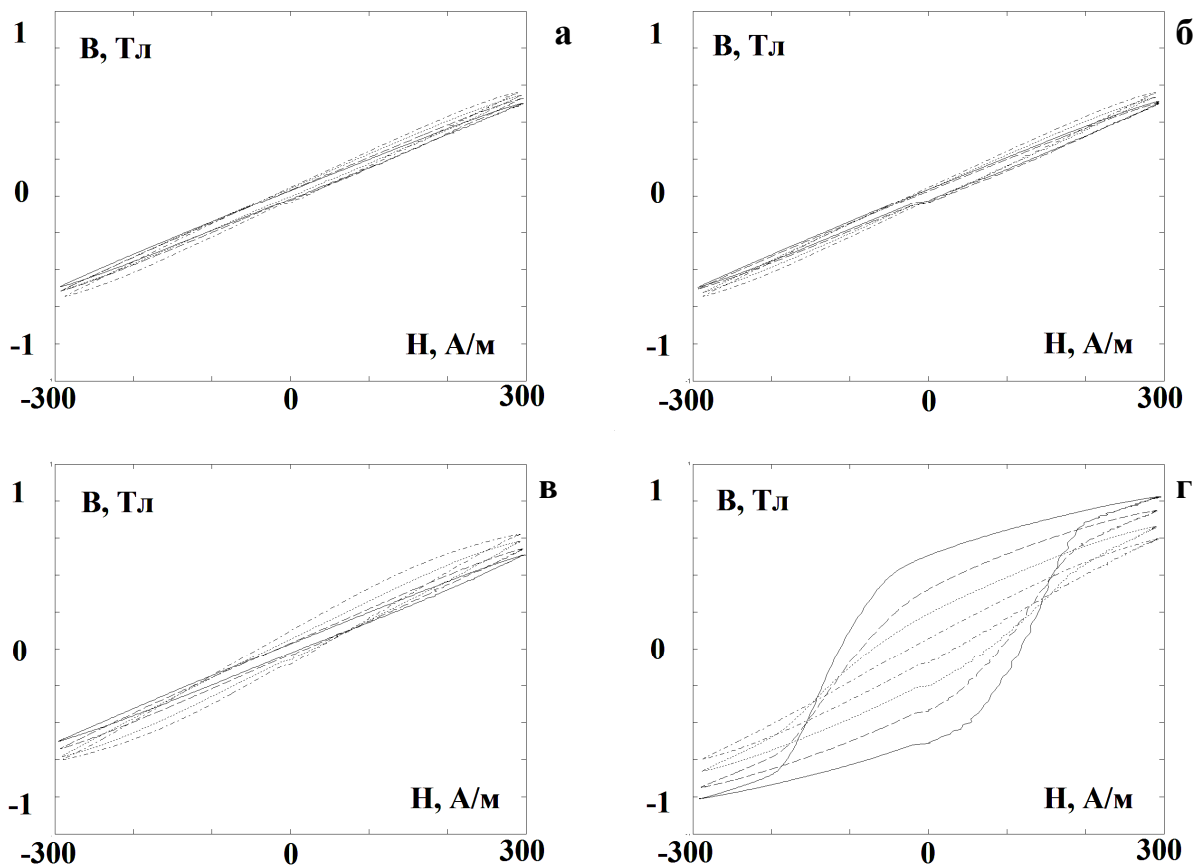


Рис. 3.2.7. Петли гистерезиса аморфных металлических лент состава $\text{Fe}_{64}\text{Co}_{21}\text{B}_{15}$, прошедших терромагнитную обработку при $T_{pre}=350^{\circ}\text{C}$ в процессе цикла «нагрев-охлаждение». Максимальная температура нагрева: (а, б) - $T=210^{\circ}\text{C}$; (в, г) - $T=290^{\circ}\text{C}$. (а, в) - нагрев; (б, г) - остывание.

(а), (б) — 20°C — -190°C 200°C — · — 210°C

(в), (г) — 20°C — -200°C 260°C — · — 290°C

Таким образом, проведённые исследования влияния температуры на изменения динамических магнитных параметров аморфных металлических лент состава $\text{Fe}_{64}\text{Co}_{21}\text{B}_{15}$, подтверждают выводы, сделанные ранее при изучении влияния температуры нагрева лент на ход полевых зависимостей ΔE -эффекта. Рост температуры терромагнитной обработки от 250°C до 350°C сопровождается развитием наведенной одноосной анизотропии, что выражается в уменьшении их

остаточной индукции и коэрцитивной силы. Рост температуры последующего нагрева ленты до 290°C и ее охлаждение до комнатных температур приводит к разрушению наведённой одноосной анизотропии

На основании проведенных исследований влияния температуры нагрева на характер полевых зависимостей ΔE -эффекта аморфных металлических лент состава $\text{Fe}_{64}\text{Co}_{21}\text{B}_{15}$, прошедших обработку в магнитном поле в интервале температур 250°C - 350°C могут быть сделаны следующие выводы:

1. В исследуемых лентах при относительно низких температурах нагрева ($T \leq 240^{\circ}\text{C}$) наблюдается отрицательный ΔE -эффект, который при более высоких температурах ($T > 240^{\circ}\text{C}$) сменяется положительным. При дальнейшем охлаждении лент до комнатной температуры отрицательный ΔE -эффект в них не возникает. Такой результат связан с разрушением наведенной термомагнитной обработкой одноосной анизотропии.

2. Процесс термоциклирования исследуемых лент в интервале температур от 30°C до 210°C не приводит к исчезновению отрицательного ΔE -эффекта. Вместе с тем, абсолютное максимальное значение отрицательного ΔE -эффекта в результате проведения термоциклирования уменьшается.

3. С увеличением температуры нагрева максимальное абсолютное значение отрицательного ΔE -эффекта и магнитное поле его достижения уменьшается. Уменьшение поля достижения максимума абсолютного значения отрицательного ΔE -эффекта и поля наведенной термомагнитной обработкой одноосной анизотропии с ростом температуры нагрева в интервале от 30°C до 210°C близко к линейному, что свидетельствует о преобладающей роли направленного упорядочения пар атомов переходных металлов в механизме наведения одноосной анизотропии в исследованных лентах.

Выводы по главе 3.

В результате проведенных исследований влияния температуры нагрева на характер полевых зависимостей ΔE -эффекта в аморфных металлических лентах составов $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10}\text{Cr}_3\text{Si}_5\text{B}_{15}$ и $\text{Fe}_{64}\text{Co}_{21}\text{B}_{15}$, прошедших предварительную термомагнитную обработку, могут быть сделаны следующие выводы:

Рост модуля упругости E_H во всем интервале действующего магнитного поля в аморфных металлических лентах состава $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10}\text{Cr}_3\text{Si}_5\text{B}_{15}$, прошедших предварительную термомагнитную обработку, можно объяснить низким значением поля наведённой анизотропии и значительной угловой дисперсией намагниченности. При нагреве даже до сравнительно низких температур, меньших температуры предварительной обработки, дальнейшее остывание ленты не приводит к достижению первоначальных значений ΔE -эффекта. Такой результат свидетельствует о том, что в лентах состава $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10}\text{Cr}_3\text{Si}_5\text{B}_{15}$ проведение термомагнитной обработки не приводит к наведению выраженной одноосной анизотропии, что в свою очередь, связано с наличием в составе ленты хрома.

В свою очередь, в аморфных металлических лентах состава $\text{Fe}_{64}\text{Co}_{21}\text{B}_{15}$, прошедших термомагнитную обработку в интервале температур от 250^0 до 350^0C наблюдается выраженная одноосная анизотропия, которая проявляется в возникновении отрицательного ΔE -эффекта. Термоциклирование лент состава $\text{Fe}_{64}\text{Co}_{21}\text{B}_{15}$ в интервале температур нагрева от 30^0C до 210^0C не приводит к исчезновению отрицательного ΔE -эффекта. С увеличением температуры нагрева максимальное абсолютное значение отрицательного ΔE -эффекта и магнитное поле его достижения уменьшаются. Уменьшение поля достижения максимума абсолютного значения отрицательного ΔE -эффекта и поля наведённой термомагнитной обработкой одноосной анизотропии с ростом температуры нагрева в интервале от 30^0C до 210^0C , можно считать линейным. При нагреве ленты до более высоких температур ($T > 240^0\text{C}$) отрицательный ΔE -эффект сменяется положительным. При дальнейшем охлаждении лент до комнатной температуры отрицательный ΔE -эффект в них не возникает. Такой результат связан с разрушением наведённой термомагнитной обработкой одноосной анизотропии при их нагреве до 240^0C .

Полученные результаты по измерению ΔE -эффекта в исследованных лентах хорошо согласуются с результатами исследований динамических магнитных характеристик. Так, рост температуры нагрева аморфной металлической ленты состава $\text{Fe}_{64}\text{Co}_{21}\text{B}_{15}$ прошедшей термомагнитную обработку до 210^0C , практически не изменяет характера полевой зависимости магнитных характеристик, что свидетельствует о сохранении в ней наведённой одноосной анизотропии.

Увеличение температуры нагрева ленты до более высоких значений и её последующее охлаждение до комнатных температур приводит к разрушению наведённой одноосной анизотропии, что сопровождается ростом остаточной индукции и коэрцитивной силы.

Глава 4. ΔE -эффект в аморфных металлических проволоках состава $\text{Fe}_{75}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$.

Аморфные металлические проволоки на основе железа являются удобным модельным объектом для исследования взаимосвязи механизмов перестройки доменной структуры ферромагнетиков с их магнитными и магнитоупругими параметрами. Доменная структура аморфных металлических проволок имеет неоднородный характер. Если константа магнитострикции проволоки $\lambda_s > 0$ (аморфные металлические проволоки на основе железа), то намагниченность в ее ядре ориентирована вдоль, а в приповерхностной области - радиально к оси образца. На процессы перестройки доменной структуры в аморфных металлических проволоках под действием магнитного поля влияет ряд факторов, связанных с неоднородным распределением намагниченности. Среди этих факторов следует отметить следующие:

1. Относительные размеры ядра и приповерхностной области проволок.
2. Магнитоупругое взаимодействие ядра и приповерхностной области проволоки.
3. Однородность аксиальной анизотропии в ядре проволоки и наведённой, в процессе предварительной обработки, анизотропии в приповерхностной области проволоки.

Проведение предварительной обработки меняет степень влияния указанных факторов на магнитные и магнитоупругие параметры проволок, и, как следствие этого, меняет ход полевых зависимостей ΔE -эффекта. Помимо этого, проведение предварительной обработки стимулирует протекание в проволоках процессов структурной релаксации и, тем самым, приводит к уменьшению уровня внутренних закалочных напряжений. Такой процесс также влияет на характер полевых зависимостей ΔE -эффекта в аморфных металлических проволоках на основе железа.

Изменение температуры нагрева проволоки в процессе измерений ΔE -эффекта влияет на намагниченность насыщения, константы магнитострикции и поля наведённой предварительной обработкой анизотропии, и как следствие этого, на процесс перестройки доменной структуры проволоки и полевые зависимости ΔE -эффекта. Рост температуры нагрева проволоки изменяет отношения объёма её ядра

к объёму приповерхностной области, энергию магнитоупругого взаимодействия и однородность анизотропии в ядре проволоки. Представляется актуальным установление наиболее общих закономерностей изменений полевых зависимостей ΔE -эффекта при изменении температуры нагрева проволок.

В качестве объекта исследований были использованы аморфные металлические проволоки состава $\text{Fe}_{75}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$ длиной $5 \cdot 10^{-2}$ м и диаметром $(1,65-1,7) \cdot 10^{-4}$ м, полученные вытягиванием из расплава. Перед проведением исследований проволоки подвергались двум различным видам предварительной обработки:

1. Обработка постоянным электрическим током на воздухе в течение 2 минут в диапазоне плотностей j от $25 \cdot 10^6$ А/м² до $45 \cdot 10^6$ А/м² при одновременном приложении растягивающих напряжений σ в диапазоне от $3,2 \cdot 10^7$ Па до $2,55 \cdot 10^8$ Па

2. Термомагнитная обработка в вакууме 10^{-3} мм.рт.ст. в интервале температур 370^0-470^0C в течение 20 минут в магнитном поле $7 \cdot 10^4$ А/м.

Целью проведения предварительной обработки проволок являлось снятие в них внутренних закалочных напряжений, увеличение объёма приповерхностной области и наведение в них циркулярной анизотропии. Предполагалось, что увеличение объёма приповерхностной области позволит увеличить объём проволоки, намагничиваемый поворотом намагниченности, что в свою очередь, приведёт к росту ΔE -эффекта.

В процессе проведения измерений полевых зависимостей ΔE -эффекта осуществлялось однократное циклическое изменение температуры в интервале от $T=30^0\text{C}$ до $T=330^0\text{C}$ со скоростью изменения температуры $5^0\text{C}/\text{мин}$.

§ 4.1 Влияние температуры нагрева на ΔE -эффект проволок состава $\text{Fe}_{75}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$, прошедших обработку переменным электрическим током при одновременном приложении растягивающих напряжений.

Как показали проведенные исследования, варьирование величин плотности постоянного электрического тока и растягивающих напряжений в процессе обработки проволок состава $\text{Fe}_{75}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$ позволяет изменять качественный ход

полевой зависимости ΔE -эффекта. На рисунке 4.1.1 приведены графики зависимости величины ΔE -эффекта от H и температуры нагрева проволок.

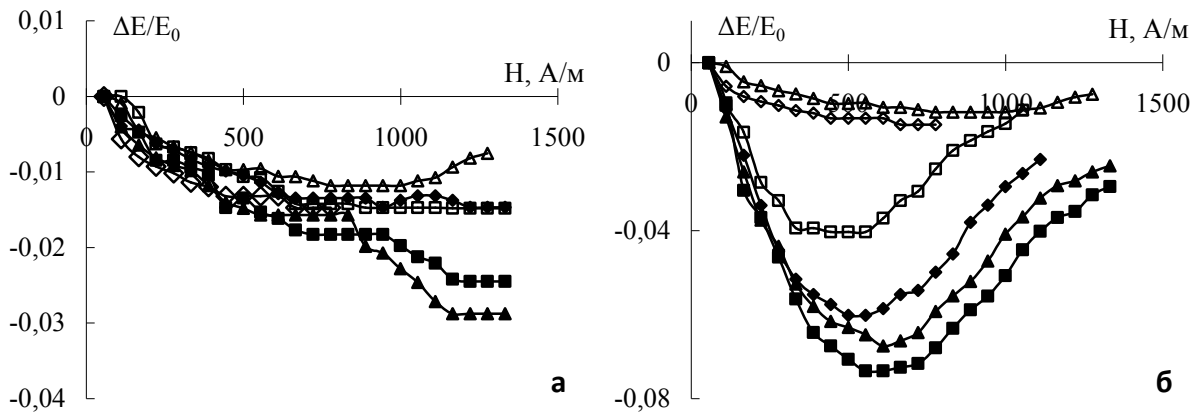


Рис. 4.1.1. Зависимости ΔE -эффекта от магнитного поля H в аморфных проволоках состава $\text{Fe}_{75}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$, прошедших предварительную обработку постоянным электрическим током плотностью $j=25 \cdot 10^6 \text{ А/м}^2$ с одновременным приложением растягивающих напряжений $\sigma=32 \cdot 10^6 \text{ Па}$. а - нагрев, б - охлаждение. Температуры нагрева T : ■ - $T=30^\circ\text{C}$, ▲ - $T=90^\circ\text{C}$, ◆ - $T=150^\circ\text{C}$, □ - $T=210^\circ\text{C}$, Δ - $T=240^\circ\text{C}$, ◇ - $T=300^\circ\text{C}$.

Зависимости получены при сравнительно низких значениях j ($j \approx (25 \div 30) \cdot 10^6 \text{ А/м}^2$) и величин σ ($\sigma < 128 \cdot 10^6 \text{ Па}$). В указанном диапазоне значений j и σ при комнатной температуре реализуется отрицательный ΔE -эффект. Рост температуры нагрева проволоки в интервале от 30° до 330°C приводит к уменьшению абсолютной величины отрицательного ΔE -эффекта (рис. 4.1.1а). Последующее охлаждение проволок до 30°C приводит к увеличению абсолютного значения отрицательного ΔE -эффекта и появлению выраженного минимума на зависимости $\Delta E/E_0$ от H (рис. 4.1.1.б). При уменьшении температуры нагрева от 330°C до 30°C минимум на зависимости $\Delta E/E_0(H)$ смещается в область больших магнитных полей.

При увеличении j до $36 \cdot 10^6 \text{ А/м}^2$ на полевых зависимостях ΔE -эффекта появляется минимум. В этом случае увеличение температуры нагрева проволоки в процессе измерений приводит к смещению минимума на зависимости ΔE -эффекта от H в область меньших магнитных полей и уменьшению абсолютного значения отрицательного ΔE -эффекта (рис. 4.1.2). При последующем охлаждении проволок до комнатных температур минимум на зависимости $\Delta E/E_0(H)$ приобретает более выраженный характер и смещается в область больших магнитных полей. При этом

абсолютные значения отрицательного ΔE -эффекта увеличиваются по сравнению с аналогичными значениями в процессе нагрева.

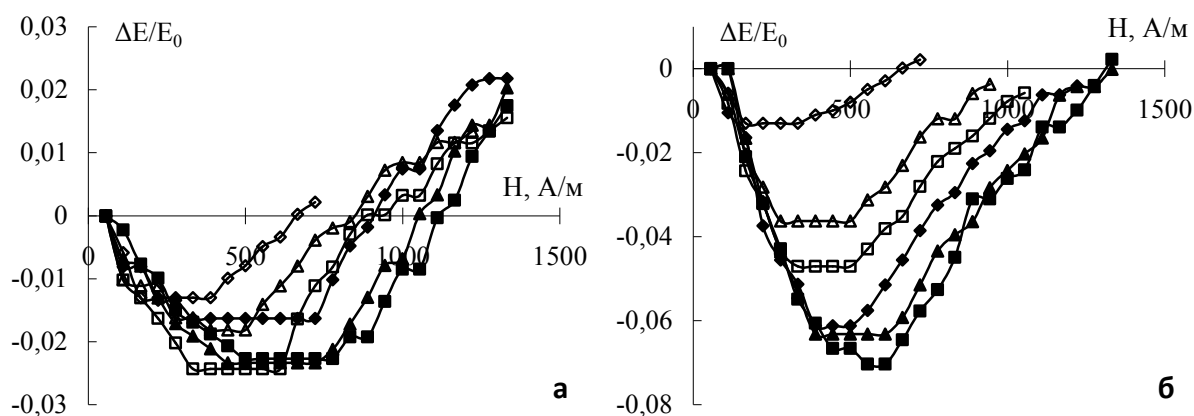


Рис. 4.1.2. Зависимости ΔE -эффекта от магнитного поля H в аморфных проволоках состава $\text{Fe}_{75}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$, прошедших предварительную обработку постоянным электрическим током плотностью $j=36 \cdot 10^6 \text{ A/m}^2$ с одновременным приложением растягивающих напряжений $\sigma=127 \cdot 10^6 \text{ Па}$, а - нагрев, б - охлаждение. Температуры нагрева T : ■ - $T=30^\circ\text{C}$, ▲ - $T=90^\circ\text{C}$, ◆ - $T=150^\circ\text{C}$, □ - $T=210^\circ\text{C}$, Δ - $T=240^\circ\text{C}$, ◇ - $T=300^\circ\text{C}$.

С ростом плотности j электрического тока обработки от $39 \cdot 10^6 \text{ A/m}^2$ до $45 \cdot 10^6 \text{ A/m}^2$ в исследуемых проволоках наблюдается переход от отрицательного (при $\sigma=0$) к положительному (при $\sigma \geq 128 \cdot 10^6 \text{ Па}$) ΔE -эффекту (рис. 4.1.3). Наибольшие значения ΔE -эффекта наблюдаются при обработке проволоки электрическим током плотностью $j > (42-45) \cdot 10^6 \text{ A/m}^2$.

В свою очередь, обработка проволок электрическим током более высокой плотности ($j \geq 45 \cdot 10^6 \text{ A/m}^2$) при одновременном приложении растягивающих напряжений во всем исследованном интервале σ приводит к возникновению только положительного ΔE -эффекта (рис. 4.1.4). При этом с ростом температуры нагрева ленты величина ΔE -эффекта уменьшается. При последующем охлаждении проволоки до 30°C ΔE -эффект возрастает. Отметим, что значение ΔE -эффекта при 30°C после проведения цикла «нагрев-охлаждение» существенно уменьшается.

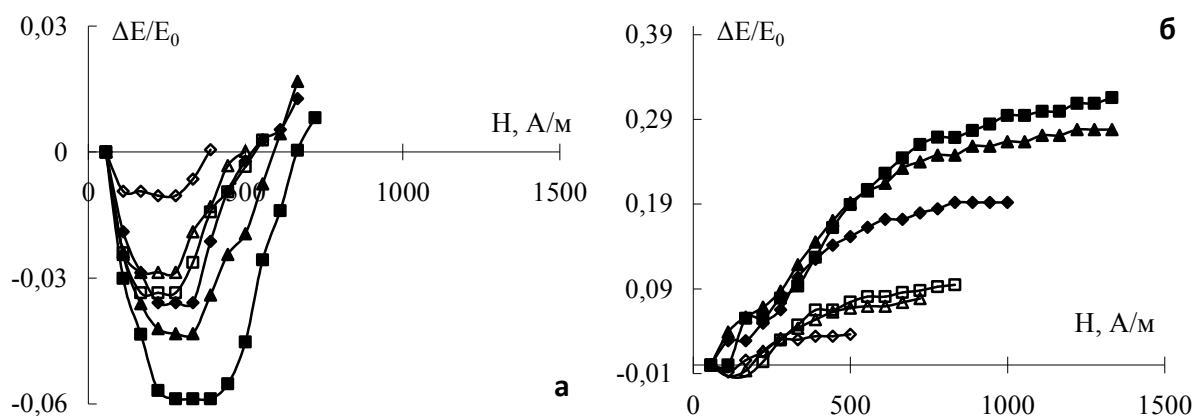


Рис. 4.1.3. Зависимости ΔE -эффекта от магнитного поля H в аморфных проволоках состава $\text{Fe}_{75}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$, прошедших предварительную обработку постоянным электрическим током плотностью $j=40 \cdot 10^6 \text{ A/m}^2$ с одновременным приложением растягивающих напряжений σ . а - $\sigma=0 \text{ Па}$, б - $\sigma=128 \cdot 10^6 \text{ Па}$. Нагрев образца. Температура T : ■ - $T=30^\circ\text{C}$, ▲ - $T=90^\circ\text{C}$, ◆ - $T=150^\circ\text{C}$, □ - $T=210^\circ\text{C}$, Δ - $T=240^\circ\text{C}$, ◇ - $T=300^\circ\text{C}$.

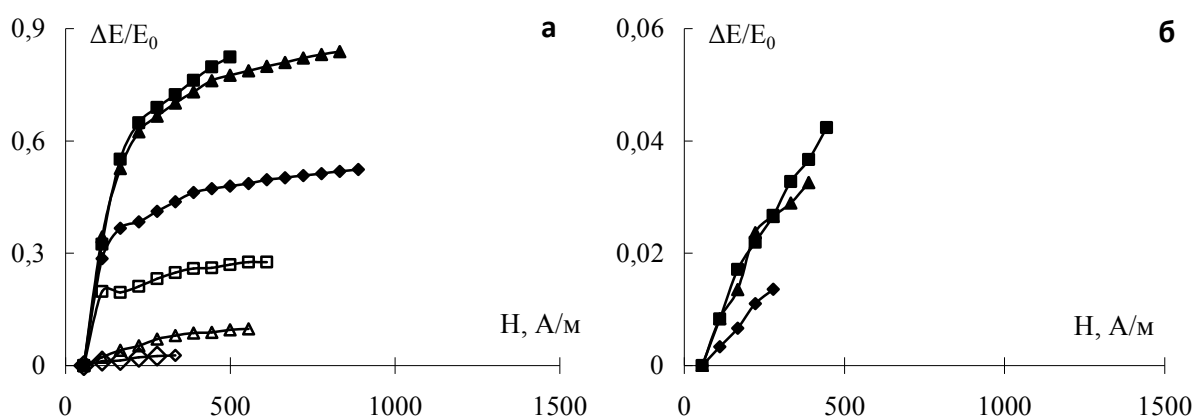


Рис. 4.1.4. Зависимости ΔE -эффекта от магнитного поля H в аморфных проволоках состава $\text{Fe}_{75}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$, прошедших предварительную обработку постоянным электрическим током плотностью $j=45 \cdot 10^6 \text{ A/m}^2$ с одновременным приложением растягивающих напряжений σ . а - $\sigma=31 \cdot 10^6 \text{ Па}$, б - $\sigma=191 \cdot 10^6 \text{ Па}$. Нагрев образца. Температура T : ■ - $T=30^\circ\text{C}$, ▲ - $T=90^\circ\text{C}$, ◆ - $T=150^\circ\text{C}$, □ - $T=210^\circ\text{C}$, Δ - $T=240^\circ\text{C}$, ◇ - $T=300^\circ\text{C}$.

Рассмотрим теперь, как влияют различные механизмы намагничивания проволоки на ход зависимости $\Delta E/E_0(H, T)$. Предполагается, что в области относительно слабых магнитных полей в образце протекает два механизма перестройки доменной структуры - процесс поворота намагниченности в

приповерхностной области проволоки и процесс смещения доменных границ в ее ядре. Будем считать, что наиболее чувствительной характеристикой к температуре нагрева проволоки является поле наведенной циркулярной анизотропии, а значения λ_S и M_S зависят от T значительно слабее [74].

В этом случае в области относительно слабых магнитных полей будет иметь место отрицательный ΔE -эффект, поле достижения максимального абсолютного значения которого уменьшается с ростом температуры нагрева в результате уменьшения величины поля наведенной анизотропии. Как и в случае лент [84, 97], предполагаем, что максимальное абсолютное значение отношения $\Delta E/E_0$ наблюдается в магнитных полях близких по величине к полю H_{b-n} блох-неелевского перехода структуры доменных границ в приповерхностной области проволоки:

$$H_{b-n} = (2K_{Sh} / \mu_0 M_S) ((\gamma_n - \gamma_b) / (\gamma_n + \gamma_b)) \quad (4.1.1)$$

где K_{Sh} - константа анизотропии в приповерхностной области проволоки.

В магнитных полях H больших, чем H_{b-n} будет наблюдаться рост абсолютной величины E_H и, следовательно, уменьшение абсолютного значения отношения $\Delta E/E_0$. В результате магнитоупругого взаимодействия приповерхностной области проволоки с её ядром, процессы перестройки доменной структуры в этих областях взаимосвязаны. Перемагничивание ядра проволоки приводит к возникновению в приповерхностной области дополнительных растягивающих напряжений, способствующих повороту намагниченности в направлении приложенного магнитного поля. В связи с этим, процесс намагничивания ядра проволоки даже в области малых магнитных полей и температур нагрева может приводить к двум результатам:

1. Угол между направлениями намагниченности в соседних доменах в приповерхностной области проволоки больше угла, соответствующего полю блох-неелевского перехода структуры доменных границ. В этом случае дальнейший рост магнитного поля или температуры приводит к уменьшению модуля упругости E_H и увеличению абсолютного значения отношения $\Delta E/E_0$.

2. Угол между направлениями намагниченности в соседних доменах в приповерхностной области проволоки меньше угла, соответствующего полю блох-неелевского перехода структуры доменных границ. В этом случае дальнейший рост

магнитного поля или температуры приводит к увеличению модуля упругости E_H и уменьшению абсолютного значения отношения $\Delta E/E_0$.

Определим в первом приближении условие, при котором происходит переход между этими двумя случаями.

Величина плотности энергии магнитоупругого взаимодействия ядра и приповерхностной областью проволоки определяется соответствующими константами магнитострикции ядра λ_{SC} и приповерхностной области λ_{SSH} , а также значением модуля упругости приповерхностной области E_{HSh} [163]:

$$W_{m.e.} = (3/2)\varepsilon_t\varepsilon_{Sh}E_{HSh} = (3/2)\lambda_{SC}\lambda_{SSH}E_{HSh} \quad (4.1.2)$$

Из выражения (4.1.2) следует, что энергия магнитоупругого взаимодействия уменьшается с ростом температуры нагрева проволоки в результате уменьшения всех множителей. Таким образом, с ростом температуры нагрева проволоки характер зависимости $\Delta E/E_0(T)$ определяется влиянием двух процессов:

- Уменьшением поля наведенной циркулярной анизотропии в приповерхностной области проволоки;

- Уменьшением энергии магнитоупругого взаимодействия ядра и приповерхностной областью проволок, связанной с уменьшением их констант магнитострикции, а также с уменьшением модуля упругости приповерхностной области;

Если преобладает первый фактор, то с ростом T минимум на зависимости $\Delta E/E_0(H, T)$ смещается в область меньших магнитных полей. В том случае, если преобладает второй фактор, то с ростом температуры нагрева проволоки минимум на зависимости $\Delta E/E_0(H, T)$ должен смещаться в область больших магнитных полей.

Таким образом, характер зависимости $\Delta E/E_0(T, H)$ при одновременном повороте намагниченности в приповерхностной области проволоки и смещении доменных границ в её ядре будет определяться температурной зависимостью отношения δ поля наведённой анизотропии $H_K = 2K_{Sh}/(\mu_0 M_S)$ и поля $H_{Sh} = (3/2)\lambda_{SC}\lambda_{SSH}E_{HSh}/(\mu_0 M_S)$, действующего на приповерхностную область проволоки со стороны ядра за счет магнитоупругого взаимодействия, т.е. температурной зависимостью отношения

$$\delta = 4K_{Sh}/(3\lambda_{SC}\lambda_{SSH}E_{HSh}) \quad (4.1.3).$$

Если δ возрастает с ростом температуры нагрева, то минимум на зависимости $\Delta E/E_0(T, H)$ смещается в область больших магнитных полей. В свою очередь, если δ уменьшается с ростом температуры нагрева, то следует ожидать смещения минимума на зависимости $\Delta E/E_0(T, H)$ смещается в область больших магнитных полей.

На рисунке 4.1.5 приведены графики зависимости поля H_{max} достижения абсолютного максимального значения отрицательного ΔE -эффекта от температуры нагрева проволоки, прошедшей предварительную обработку под действием постоянного электрического тока плотностью $j=36 \cdot 10^6$ А/м² и различной величины растягивающих напряжений σ . Аналогичный характер зависимости $H_{max}(T)$ получен и для других проволок, в которых имеется минимум на зависимости $\Delta E/E_0(T, H)$. Как следует из приведенных данных, с ростом температуры нагрева проволоки наблюдается практически линейное уменьшение поля достижения максимального абсолютного значения отрицательного ΔE -эффекта.

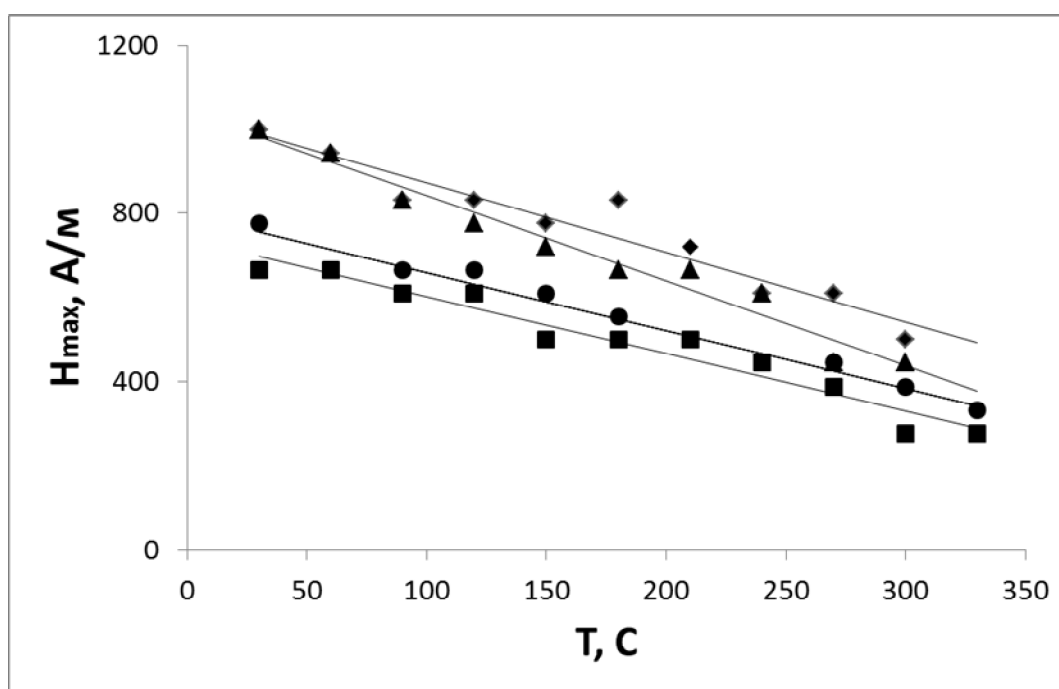


Рис. 4.1.5. Зависимости $H_{max}(T)$, полученные в процессе нагрева проволок состава $Fe_{75}Si_{10}B_{15}$, прошедших предварительную обработку постоянным электрическим током плотностью $j=36 \cdot 10^6$ А/м² с одновременным приложением растягивающих напряжений σ . $\blacklozenge$ - $\sigma=0$ Па; $\blacktriangle$ - $\sigma=31 \cdot 10^6$ Па; $\blacksquare$ - $\sigma=127 \cdot 10^6$ Па; $\bullet$ - $\sigma=191 \cdot 10^6$ Па;

Полученный результат свидетельствует о том, что отношение $4K_{Sh}/(3\lambda_{SC}\lambda_{SSH}E_{HSh})$ уменьшается при увеличении температуры нагрева проволоки. Таким образом, можно утверждать, что на характер зависимости $\Delta E/E_0(T, H)$ определяющее влияние оказывает именно фактор уменьшения поля наведенной циркулярной анизотропии с ростом температуры нагрева проволок. При этом абсолютное максимальное значение отрицательного ΔE -эффекта будет смещаться в область меньших магнитных полей. В магнитных полях больших поля блох-неелевского перехода структуры доменных границ следует ожидать роста значения модуля упругости E_H . Такой рост тем значительней, чем выше температура нагрева образца.

Эффективное магнитное поле $H_{эфф}$, действующее на намагниченность в приповерхностной области проволоки может быть записано в виде:

$$H_{эфф} = H + (3/2)\lambda_{SC}\lambda_{SSH}E_{HSh}/(\mu_0 M_S) \quad (4.1.4)$$

Тогда условие существования минимума на зависимости $\Delta E/E_0(T, H)$ в магнитных полях, больших поля намагничивания ядра проволоки, может быть определено как:

$$\mu_0 M_S H + (3/4)\lambda_{SC}\lambda_{SSH}E_{HSh} < K_{Sh}(\gamma_n - \gamma_b)/(\gamma_n + \gamma_b) \quad (4.1.5)$$

Из (4.1.5.) следует, что с ростом температуры условие возникновения минимума на зависимости $\Delta E/E_0(T, H)$ перестаёт выполняться из-за уменьшения K_{Sh} , т.е. отрицательный ΔE -эффект исчезает.

Выполнение неравенства (4.1.5) будет зависеть от первоначального отношения радиусов ядра и приповерхностной области проволоки. При увеличении радиуса приповерхностной области по отношению объему ядра возрастает γ_n и уменьшается γ_b . Как следствие этого возрастает поле H_{b-n} блох-неелевского перехода структуры доменных границ в приповерхностной области проволоки, а выражение (4.1.5) становится справедливым для более высоких магнитных полей и температур нагрева. Таким образом, использование представлений о магнитоупругом взаимодействии ядра и приповерхностной области позволяет описать поведение ΔE -эффект в области относительно слабых магнитных полей и различных температур нагрева для аморфных металлических

проволок обработанных при плотности электрического тока $j \approx 36 \cdot 10^6$ А/м² во всем диапазоне приложенных σ

При более низких значениях j ($j \approx 25 \cdot 10^6$ А/м²) при приложении $\sigma < 190$ Па наблюдается монотонное уменьшение $\Delta E/E_0$ во всех исследованных интервалах H и T , что может быть объяснено высоким уровнем внутренних напряжений в приповерхностной области проволоки, и, как следствие этого, выполнением условия (4.1.5).

При высоких значениях $j > (40 \div 45) \cdot 10^6$ А/м² практически во всём диапазоне приложенных σ монотонное увеличение величин $\Delta E/E_0$ в исследованных интервалах H и T может быть объяснено на основе представлений о возникновении локальных пластических деформаций при высоких значениях j и σ , и, как следствие этого, нарушением условия (4.1.5).

Возникновение локальных пластических деформаций приводит к переориентации оси легкого намагничивания проволоки вдоль линии приложения напряжений и к изменению механизмов намагничивания проволоки. Как следствие этого, с ростом магнитного поля модуль упругости E_H и отношение $\Delta E/E_0$ возрастают.

§ 4.2 Влияние температуры нагрева на ΔE -эффект аморфных металлических проволок состава $\text{Fe}_{75}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$, прошедших термомагнитную обработку.

Рассмотрим теперь результаты исследований температурных зависимостей ΔE -эффекта аморфных металлических проволок состава $\text{Fe}_{75}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$, прошедших термомагнитную обработку. На рисунке 4.2.1 показано влияние температуры T нагрева на полевые зависимости ΔE -эффекта проволок прошедших термомагнитную обработку при различных T_{pre} . Как следует из приведённых зависимостей, при всех T_{pre} у проволок наблюдается отрицательный ΔE -эффект (т.е. уменьшение модуля упругости E_H в магнитном поле). В большинстве случаев с ростом T в интервале от 30° до 90°C абсолютное значение отрицательного ΔE -эффекта возрастает, в то время как при дальнейшем увеличении температуры нагрева до $T > 90^\circ\text{C}$ - 120°C эта величина уменьшается.

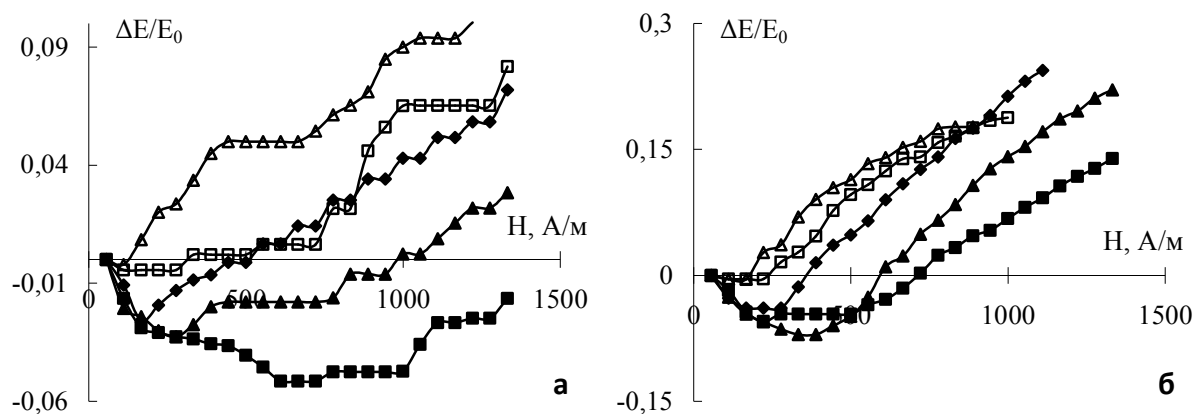


Рис. 4.2.1. Зависимости ΔE -эффекта от магнитного поля H в аморфных проволоках состава $Fe_{75}Si_{10}B_{15}$, прошедших термомагнитную обработку. а - $T_{pre} = 370^{\circ}C$, б - $T_{pre} = 420^{\circ}C$. Нагрев образца. Температура T : ■ - $T = 30^{\circ}C$, ▲ - $T = 90^{\circ}C$, ◆ - $T = 150^{\circ}C$, □ - $T = 210^{\circ}C$, Δ - $T = 240^{\circ}C$.

Следует отметить также, что изменение температуры термомагнитной обработки не оказывает заметного влияния на максимальное абсолютное значение отрицательного ΔE -эффекта, но изменяет величину магнитного поля H_{max} , при котором она достигается (рис. 4.2.1 – 4.2.4). Так увеличение T_{pre} от 370° до $430^{\circ}C$ ведёт к уменьшению H_{max} . Такое уменьшение проявляется во всем температурном интервале последующего нагрева проволок. При $T_{pre} = 470^{\circ}C$ H_{max} возрастает. Величины полей достижения максимальных абсолютных значений отрицательного ΔE -эффекта довольно высоки ($H_{max} \approx 440\text{--}650\text{ A/м}$), что может свидетельствовать о высоком уровне внутренних напряжений в исследованных проволоках.

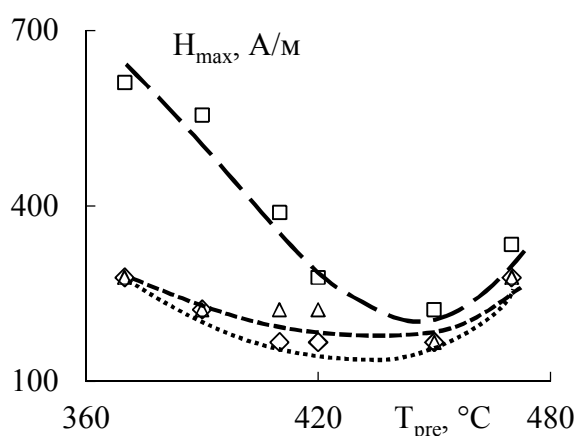


Рис. 4.2.2. Зависимости $H_{max}(T_{pre})$ аморфных проволок состава $Fe_{75}Si_{10}B_{15}$. Нагрев образца. Температура нагрева T : □ - $T = 30^{\circ}C$, Δ - $T = 120^{\circ}C$, ◆ - $T = 210^{\circ}C$.

При последующем охлаждении проволок от $330^{\circ}C$ до $30^{\circ}C$ в них вновь наблюдается отрицательный ΔE -эффект (рис. 4.2.4). Максимальное абсолютное значение ΔE -эффекта при охлаждении несколько уменьшается по сравнению с аналогичным значением ΔE -эффекта в процессе нагрева проволок. При этом

магнитное поле достижения максимального абсолютного значения ΔE -эффекта возрастает (рис. 4.2.4). Вместе с тем говорить о качественных изменениях полевых зависимостей ΔE -эффекта в результате проведения цикла «нагрев-охлаждение» у проволок не представляется возможным.

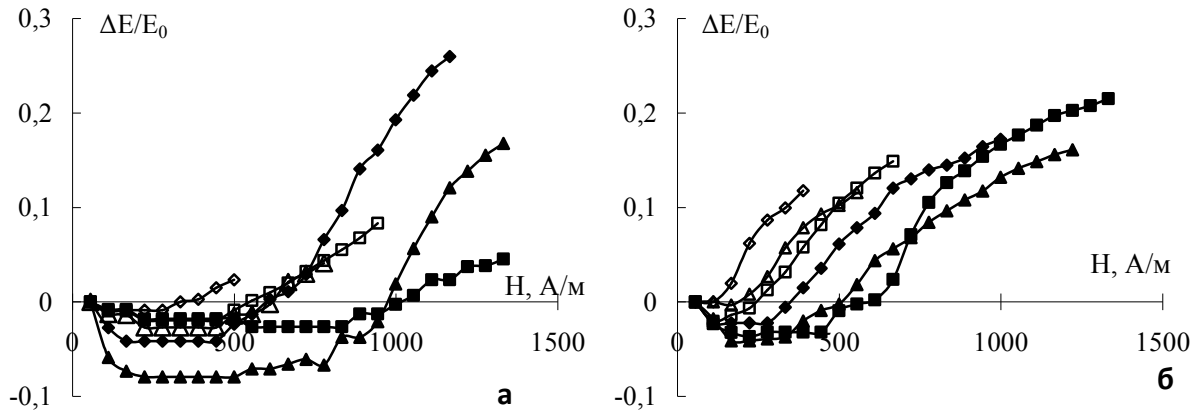


Рис. 4.2.3. Зависимости ΔE -эффекта от магнитного поля H в аморфных проволоках состава $\text{Fe}_{75}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$, прошедших термомагнитную обработку. а - $T_{pre} = 390^\circ\text{C}$, б - $T_{pre} = 450^\circ\text{C}$. Нагрев образца. Температура T : ■ - $T = 30^\circ\text{C}$, ▲ - $T = 90^\circ\text{C}$, ◆ - $T = 150^\circ\text{C}$, □ - $T = 210^\circ\text{C}$, Δ - $T = 240^\circ\text{C}$, ◇ - $T = 300^\circ\text{C}$.

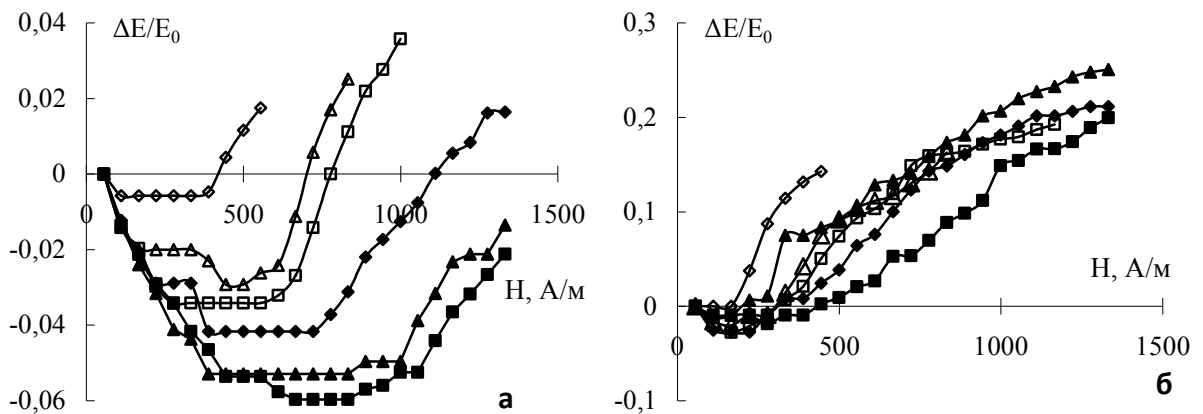


Рис. 4.2.4. Зависимости ΔE -эффекта от магнитного поля H в аморфных проволоках состава $\text{Fe}_{75}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$, прошедших термомагнитную обработку.. а - $T_{pre} = 390^\circ\text{C}$, б - $T_{pre} = 450^\circ\text{C}$. Охлаждение образца. Температура T : ■ - $T = 30^\circ\text{C}$, ▲ - $T = 90^\circ\text{C}$, ◆ - $T = 150^\circ\text{C}$, □ - $T = 210^\circ\text{C}$, Δ - $T = 240^\circ\text{C}$, ◇ - $T = 300^\circ\text{C}$.

Наибольшие изменения поля достижения максимального абсолютного значения отрицательного ΔE -эффекта при охлаждении наблюдаются у образцов, прошедших термомагнитную обработку при $T_{pre} = 370^\circ\text{C}$ - 390°C , а минимальные – у образцов, обработанных при $T_{pre} = 450^\circ\text{C}$ - 470°C .

Наличие отрицательного ΔE -эффекта свидетельствует о том, что в области относительно слабых магнитных полей в исследованных проволоках, в их приповерхностной области, протекают процессы поворота намагниченности. В связи с этим можно говорить о существовании в проволоках наведённой анизотропии перпендикулярной их длине. Вместе с тем, характер наведённой анизотропии в проволоках может существенно отличаться от характера наведённой анизотропии в аморфных металлических лентах.

На рисунке 4.2.5 приведены графики зависимости поля H_{max} достижения максимального абсолютного значения отрицательного ΔE -эффекта от температуры нагрева проволок, прошедших термомагнитную обработку при различных T_{pre} . Видно, что в области относительно низких температур нагрева проволок ($T < 180^\circ$) с ростом T наблюдается заметное уменьшение поля H_{max} . При $T > 180^\circ$ имеет место стабилизация H_{max} . В первом приближении зависимость $H_{max}(T)$ может быть описана функциональным выражением:

$$H_{max} = AT^{-\beta} \quad (4.2.1)$$

где A и β ($\beta \approx 0,4 \div 0,7$) – параметры, зависящие от T_{pre} .

Если считать, что поле максимума абсолютного значения отрицательного ΔE -эффекта определяется величиной поля блох-неелевского перехода структуры доменных границ в приповерхностной области, которое пропорционально полю наведённой анизотропии, то можно утверждать, что и величина H_K также уменьшается с ростом температуры согласно (4.2.1).

Обсудим возможные причины такого уменьшения. Как было показано в [74], наводимая в процессе термомагнитной обработки анизотропия в аморфных металлических сплавах на основе переходных металлов обусловлена механизмом направленного упорядочения пар атомов. При этом в сплавах содержащих только один металлический элемент величина поля наведённой анизотропии имеет минимальное значение.

Исходя из модели направленного упорядочения пар атомов, уменьшение поля наведенной анизотропии с ростом температуры нагрева аморфного сплава близко к линейному. Причиной того, что экспериментально полученная зависимость $H_{max}(T)$ проволоки состава $Fe_{75}Si_{10}B_{15}$ отличается от линейной, может заключаться во

влиянии магнитоупругого взаимодействия ядра и приповерхностной областью проволок.

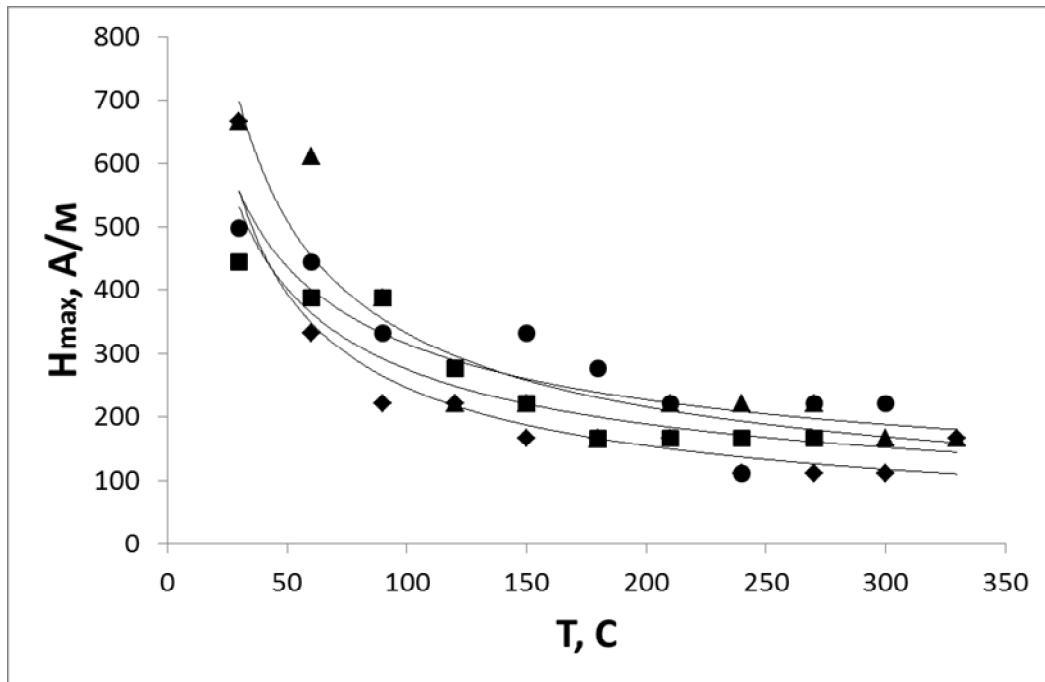


Рис. 4.2.5. Зависимости $H_{max}(T)$, полученные при нагреве проволок состава $\text{Fe}_{75}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$, прошедших термоманитную обработку при различных температурах T_{pre} : $\blacklozenge$ - $T_{pre}=370^\circ\text{C}$; $\blacktriangle$ - $T_{pre}=390^\circ\text{C}$; $\blacksquare$ - $T_{pre}=420^\circ\text{C}$; $\bullet$ - $T_{pre}=470^\circ\text{C}$;

Как утверждалось ранее, перемагничивание ядра проволоки приводит к возникновению в приповерхностной области дополнительных растягивающих напряжений, способствующих повороту намагниченности в направлении приложенного магнитного поля. Возникновение в результате изменения намагниченности в ядре проволоки под действием магнитного поля растягивающих напряжений, приводит к изменению поля наведённой анизотропии в циркулярном направлении и переориентации оси лёгкого намагничивания приповерхностной области проволоки в аксиальном направлении. В связи с этим, следует говорить не об изменении поля наведённой анизотропии, а об изменении эффективного поля анизотропии. При этом $H_{max} \sim H_K^{\text{эфф}}$.

С некоторыми допущениями выражение для величины эффективного поля анизотропии $H_K^{\text{эфф}}$ в приповерхностной области проволоки с учетом механизма магнитоупругой связи может быть представлено в виде:

$$H_K^{\text{эфф}} = H_K (1 + P^2 + 2P \cos \gamma)^{1/2} \quad (4.2.2)$$

где $P = (3/2)\lambda_{SC}\lambda_{SSH}E_{HSh}/2K_{Sh}$, γ - угол между первоначальной ориентацией оси лёгкого намагничивания в приповерхностной области образца и возникающими в результате перестройки доменной структуры в ядре проволоки напряжениями. Как показывают результаты исследований влияния упругих напряжений на поле наведённой анизотропии в ферромагнитных материалах, при углах γ близких к 90° величина $H_K^{эфф}$ возрастает [155].

С ростом T происходит как ослабление магнитоупругой связи между ядром и приповерхностной областью проволоки, так и уменьшение ее поля наведённой анизотропии. При этом величина H_K в (4.2.2), согласно модели направленного упорядочения [156], линейно уменьшается с ростом T . В свою очередь, коэффициент P в (4.2.2) возрастает с ростом температуры нагрева проволоки за счет более быстрого уменьшения знаменателя по сравнению с уменьшением числителя. По всей видимости, именно противоположно направленным действием этих двух факторов можно объяснить отличие параметра β от 1. При этом само значение $H_K^{эфф}$, а, следовательно, и величина H_{max} уменьшаются.

Величина β определяется отношением объёмом ядра и приповерхностной области проволоки, а также уровнями внутренних закалочных напряжений в этих областях. В свою очередь соотношение объёмов ядра и приповерхностной области, а также уровень внутренних напряжений в них, и как следствие этого значение параметра β , варьируются в зависимости от параметров предварительной термомагнитной обработки проволок.

Отметим также, что некоторое увеличение абсолютного значения отрицательного ΔE -эффекта с ростом температуры нагрева проволок в интервале $T=30^\circ-90^\circ\text{C}$ может объясняться уменьшением поля наведённой анизотропии, происходящего без заметного уменьшения объёма приповерхностной области проволоки.

Тот факт, что охлаждение проволок от 330°C до 30°C не приводит к заметным качественным изменениям в ходе полевых зависимостей ΔE -эффекта по сравнению с аналогичными зависимостями, полученными в процессе их нагрева, свидетельствует о том, что значительных структурных изменений у исследованных образцов в результате проведения цикла «нагрев-охлаждение» не происходит. Можно также утверждать, что нагрев до 330°C и последующее охлаждение до 30°C

не приводят к разрушению наведенной в процессе термомагнитной обработки анизотропии, и механизма магнитоупругой связи между ядром и приповерхностной областью проволок. Вместе с тем, температурные зависимости H_{max} в цикле «нагрев-охлаждение» от T_{pre} свидетельствует о том, чем выше T_{pre} , тем менее чувствителен ΔE -эффект проволок состава $Fe_{75}Si_{10}B_{15}$ к термоциклированию.

Для интерпретации полученных результатов были сняты динамические петли магнитного гистерезиса аморфных металлических проволок, прошедших термомагнитную обработку. На рисунке 4.2.6 приведены петли гистерезиса исследованных проволок в зависимости от T_{pre} и T .

Необработанные проволоки и проволоки, обработанные при низких T_{pre} ($T_{pre} < 420^{\circ}C$), имеют петли гистерезиса характерные для образцов, в которых основным механизмом перестройки доменной структуры в области относительно слабых магнитных полей является процесс смещения доменных границ в ядре. В более сильных магнитных полях основным механизмом намагничивания становится поворот намагниченности в приповерхностной области проволок. Вместе с тем, из-за магнитоупругого взаимодействия ядра и приповерхностной области проволоки оба механизма перестройки доменной структуры взаимосвязаны. Взаимосвязь процессов перестройки доменной структуры ядра и приповерхностной области, а также высокий уровень внутренних напряжений приводит к тому, что полученные петли гистерезиса характеризуются относительно высокой коэрцитивной силой H_C и относительно низкой остаточной индукции B_r .

При всех T_{pre} с ростом T наблюдается рост B_r (рис 4.2.7), что свидетельствует об увеличении объёма ядра проволоки. Рост объёма ядра проволоки, в свою очередь, приводит к увеличению энергии магнитоупругого взаимодействия ядра с приповерхностной областью.

При сравнительно низких T_{pre} в проволоках сохраняется высокий уровень внутренних закалочных напряжений, что обуславливает высокое значение поля смещения доменных границ H_C в ядре проволоки.

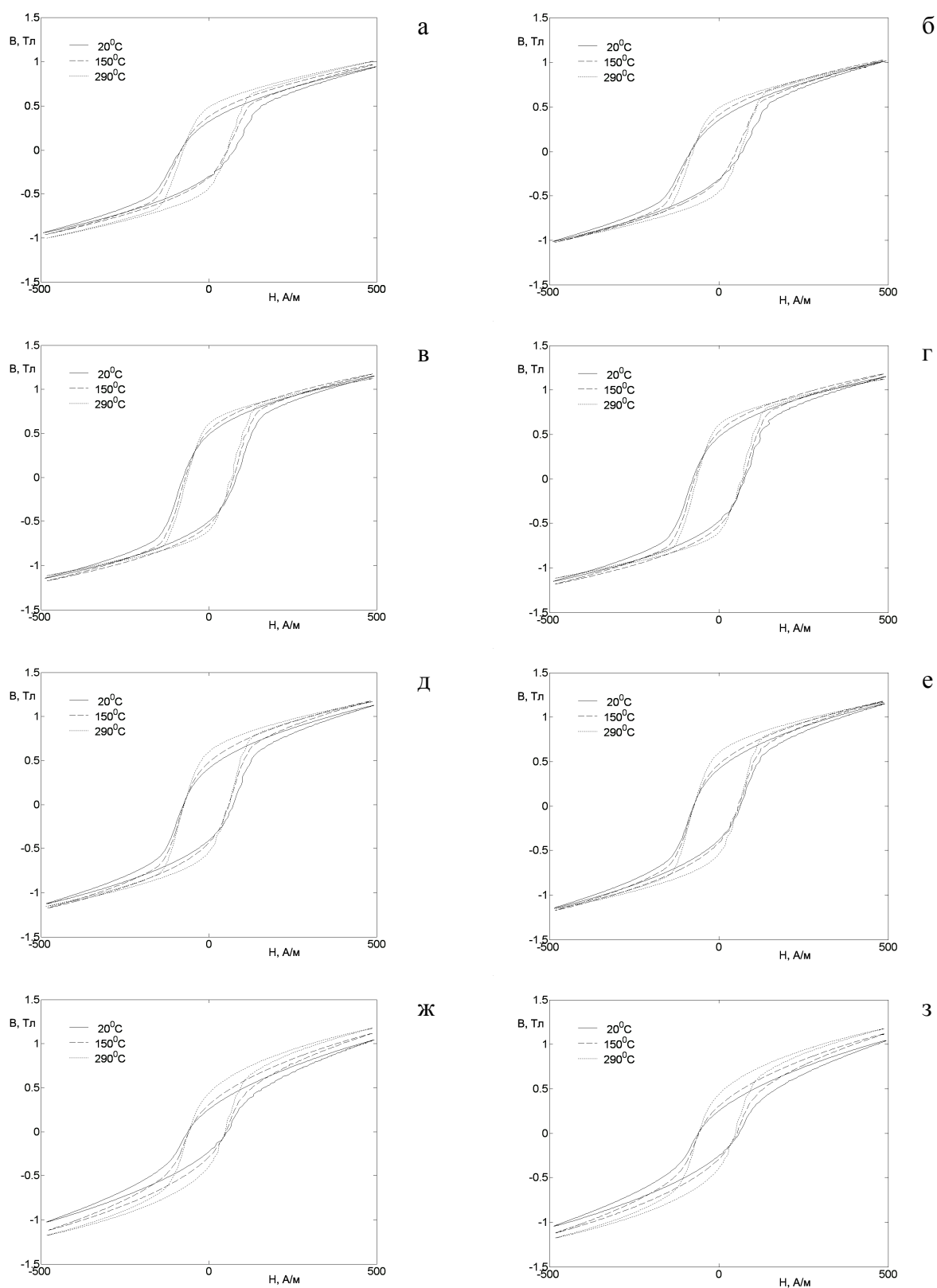


Рис. 4.2.6. Петли гистерезиса проволок состава $\text{Fe}_{75}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$, прошедших термомагнитную обработку при T_{pre} : (а, б) – необработанные образцы; (в, г) – $T_{pre}=390^\circ\text{C}$; (д, е) – $T_{pre}=420^\circ\text{C}$; (ж, з) – $T_{pre}=470^\circ\text{C}$. (а, в, д, ж) – нагрев, (б, г, е, з) – охлаждение.

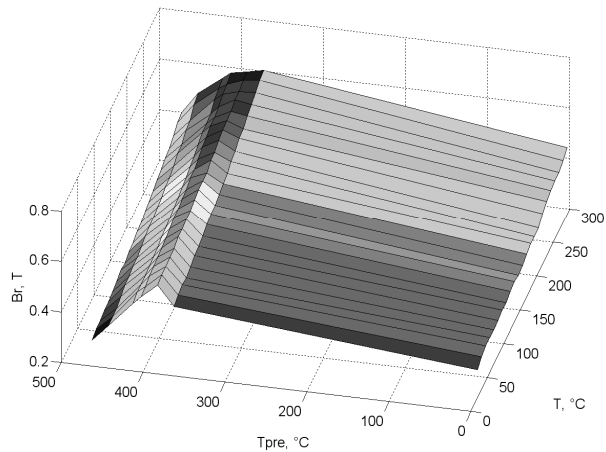


Рис. 4.2.7. Зависимости остаточной индукции B_r от температуры термомагнитной обработки T_{pre} и температуры нагрева T аморфных проволок состава $Fe_{75}Si_{10}B_{15}$.

В [119] показано, что связь H_C с внутренними напряжениями $\sigma_{вн}$ может быть представлена в виде:

$$H_C \sim \frac{\partial \gamma}{\partial x} \sim \frac{\partial ([1,5\lambda_s A \sigma_{вн}(x)]^{1/2} / \cos \alpha)}{\partial x} \quad (4.2.3)$$

где A - параметр обменного взаимодействия, α - угол между намагниченностью в домене и аксиальным направлением. При этом магнитоупругое взаимодействие ядра с приповерхностной областью проволок оказывает эффективное влияние на ход полевых зависимостей ΔE -эффекта в магнитных полях близких к H_C , а максимальное абсолютное значение отрицательного ΔE -эффекта реализуется в достаточно сильных магнитных полях. С ростом T_{pre} уровень внутренних напряжений $\sigma_{вн}$ в проволоках понижается. В результате этого уменьшается и H_C , а также магнитное поле, при котором начинается эффективное взаимодействие ядра с приповерхностной областью проволоки. Поэтому H_{max} уменьшается с ростом T_{pre} . Можно предположить, что такое уменьшение имеет место до $T_{pre}=420^0 \div 450^0 C$. При более высоких температурах термомагнитной обработки ($T_{pre}=470^0 C$) происходит уменьшение B_r проволоки, что можно связать с ростом поля наведенной анизотропии, а также увеличением объема приповерхностной области проволоки. Как следствие этого, влияние магнитоупругого взаимодействия ядра и приповерхностной области на процессы перестройки доменной структуры уменьшается, а поле достижения максимального абсолютного значения отрицательного ΔE -эффекта - возрастает.

При последующем охлаждении проволок до комнатных температур (рис. 4.2.5) B_r уменьшается. Чем выше температура термоманитной обработки, тем менее чувствительны динамические магнитные характеристики проволок состава $\text{Fe}_{75}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$ к проведению цикла «нагрев – охлаждение». Данное обстоятельство связывается с тем, что повышение температуры термоманитной обработки проволок увеличивает их поле наведённой анизотропии (при температурах обработки, меньших температуры кристаллизации), и тем самым понижает чувствительность их магнитных параметров к воздействию температуры. Вместе с тем, из анализа петель гистерезиса следует, что в выбранном интервале температур термоманитной обработки проволок циклическое изменение температуры нагрева от 200 до 290⁰С не разрушает наведенное в них поле анизотропии. В связи с этим не изменяется и основные механизмы перестройки магнитной доменной структуры исследованных проволок.

Выводы по главе 4.

В результате исследований влияния температуры нагрева аморфных металлических проволок состава $\text{Fe}_{75}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$, прошедших различные виды предварительной обработки (обработка электрическим током с одновременным приложением растягивающих напряжений, термоманитная обработка), на зависимости ΔE -эффекта от магнитного поля установлено что:

1. Изменение величин плотности постоянного электрического тока и растягивающих напряжений в процессе обработки проволок состава $\text{Fe}_{75}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$ позволяет варьировать ход полевой зависимости ΔE -эффекта. При сравнительно низких значениях плотности электрического тока обработки и величин растягивающих напряжений наблюдается монотонное уменьшение модуля упругости с ростом магнитного поля. Увеличение плотности электрического тока обработки приводит к появлению на полевых зависимостях ΔE -эффекта характерного минимума, который с ростом растягивающих напряжений смещается в область меньших магнитных полей. Рост температуры нагрева проволоки ведёт к уменьшению максимальной абсолютной величины отрицательного ΔE -эффекта и уменьшению поля его достижения. При ещё большем увеличении плотности электрического тока обработки проволок в них возникает положительный ΔE -эффект. Полученные результаты объясняются на основе представлений о

магнитоупругом взаимодействии между ядром и приповерхностной областью проволоки. Показано, что характер полевой зависимости ΔE -эффекта при разных температурах нагрева проволоки определяется ходом температурной зависимости отношения энергии наведённой в процессе предварительной обработки анизотропии к энергии упругих напряжений, действующих на приповерхностную область проволоки со стороны ядра за счёт магнитоупругого взаимодействия. Получено качественное условие существования минимума на полевой зависимости ΔE -эффекта при различных температурах нагрева в магнитных полях, больших поля намагничивания ядра проволоки.

2. При всех температурах термомагнитной обработки при относительно низких температурах нагрева у исследованных проволок наблюдается отрицательный ΔE -эффект. Температура термомагнитной обработки не оказывает заметного влияния на максимальное абсолютное значение отрицательного ΔE -эффекта, но изменяет величину магнитного поля, при котором она достигается. Рост температуры нагрева проволоки выше 90^0 - 120^0 С приводит к уменьшению абсолютной величины отрицательного ΔE -эффекта и поля достижения его максимального значения H_{max} . Зависимость $H_{max}(T)$ может быть описана функциональным соотношением $H_{max} = AT^{-\beta}$ где A и β ($\beta=0,4\div 0,7$) - параметры, зависящие от температуры термомагнитной обработки аморфной металлической проволоки. Дальнейшее охлаждение проволок от 330^0 С до 30^0 С не приводит к заметным качественным изменениям в ходе полевых зависимостей ΔE -эффекта по сравнению с аналогичными зависимостями, полученными в процессе их нагрева. Полученные результаты также объясняются на основе представлений о магнитоупругом взаимодействии ядра и приповерхностной области проволоки. За счёт магнитоупругого взаимодействия при переманчивании ядра в приповерхностной области возникают растягивающие напряжения, приводящие к изменению её эффективного поля анизотропии. С ростом температуры нагрева в проволоке происходит как ослабление магнитоупругой связи, так и уменьшение поля наведённой анизотропии. Выводы, сделанные на основании изучения полевых и температурных зависимостей ΔE -эффекта, согласуются с результатами температурных исследований их динамических магнитных параметров.

Заключение

В ходе выполнения работы проведены исследования влияния температуры нагрева на полевые зависимости ΔE -эффекта как для аморфных металлических лент составов $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10}\text{Cr}_3\text{Si}_5\text{B}_{15}$ и $\text{Fe}_{64}\text{Co}_{21}\text{B}_{15}$, так и для аморфных металлических проволок состава $\text{Fe}_{75}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$, прошедших различные виды предварительной обработки. С целью интерпретации полученных результатов, в ряде случаев изучены температурные зависимости динамических магнитных параметров исследованных образцов, прошедших предварительную обработку при различных условиях.

В результате проведённых исследований выявлен различный характер полевых зависимостей ΔE -эффекта в аморфных металлических лентах составов $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10}\text{Cr}_3\text{Si}_5\text{B}_{15}$ и $\text{Fe}_{64}\text{Co}_{21}\text{B}_{15}$, прошедших термомагнитную обработку. Установлено, что в лентах состава $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10}\text{Cr}_3\text{Si}_5\text{B}_{15}$ при температурах термомагнитной обработки от 330°C до 410°C и последующего нагрева от 30°C до 300°C реализуется только положительный ΔE -эффект. В свою очередь, в лентах состава $\text{Fe}_{64}\text{Co}_{21}\text{B}_{15}$, прошедших термомагнитную обработку в интервале температур от 250° до 350°C , при их нагреве до 210°C наблюдается отрицательный ΔE -эффект. Различия в ходе полевых зависимостей ΔE -эффекта аморфных металлических лент составов $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10}\text{Cr}_3\text{Si}_5\text{B}_{15}$ и $\text{Fe}_{64}\text{Co}_{21}\text{B}_{15}$ связаны с отсутствием выраженной наведенной одноосной анизотропии в образцах первого состава и с ее наличием в образцах второго состава.

В лентах $\text{Fe}_{64}\text{Co}_{21}\text{B}_{15}$ с ростом температуры нагрева обнаружено уменьшение абсолютного максимального значения отрицательного ΔE -эффекта и магнитного поля его достижения. Уменьшение поля наведённой одноосной анизотропии ленты состава $\text{Fe}_{64}\text{Co}_{21}\text{B}_{15}$ с ростом температуры нагрева в интервале от 30°C до 210°C можно считать линейным.

В аморфных проволоках состава $\text{Fe}_{75}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$, прошедших обработку постоянным электрическим током при одновременном действии растягивающих напряжений, рост плотности электрического тока обработки приводит к переходу от отрицательного ΔE -эффекта к положительному. Фактором, влияющим на полевые зависимости ΔE -эффекта в исследованных проволоках, является магнитоупругое взаимодействие их ядра и приповерхностной области. Изменения

полевых зависимостей ΔE -эффекта при варьировании температуры нагрева определяется температурными изменениями отношения энергии наведенной анизотропии к энергии упругих напряжений в приповерхностной области, возникающих при намагничивании ядра проволоки.

Обнаружено, что в проволоках состава $Fe_{75}Si_{10}B_{15}$, прошедших термомагнитную обработку, наблюдается отрицательный ΔE -эффект, поле достижения максимального абсолютного значения которого H_{max} определяется температурой обработки. Зависимость H_{max} от температуры нагрева T подчиняется соотношению $H_{max} = AT^{-\beta}$, где A и β ($\beta=0,4\div 0,7$) - параметры, зависящие от температуры термомагнитной обработки проволок. Влияние температуры нагрева проволок на полевые зависимости ΔE -эффекта определяется изменением поля наведенной анизотропии за счет магнитоупругого взаимодействия ядра и приповерхностной области. Полученные выводы подтверждаются полевыми и температурными зависимостями динамических магнитных параметров исследованных проволок.

Основные результаты исследований по теме диссертации опубликованы в работах [157-180].

Список литературы.

1. Глезер А.М. Принципы создания многофункциональных конструкционных материалов нового поколения / А.М. Глезер // УФН. - 2012. - Т. 182. - № 5. - С. 559-566.
2. Золотухин И.В. Новые направления физического материаловедения / И.В. Золотухин, Калинин Ю.Е., Стогней О.В. // Изд-во ВГУ, Воронеж. – 2000. – 456 с.
3. Зусман А.И. Зависимость наведенной анизотропии аморфных сплавов на основе железа от скорости охлаждения при термомагнитной обработке / А.И. Зусман, М.А. Дроздова // ФММ. – 1986. - Т. 62, в.6. - С. 1215 –1216.
4. Salzman P. Anisotropies and domain structures in metallic glasses / P. Salzman, W. Grimm, A. Hubert // JMMM. - 1983. - С. 31-34.
5. Кекало И.Б. Магнитомягкие сплавы / И.Б. Кекало, В.Ю. Новиков // Итоги науки и техники. - Серия Металловедение и терм. обраб.. - ВИНТИ. - 1984.- Т. - 18. - С. 3-56.
6. Гаврилюк А.А. Влияние размеров образца на период доменной структуры аморфных металлических полосок / А.А. Гаврилюк, С.И. Бредихин, А.Л. Петров, В.С. Кузьмин // В сб. «Физика магнитных материалов». - Иркутск. - ИГПИ. - 1995. - С. 19-25.
7. Gavriiliuk A.A. Domain structure reconstruction in amorphous ferromagnetic strips / A.A. Gavriiliuk, A.L. Petrov, S.I. Bredichin, S.M. Zubritsky // ICMFS. - Dusseldorf. - 1994. - P. D 82-D 84.
8. Гаврилюк А.А. Влияние положения оси лёгкого намагничивания на процессы перестройки доменной структуры в аморфных металлических плёнках / А.А. Гаврилюк, Н.П. Ковалева // В сб. «Физика магнитных материалов». - Иркутск. - ИГПИ. - 1995. - С. 25-27.
9. Самцова Н.П. Неупругие и магнитоупругие явления в нанокристаллических сплавах $\text{Fe}_{44}\text{Co}_{45}\text{Zr}_{10}\text{Cu}_1$, $\text{Cr}_{28}\text{Ni}_6\text{Si}_{66}$ и никеле / Н.П. Самцова // Автореферат кандидатской диссертации. - Воронеж. - 1996. - С. 15.
10. Brouha M. The effect of annealing condition on the magnetomechanical properties of Fe-B-Si amorphous ribbons / M. Brouha, J.van der Borst // J.Appl.Phys. - 50 (11). - November 1979.

11. Шулика В.В. Влияние отжига в переменном и постоянном магнитных полях на магнитные свойства аморфного сплава $\text{Fe}_{81}\text{Si}_7\text{B}_{12}$ / В.В. Шулика, А.П. Потапов, И.Е. Старцева, А.А. Глазер // ФММ. - 1985. - Т. 60. - В. 5. - С. 868-873.
12. Глазер А.А. Влияние индуцированной магнитной анизотропии на статические и динамические магнитные свойства аморфных магнитомягких сплавов с различной магнитострикцией / А.А. Глазер, В.В. Шулика, А.П. Потапов // ФММ. - 1994. - Т. 78. - В. 4. - С. 45-51.
13. Boll R. Applications of amorphous magnetic materials in electronics / R. Boll, H. Warlimont // IEEE Trans. Magn. - 1981. - V.17. - P. 3053-3058.
14. Зусман А.И. Зависимость наведённой анизотропии аморфных сплавов на основе железа от скорости охлаждения при термомагнитной обработке / А.И. Зусман, М.А. Дроздова // ФММ. - 1986. - Т. 62. - В. 6. - С. 1215 –1216.
15. Iang I. S. Effect of composite magnetic annealing in amorphous alloys / I.S. Iang, Z.N. Li // IEEE Trans. Magn. - 1982. - V. 18. - P. 1397-1399.
16. Modzelewski C. Magnetomechanical coupling and permeability in transversely annealed Metglas 2605 alloys / C. Modzelewski, H.T. Savage, L.T. Kabacoff, A.E. Clark // IEEE Trans. Magn. Mag. - 17 (1981). - P. 2837.
17. Nam H. Mossbauer study of amorphous $\text{Fe}_{82}\text{B}_{12}\text{Si}_6$ / H. Nam, A.H. Morrish // Physical review b. - V. 22. - N. 9. – 1980. - P. 4215-4222.
18. Atalay S. Pulse annealing of FeSiB Amorphous Wires / S. Atalay, P.T. Squire, M.R.J. Gibbs // IEEE Trans. on Magn. - V. 29. - N. 6. - 1993. - P. 3472-3474.
19. Zhukova V. Tailoring of magnetic properties of glass-coated microwires by current annealing / V. Zhukova, A.F. Cobeno, A. Zhukov, J.M. Blanco, S. Puerta, J. Gonzalez, M. Vazquez // Journal of Non-Crystalline Solids. - 287 (2001). - P. 31-36.
20. Bordin G. Magnetoresistancy and magnetic properties in amorphous Fe-based wires / G. Bordin, G. Buttino, A. Cecchetti, M. Poppi // JMMM. - 231 (2001). - P. 179-184.
21. Atalay S. Effect of different heat treatment on magnetoelastic properties of Fe-based amorphous wires / S. Atalay, H.I. Adiquzel, O. Kamer // Material Science and Engineering A. - V. 304-306. - 2001. - P. 495-498.
22. Докукин М.Е. Влияние термообработки на необратимые изменения свойств аморфных магнитных металлических сплавов / М.Е. Докукин // Автореферат

- диссертация на соискание учёной степени кандидата физико-математических наук.
- Москва. - 2004. - 23 С.
23. O'Handley R.C. Temperature dependence of magnetostriction in $\text{Fe}_{80}\text{B}_{20}$ glass / R.C. O'Handley // Solid State Commun. - 1977. - 22. - P. 562-572.
24. Squire P.T. Magnetomechanical measurements of magnetically soft amorphous materials / P.T. Squire // Meas. Sci. Technol. - 1994. - 5. - P. 67-81.
25. Squire P.T. The use of high-resolution ΔE measurements to study domain process in soft ferromagnets / P.T. Squire, S.N. Hogsdon, D. Atkinson // JMMM. - 140-144 (1995). - P. 1913-1914.
26. O'Handley R.C. Physics of ferromagnetic alloys / R.C. O'Handley // J. Appl. Phys. - 62 (1987). - P. 1549.
27. Скулкина Н.А. Влияние лазерной обработки на магнитные свойства сплава FeBSiC / Н.А. Скулкина, М.А. Горланова, О.А. Иванов, Е.А. Степанова, А.С. Смышляев, П.Е. Маркин, И.А. Попова, Л.Е. Цветкова // ФММ. - 1997. - Т. 83. - В. 5. - С. 54-63.
28. Скулкина Н.А. Распределение намагниченности и магнитные свойства кристаллических, аморфных и нанокристаллических магнитомягких материалов / Н.А. Скулкина // Автореферат диссертации на соискание учёной степени доктора физико-математических наук. - 2008. - Екатеринбург. - 56 С.
29. Драгошанский Ю.Н. Комплексные термоманитная и лазерная обработки электротехнических материалов / Ю.Н. Драгошанский, В.И. Пудов, В.В. Губернаторов // Физика металлов и металловедение. - 2011. - Т. 111. - № 5. - С. 486-492.
30. Каюков С.В. Оптимизация режимов лазерной обработки анизотропной электротехнической стали / С.В. Каюков, Е.Г. Зайчиков, И.А. Дудоров, С.А. Крысанов, В.Н. Поляков // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. - 2003. - Т. 5. - № 1. - С. 55-73.
31. Драгошанский Ю.Н. Доменная структура и свойства магнитомягких материалов, формируемые локальной лазерной обработкой / Ю.Н. Драгошанский, В.В. Губернаторов, В.И. Пудов // Тезисы докладов для Международной конференции «Научное наследие академика С.В. Вонсовского. - 2010. – Екатеринбург. - 154 С.

32. Перов А.В. Влияние термического и фотонного отжига на магнитомеханические свойства аморфного сплава $\text{Fe}_{79.3}\text{P}_{18.2}\text{V}_{2.5}$ / А.В. Перов, Браун.
33. Neel L. Anisotropie magnetique superficielle et surstructures d'orientation / L. Neel // J. Phys. Radium. - V. 15. - 1954. - P. 225.
34. Taniguchi S. A theory of uniaxial ferromagnetic anisotropy induced by magnetic annealing in cubic solutions / S. Taniguchi // Sci. Rep. Tohoku Univ. - ser. A. - V. 7. - 1955. - P. 269.
35. Лесник А.Г. Наведённая магнитная анизотропия / А.Г. Лесник // Наукова Думка. - Киев. - 1976.
36. Hilzinger R. Magnetic Materials: Fundamentals, Products, Applications / R. Hilzinger, W. Rodewald // Publics Erlangen. - Germany. - 2013. - P. 268-280.
37. Gavriliuk A.A. Magnetoelastic behavior of amorphous alloys with strip domain structure / A.A. Gavriliuk, A.V. Gavriliuk, B.V. Gavriliuk // Abstract of EMMA - 2000. - Kiev. - 2000. - Fr-PB-04.
38. Безруков А.В. Влияние состояния поверхности на перемангничивание аморфных сплавов / А.В. Безруков, В.А. Кислов, Ю.Б. Левин, А.В. Серебряков // Металлофизика. - 1986. - Т. 8. - В. 5. - С. 67-69.
39. Зусман А.И. Зависимость наведённой анизотропии аморфных сплавов на основе железа от скорости охлаждения при термомангнитной обработке / А.И. Зусман, М.А. Дроздова // ФММ. - 1986. - Т. 62. - В. 6. - С. 1215-1216.
40. Шулика В.В. Зависимость магнитных свойств аморфного сплава $\text{Fe}_{81}\text{Si}_7\text{B}_{12}$ от скорости охлаждения при термомангнитной обработке / В.В. Шулика, И.Е. Старцева, А.А. Глазер, А.П. Потапов // ФММ. - 1991. - В. 3. - С. 192-195.
41. Драгошанский Ю.Н. Размеры доменов и магнитные потери в текстурированных магнитомягких материалах деформированных путём локального изгиба / Ю.Н. Драгошанский, Е.В. Братусева, В.В. Губернаторов, Б.К. Соколов // ФММ. - 1997. - Т. 83. - В. 3. - С. 61-67.
42. Thomas A.P. Anisotropy and magnetostriction in metallic Glasses / A.P. Thomas, M. Gibbs // JMMM. - 1992. - V. 193. - P. 97-110.
43. Гаврилюк А.А. Дисперсия локальной анизотропии и ΔE -эффект аморфных металлических сплавов / А.А. Гаврилюк, С.М. Зубрицкий, А.Л. Петров, Н.П. Ковалева // ФММ. - 1997. - Т. 84. - В. 3. - С. 5-11.

44. Стародубцев Ю.Н. Анизотропия магнитных свойств аморфного сплава $\text{Fe}_{80}\text{B}_{14}\text{Si}_4\text{C}_2$ / Стародубцев Ю.Н., Катаев В.А. // ФММ. - 1991. - В. 4. - С. 203-205.
45. Мороз Т.Т. Термическая устойчивость и лазерное облучение аморфных сплавов $\text{Fe}_{80}\text{B}_{20-x}\text{Si}_x$ / Т.Т. Мороз, Т.Н. Моисеева, Е.И. Пушенко, О.П. Черенков // Неорганические материалы. - 1999. - Т. 35. - В. 5. - С. 595-599.
46. Глазер А.М. Структура и механические свойства сплавов Fe-Cr-B при переходе из аморфного состояния в кристаллическое / А.М. Глазер, Б.В. Молотиллов, В.П. Овчаров, О.Л. Утевская, Ю.Е. Чичерин // ФММ. - 1987. - Т. 64. - В. 6. - С. 1106-1109.
47. Дьяконова Н.Б. Структурные превращения при кристаллизации аморфных сплавов $\text{Fe}_{67}\text{B}_{15}(\text{Cr}_{1-x}\text{V}_x)_{18}$ с образованием метастабильной сигма фазы / Н.Б. Дьяконова, Д.Л. Дьяконов, И.В. Лясоцкий // ФММ. - 1995. - Т. 80. - В. 4. - С. 119-130.
48. Власова Е.Н. Исследование тонкой структуры аморфных сплавов системы FeSiB на начальных стадиях кристаллизации / Е.Н. Власова, Н.Б. Дьяконова, И.В. Лясоцкий, Б.В. Молотиллов, Д.Л. Дьяконов // ФММ. - 1998. - Т. 85. - В. 4. - С. 129-136.
49. Катаев В.А. О магнитных потерях в отожженных лентах аморфного сплава $\text{Fe}_{81}\text{B}_{13}\text{Si}_4\text{C}_2$ / В.А. Катаев, Ю.Н. Стародубцев, Ф.В. Минеев // ФММ. - 1990. - В. 11. - С. 200.
50. Ok H.N. Surface crystallization and magnetic anisotropy in amorphous $\text{Fe}_{40}\text{Ni}_{40}\text{Mo}_4\text{B}_{18}$ ribbons / H.N. Ok, A.N. Morrish // Journ. Appl. Phys. - 1981. - V. 52. - N. 3. - P. 1835-1837.
51. Hilzinger H.R. Surface crystallisation and magnetic properties in amorphous iron rich alloys / H.R. Hilzinger, G. Herzer // JMMM. - 1986. - V. 62. - P. 143-151.
52. Hilzinger H.R. Effects of surface crystallization on the magnetic properties in iron-rich metallic glasses / H.R. Hilzinger, G. Herzer // Mater. Science and Engineering. - 1988. - V. 99. - P. 101-104.
53. Gibbs M. Optimization of magnetostriction in metallic glasses / M. Gibbs, P. Squire, A. Hayes, J. Vincent // Journ. Appl. Phys. - 1988. - V. 64. - N. 10. - Pt-2. - P. 5419-5421.
54. Кекало И.Б. Влияние частичной кристаллизации, структурной релаксации и внутренних напряжений на магнитные свойства тороидальных образцов

- аморфных металлических сплавов на основе железа / И.Б. Кекало, Ф. Леффлер // ФММ. - 1989. - Т. 68. - В. 2. - С. 280-287.
55. Thomas A.P. Magnetostriction in surface crystallized Fe- and Fe-Ni based metallic glasses / A.P. Thomas, M. Gibbs, J. Vincent, S. Ritchie // Journ. Appl. Phys. - 1991. V. 70. - N. 10. - P. 6528-6530.
56. Гончукова Н.О. Гистерезис магнитномягких аморфных сплавов при отжиге в магнитном поле / Н.О. Гончукова, Т.В. Ларионова, О.В. Толочко // Физика и химия стекла. - 1997. - Т. 23. - В. 3. - С. 348-353.
57. Морозов И.Л. Термостабильность структурных и динамических магнитных характеристик аморфных металлических лент на основе железа / И.Л. Морозов / Диссертация на соискание учёной степени кандидата физико-математических наук. – Иркутск. – 2012. - 130 С.
58. Семенов А.Л. Влияние температуры на динамические магнитные свойства быстрозакаленных ферромагнитных лент / А.Л. Семенов, А.А. Гаврилюк, И.Л. Морозов, Н.В. Морозова, С.М. Зубрицкий, Б.В. Гаврилюк // IV - Байкальская международная конференция «Магнитные Материалы. Новые технологии»: Тезисы докладов. - Иркутск, 21-25 сент. 2010г. - Иркутск: Изд-во ГОУ ВПО «ВСГАО». 2010. - С. 172.
59. Semenov A.L. The temperature hysteresis of the magnetic properties of pre-treated amorphous Fe-based ribbons / A.L. Semenov, A.A. Gavriluk, A.Yu. Mokhovikov, A.Yu. Korzun, N.V. Morozova, I.L. Morozov // 5th «Moscow International Symposium on Magnetism» (MISM): Book of abstracts, 21-25 August, 2011. – Moscow, Russia, 2011. – P. 404.
60. Баюков О.А. Изучение процесса кристаллизации аморфного сплава $\text{Fe}_{64}\text{Co}_{21}\text{B}_{15}$ / О.А. Баюков, Л.А. Чеканова, И.Л. Морозов // Сборник докладов IV – Всероссийской конференции по наноматериалам «НАНО 2011»: 1-4 марта 2011г.- г. Москва, ИМЕТ им. А. А. Байкова РАН, 2011.- с. 213.
61. Покатилов В.С. Локальная атомная структура нанокристаллического сплава $\text{Fe}_{75}\text{Cr}_{10}\text{B}_{15}$ / В.С. Покатилов, Т.Г. Дмитриева, В.В. Покатилов, Н.Б. Дьяконова // Физика твёрдого тела. - 2012. - Т. 54. - В. 9.
62. Крайнова Г.С. Влияние процессов структурной релаксации на структуру, магнитные и электрические свойства спиннингованных лент на основе железа /

- Г.С. Крайнова, В.И. Невмержицкий, А.М. Фролов, Т.А. Писаренко, В.В. Юдин // Известия РАН. Серия физическая. - 2010. - Т. 74. - № 5.
63. Покатилов В.С. Локальная структура рентгеноаморфного сплава $\text{Fe}_{70}\text{Cr}_{15}\text{B}_{15}$ / В.С. Покатилов, Т.Г. Дмитриева, В.В. Покатилов, В.В. Китаев // Известия РАН, Серия физическая. – 2012. – Т. 76. - № 7.
64. Покатилов В.С. Особенности структуры аморфно-нанокристаллического материала $\text{Fe}_{75}\text{Cr}_{10}\text{B}_{15}$ при отжигах вблизи температуры начала кристаллизации / В.С. Покатилов, Т.Г. Дмитриева, С.А. Балмашов, Н.Б. Дьяконова // Материалы VII Международной научно-технической конференции INTERMATIC – 2010. – Ч. 2.
65. Schafer R. Stripe Domains on Amorphous Ribbons / R. Schafer, N. Mattern, G. Henzer // IEEE Transactions on magnetics. - V. 32. N. 5. - September 1996. - P. 4809-4811.
66. Johnson M.J. Reducing Core Losses in Amorphous $\text{Fe}_{80}\text{B}_{12}\text{Si}_8$ Ribbons by Laser-Infused Domain Refinement / M. J. Johnson, R. Chen, D.C. Jiles, V. R. Ramanan // IEEE Transactions on magnetics. - V. 35. - N. 5. - September 1999. - P. 3865-3867.
67. Золотухин И.В. Физические свойства аморфных металлических материалов / И.В. Золотухин // М.: Металлургия. - 1986. - С.176.
67. Золотухин И.В. Термическая устойчивость аморфных металлических сплавов / И.В. Золотухин, О.В. Бармин // М.: Металлургия. - 1991. - С. 132.
69. Гюнтеродт Г. Металлические стекла. Ионная структура, электронный перенос и кристаллизация / Г. Гюнтеродт, Г. Бек // Сб. статей под редакцией Г. Гюнтеродта и Г. Бека.- М.: Мир. - 1983. - С. 376.
70. Гюнтеродт Г. Металлические стекла. Ионная структура, электронный перенос и кристаллизация / Г. Гюнтеродт, Г. Бек // Сб. статей под редакцией Г. Гюнтеродта и Г. Бека.- М.: Мир. - 1983. - С. 454.
71. Кантор Б. Быстрозакаленные металлы / Б. Кантор // Сб. статей под редакцией Б. Кантора. - М.: Металлургия. - 1983. - С. 470.
72. Гилмен Дж. Металлические стекла / Дж. Гилмен // Сб. статей под редакцией Дж. Гилмена и Дж. Лими. - М.: Металлургия. - 1984. - С. 263.
73. Гусев А.И. Нанокристаллические материалы. Методы получения и свойства / А.И. Гусев // Екатеринбург: УРО РАН. - 1998. - С. 200.

74. Судзуки К. Аморфные металлы / К. Судзуки, Х. Фудзимори, К. Хасимото // М.: Металлургия. - 1987. - С. 328.
75. Kaczkowski Z. The magnetostrictive properties Fe–Ni alloys / Z. Kaczkowski // Rozprang elektrotechniczne. - 1965. - V.11. - № 1. - P. 39-69.
76. Кочард А. Магнитомеханическое затухание / А. Кочард // Сб. «Магнитные свойства металлов и сплавов». - М.: Наука. - 1961. - С. 328.
77. Kobacoff L.T. Thermal, magnetic and magnetomechanical properties of Metglass 2605 S2 and S3 / L.T. Kobacoff // IEEE Trans. Magn. – 1982. - V. 53, № 11. - P. 8098 – 8900.
78. Baczewski L.T. ΔE -effect and internal friction in Co-Si-B metallic glasses / L.T. Baczewski, Z. Kaczkowski, E. Lipinski // JMMM. - 1984. - V. 41. - P. 346-348.
79. Savage H.T. Magnetomechanical coupling and ΔE -effect in highly magnetostrictive rare-earth - Fe₂ compounds / H.T. Savage, A.E. Clark, I.M. Powers // IEEE Trans. on Magn. - 1975. - V. 11. - P. 1355-1357.
80. Гаврилюк А.А. ΔE -эффект в аморфных металлических сплавах / А.А. Гаврилюк, Н.П. Ковалева, А.В. Гаврилюк // Т.д. 17-ой Международной школы-семинара НМММ. - М.: МГУ. - 2000. - С. 248-250.
81. Kobelev N.P. Giant ΔE -effect and magnetomechanical damping in amorphous ferromagnetic ribbons / N.P. Kobelev, Ya. M. Soifer, V.G. Shteinberg, Yu.B. Levin // Phys. Stat. Sol. (a). – 1987. - V.102. - P. 773-777.
82. Кобелев Н.П. Гигантский ΔE -эффект и магнитомеханическое затухание в аморфной ферромагнитной ленте / Н.П. Кобелев, Я.М. Сойфер, В.Г. Штейнберг, Ю.Б. Левин // ФТТ. - 1987. - Т.29. - В. 5. - С. 1564-1568.
83. Кобелев Н.П. Температурная зависимость гигантского ΔE -эффекта в аморфной ферромагнитной ленте / Н.П. Кобелев, Я.М. Сойфер, В.Г. Штейнберг // ФТТ. – 1987. - Т. 29. - В. 86. - С. 2294-2297.
84. Гаврилюк А.А. Магнитный фазовый переход в аморфных металлических сплавах с полосовой доменной структурой / А.А. Гаврилюк, А.В. Гаврилюк, Б.В. Гаврилюк, А.Л. Семенов // Известия РАН. Сер. Физическая. - 2001. - Т.65. - № 10. - С. 1487-1491.
85. Savage H.T. Theory and application of highly magnetoelastic Metglass 2605 SC / H.T. Savage, M.L. Spano // Journ. Appl. Phys. - 1982. - V. 53. - № 1. - P. 8092-8097.

86. Kaczkowski Z. Ultrasound velocities in iron-rich metallic glasses / Z. Kaczkowski // Journ. Pure Appl. Ultrason. - 1991. - V. 3. - P. 64-66.
87. Потапов А.П. Физическое обоснование и реализация методов направленного воздействия на функциональные свойства магнитомягких аморфных и нанокристаллических материалов / А.П. Потапов // Автореферат диссертации на соискание ученой степени доктора физико-математических наук. – Екатеринбург: Институт физики металлов УрО РАН. - 2008.- 48 С.
88. Livingston J.D. Magnetomechanical properties of amorphous metals / J.D. Livingston // Phys. Stat. Sol. (a). - 1982. - V. 70. - № 8. - P. 591-596.
89. Spano M.L. Magnetostriction and magnetic anisotropy of field annealed Metglass 2605 via dc M-H loop measurement under stress / M.L.Spano, K.B. Hathaway, H.T. Savage // Journ. Appl. Phys. - 1982. - V.53. - № 3. - P. 2667-2669.
90. Anderson P.M. Magnetomechanical coupling, ΔE -effect and permeability in FeSiB and FeNiMoB alloys / P.M. Anderson // Journ. Appl. Phys. - 1982. - V. 53. - № 11. - P. 1101-1103.
91. Золотухин И.В. Магнитоупругое затухание и ΔE -эффект в аморфном сплаве $\text{Fe}_{45}\text{Co}_{45}\text{Zr}_{10}$ / И.В. Золотухин, Ю.Е. Калинин, В.А. Кондусов // ФТТ. – 1990. - Т.32. - В. 3. - С. 765-769.
92. Золотухин И.В. ΔE -эффект в аморфном сплаве $\text{Fe}_{74}\text{Co}_{10}\text{B}_{16}$ / И.В. Золотухин, Ю.Е. Калинин, В.А. Кондусов, Б.Г. Суходолов // Металлофизика. - 1989. - Т. 11. - В. 4. - 48 С.
93. Авдеев Е.Ю. Магнитоупругое затухание и ΔE -эффект в аморфном и нанокристаллическом сплаве $\text{Fe}_{44}\text{Co}_{45}\text{Zr}_{10}\text{Cu}_1$ / Е.Ю. Авдеев, И.В. Золотухин, Ю.Е. Калинин, Ю.Д. Минаков, Н.П. Самцова // Сб. «Физика магнитных материалов». - Иркутск: ИГПИ. - 1995. - С. 64-69.
94. Катаев Г.И. Магнитострикция и отрицательный ΔE -эффект в ферритах / Г.И. Катаев // Сб. «Физические и физико –химические свойства ферритов». – Минск. - 1966. - С. 160-168.
95. Шубин В.В. Магнитоупругие свойства сплавов и соединений тербия / В.В. Шубин // Автореферат кандидатской диссертации. – Москва: МГУ. - 1986. - С. 18.

96. Гаврилюк А.А. Отрицательный ΔE -эффект в аморфных и нанокристаллических сплавах / А.А. Гаврилюк, Н.П. Ковалева, А.В. Гаврилюк // Известия Вузов. Физика. - 1998. - В. 10. - С. 121-123.
97. Гаврилюк А.А. Отрицательный ΔE -эффект в аморфных металлических сплавах / А.А. Гаврилюк, А.В. Гаврилюк // Т.д. Международной конференции «Релаксационные явления в твердых телах». - Воронеж. - 1999. - С. 83-86.
98. Kabacoff L.T. Thermal, magnetic and magnetomechanical properties of amorphous $Fe_{80-x}Ni_xB_{15}Si_5$ / L.T. Kabacoff, M. Wun-Fogle, F. Bucholtz // IEEE Trans. Magn. - 1985. - V.21. - № 5. - P. 2014-2016.
99. Brouha M. The effect of annealing conditions on magnetomechanical properties of Fe-B-Si amorphous ribbons / M. Brouha, J. Van der Borst // Journ. Appl. Phys. - 1979. - V. 50. - № 11. - P. 7594-7596.
100. Wun-Fogle A. Permeability in frozen high magnetomechanical coupling amorphous ribbons / A. Wun-Fogle, A.E. Clark, K.B. Hathaway // JMMM. - 1986. - V. 54-57. - P. 893-894.
101. Savage H.T. Effects of magnetostriction in amorphous ferromagnets / H.T. Savage, Ch. Adler // Materials Science and Engineering. - 1988. - V. 99. - P. 13-18.
102. Bucholtz F. Preparation of amorphous metallic glass transducers for use in fiber optic magnetic sensors / F. Bucholtz, K.P. Koo, A.M. Yurek, J.A. Vicker, A. Dandridge // Journ. Appl. Phys. - 1987. - V.61. - № 8. - P. 3790-3793.
103. Сокол–Кутыловский О.Л. Параметрическое усиление сигнала преобразователя магнитной индукции на основе магнитоупругого взаимодействия в аморфных ферромагнетиках / О.Л. Сокол–Кутыловский, М.К. Звездин // Дефектоскопия. - 1989. - В.12. - С. 64-67.
104. Звездин М.К. Магнитоупругое взаимодействие в аморфных магнетиках / М.К. Звездин, О.Л. Сокол–Кутыловский // ФММ. - 1993. - Т.76. - В. 6. - С. 32-35.
105. Сокол–Кутыловский О.Л. Резонансные явления в аморфных ферромагнетиках в слабом магнитном поле / О.Л. Сокол–Кутыловский // ФММ. - 1994. - Т. 78. - В. 4. - С. 52-57.
106. Гаврилюк А.А. Фазовый переход второго рода в ферромагнетике с полосовой доменной структурой / А.А. Гаврилюк, А.В. Гаврилюк, Б.В. Гаврилюк, Семенов А.Л. // Известия РАН, серия физическая. - 2001. - Т. 65. - В. 10. - С. 1487-1491.

107. Гаврилюк А.А. Дисперсия локальной анизотропии и ΔЕ-эффект аморфных металлических сплавов / А.А. Гаврилюк, С.М. Зубрицкий, А.Л. Петров, Н.П. Ковалева // Физика металлов и металловедение. - 1997. - Т. 84. - В. 3. - С. 5-8.
108. Гаврилюк А.А. Микромагнитное описание ΔЕ-эффекта в аморфных металлических ферромагнетиках / А.А. Гаврилюк, Б.В. Гаврилюк, А.Л. Семенов, А.В. Гаврилюк, Н.П. Ковалева // Известия Вузов. Физика. - 2001. - N.7. - С. 25-28.
109. Гаврилюк А.А. Магнитные свойства ферромагнетиков, обработанных электрическим током / А.А. Гаврилюк, А.Л. Семенов, А.Ю. Моховиков // Письма в ЖТФ. - 2005. - Т. 31. - В. 6. - С.51-56.
110. Гаврилюк А.А. Магнитные свойства аморфных металлических проволок на основе железа / А.А. Гаврилюк, А.Ю. Моховиков, А.Л. Семенов, А.В. Гаврилюк, С.М. Зубрицкий, А.Л. Петров // Известия Вузов. Физика. - 2004. - В.7. - С. 56-61.
111. Боровкова М.А. Влияние кристаллизационного отжига на динамические магнитоупругие свойства аморфного сплава $\text{Fe}_{73.7}\text{Cu}_{1.0}\text{Nb}_{3.2}\text{Si}_{12.7}\text{B}_{9.4}$ / М.А. Боровкова, Р.С. Ильясов, Н.В. Федорова, Е.П. Елсуков, А.В. Загайнов, Г.Н. Коньгин, О.М. Немцова // Физика металлов и металловедение. - 2009. - Т. 107.
112. Кобелев Н.П. Температурная зависимость «гигантского» ΔЕ-эффекта в аморфной ферромагнитной ленте / Н.П. Кобелев, Я.М. Сойфер, В.Г. Штейнберг // Физика твёрдого тела. - Т. 29. - В. 8. - С. 2294-2297.
113. Squire P.T. Amorphous wires and their applications / P.T. Squire, D. Atkinson, M.R.J. Gibbs, S. Atalay // Journal of Magnetic Materials. - 132 (1994). - P. 10-21.
114. Vazquez M. Domain structure and magnetization process of bent Fe-rich / M. Vazquez, C. Gomez-Polo, H. Theuss, H. Kronmuller // Journal of Magnetism and Magnetic Materials. - V. 164. - I. 3. - P. 319-326.
115. Mohri K. Large Barkhausen effect and Mattenchi effect in amorphous magnetostrictive wires for pulse generator elements / K. Mohri, F.B. Humphrey, J. Yamasaki, F. Kinoshita // IEEE Trans. on Magn. - V. 21. - № 5. - 1985. - P. 2017-2019.
116. Liu J. Theoretical analysis of residual stress effect on the magnetostrictive properties of amorphous wires / J. Liu, R. Mamhall, L. Amberg, S.J. Savage // Journ. Appl. Phys. - V. 67. - № 9. - 1990. - P. 4238-4240.
117. Velazquez J. Magnetic interaction between bistable amorphous ferromagnetic wires / J. Velazquez, M. Vazquez // JMMM. - 2001. - V. 76. - P. 110-121.

118. Yamasaki J. Large Barkhausen discontinuities in Co-based amorphous wires with negative magnetostriction / J. Yamasaki, F.B. Humphrey, K. Mohri, H. Kawamura, H. Takamura // J. Appl. Phys. - 1998. - V. 63. - P. 3949-3951.
119. Моховиков А.Ю. Магнитные и магнитоупругие свойства аморфных металлических проволок и лент на основе железа / А.Ю. Моховиков // Диссертация на соискание ученой степени кандидата физико-математических наук. - Иркутск: ИГУ. - 2006. - 127 С.
120. Гаврилюк А.А. Магнитоупругая связь в аморфных металлических микропроводах / А.А. Гаврилюк, А.Ю. Моховиков, А.В. Гаврилюк, Н.П. Ковалева, Б.В. Гаврилюк // ФММ. - 2005. - Т. 99. - № 4. - С.10-15.
121. Kabanov Yu. Magnetic domain structure of wires studied by using the magneto-optical indicator film method / Yu. Kabanov, A. Zhukov, V. Zhukova, J. Gonzales // JOURNAL OF APPLIED PHYSICS. - V. 87. - 142507. - 28 September 2005.
122. Takajo M. Domain Structure of Chemically Thinned Fe-Si-B Amorphous Wires / M. Takajo, J. Yamasaki, F. B. Humphrey // IEEE Transactions on magnetics. - V. 35. - N. 5. - September 1999. - P. 3904-3906.
123. Chiriac H. Magnetic Domain Structure in Amorphous Glass-Covered Wires with Positive Magnetostriction / H. Chiriac, J. Yamasaki, T. Ovari, M. Takajo // IEEE Transactions on magnetics. - V. 35. - N. 5. - September 1999. - P. 3901-3903.
124. Chiriac H. Magnetic Anisotropy in FeSiB Amorphous Glass-Covered Wires / H. Chiriac, T. Ovari, S. Marinescu, V. Nagacevski // IEEE Transactions on magnetics. - V. 32. - N. 5. - September 1996. - P. 4755-4757.
125. Bordin G. Bending effects and temperature dependence of magnetic properties in Fe-rich amorphous wire / G. Bordin, G. Buttino, M. Poppi // JMMM. - 2001. - V. 233. - P. 187-194.
126. Chiriac H. Internal stresses in highly magnetostrictive glass-covered amorphous wires / H. Chiriac, T.A. Ovari, G.H. Pop, F. Barariu // JMMM. - 1996. - V. 160. - P. 237-238.
127. Severino A.M. Influence of the sample length on the switching process of magnetostrictive wires / A.M. Severino, C. Gomez-Polo, P. Marin, M. Vazquez // JMMM. - 1992. - V. 103. - P. 117-125.

128. Wun-Fogle M. Effect of applied stress on the magnetization of amorphous magnetoelastic wires / M. Wun-Fogle, H.T. Savage, L.T. Kobasoff, M.L. Spano, J.R. Cullen, G.A. Jones, D.J. Lord // IEEE Trans on Magn. - V. 25. - N. 5. - 1989.
129. Vazquez M. Torsion dependence of the magnetization process in magnetostrictive amorphous wire / M. Vazquez, J. Gonzalez, J.M. Blanco, J.M. Barandiaran, G. Rivera, A. Hernando // JMMM. - 1991. - V.96. - P. 321-328.
130. Kraus L. Magnetic properties of stress-Joule-heated amorphous FeCrBSi microwires / L. Kraus, H. Chiriac, T.A. Ovari // JMMM. - 2000. - V. 215-216. - P. 343-345.
131. Soeda M. Large Barkhausen discontinuities of the die-drawn Fe-Si-B wires / M. Soeda, J. Yamasaki, F.B. Humphrey // San Antonio.: Digest of intermag. -1995. - BR-02.
132. Atkinson D. Domain structure observations of as-cast and annealed iron-based amorphous wires / D. Atkinson, P.T. Squire // Journal of Magnetic Materials. - 140-144 (1995). - P. 1901-1902.
133. Atkinson D. The magnetic and magnetoelastic properties of surface crystallized iron-based amorphous wire / D. Atkinson, M R.J. Gibbs, P.T. Squire, Q. Pankhurst // Journal of Magnetic Materials. - 131 (1994). - P. 19-28.
134. Гаврилюк А.А. Микромагнитное описание ΔE -эффекта в аморфных металлических ферромагнетиках / А.А. Гаврилюк, Б.В. Гаврилюк, А.Л. Семенов, А.В. Гаврилюк, Н.П. Ковалева // Известия Вузов. Физика. - 2001. - N. 7. - P. 25-28.
135. Гаврилюк А.В. Магнитные свойства аморфных металлических проволок / А.В. Гаврилюк, А.А. Гаврилюк, Н.П. Ковалева, А.Ю. Моховиков, А.Л. Семенов, Б.В. Гаврилюк // ФММ. - 2006. - Т. 101. - В. 5. - С. 21-29.
136. Gavriiliuk A.A. Stability of magnetic domains inside the core of amorphous metal wire / A.A. Gavriiliuk, A.Yu. Mokhovikov, A.V. Semirov, A.L. Semenov, N.V. Turik, O.V. Kudrewcev // Journal of Non-Crystalline Solids. - 2008. - V. 354. - P. 5230-5232.
137. Гаврилюк А.А. Магнитная структура и механизмы перемагничивания ядра быстрозакаленной ферромагнитной проволоки / А.А. Гаврилюк, А.В. Гаврилюк, И.Л. Морозов, Н.В. Турик, Б.В. Гаврилюк, А.В. Семиров, А.Л. Семенов // Известия ВУЗов. Физика. - 2008. - В. 2. - С. 64-71.

138. Гаврилюк А.А. Устойчивость магнитных доменов в аморфной металлической проволоке / А.А. Гаврилюк, А.В. Гаврилюк, Б.В. Гаврилюк, А.Л. Семенов, А.В. Семиров, Н.В. Турик // Известия ВУЗов. Физика. - 2008. - В. 11. - С. 53-60.
139. Турик Н.В. Динамические магнитные и магнитоупругие свойства аморфных металлических проволок состава $\text{Fe}_{75}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$ и лент состава $\text{Fe}_{64}\text{Co}_{21}\text{B}_{15}$ // Н.В. Турик // Диссертация на соискание учёной степени кандидата физико-математических наук. - ИГУ. - Иркутск. - 2009. - 138 С.
140. Panina L.V. Dynamics and Relaxation of Large Barkhausen Discontinuity in Amorphous Wires / L.V. Panina, M. Mizutani, K. Mohri, F.B. Humphrey, I. Ogasawara // IEEE Trans.Magn. -1991. - Mag-27. - N. 6 - P. 5331-5333.
141. Varga R. Fast magnetic domain wall in magnetic microwires / R. Varga, A. Zhukov, J.M. Blanco, et al. // Phys Rev. B. - V. 76. - P. 132406. - 2007.
142. Gibbs M.R.J. Domain wall mobility in amorphous wires / M.R.J. Gibbs, I.E. Day, T.A. Lafford, P.T. Squire // Journal of Magnetic Materials. - 104-107 (1992). - P. 327-328.
143. Richter K. Influence of the magnetoelastic anisotropy on the domain wall dynamics in bistable amorphous wires / K. Richter, R. Varga, A.Zhukov // J Phys Condens Matter. - 2012 Jul 25. - 24 (29).
144. Morhi K. Large Barkhausen Effect and Matteucci Effect in Amorphous Magnetostrictive Wires for Pulse Generator Elements / K. Morhi, F.B. Humphrey, J. Yamasaki, F. Kinoshita // IEEE Transactions on magnetics. - V. mag-21. - N. 5. - September 1985. - P. 2017-2019.
145. Gonzalez J. Helical Magnetic Anisotropy Induced by Current Annealing Under Torsion in Amorphous Wires / J. Gonzalez, J.M. Blanco, J.M. Barandiaran, M. Vazquez, A. Hernando, G. Rivero, D. Niarchos // IEEE Transactions on magnetics. - V. 26. - N. 5. - September 1990. - P. 1798-1800.
146. Chiriac H. Effect of Thermal Treatment on the Magnetic Inhomogeneities Distribution in Magnetic Amorphous Wires and Microwires / H. Chiriac, N. Lupu // IEEE Transactions on magnetics. - V. 39. - N. 5. - September 2003. - P. 3043-3045.
147. Atalay S. Pulse annealing of FeSiB Amorphous Wires / S. Atalay, P.T. Squire, M.R.J. Gibbs // IEEE Trans. on Magn. - V. 29. - N. 6. - 1993. - P. 3472-3474.

148. Sanchez M.L. ΔE-effect in amorphous microwires and fibres / M.L. Sanchez, P.T. Squire, D. Atkinson // Journal of Non-Crystalline Solids. - 195 (1999). - P. 362-365.
149. Головнев Ю.Ф. Магнитоупругая связь в многослойных ферромагнитных пленках / Ю.Ф. Головнев // Сб. Физика магнитных плёнок. - Чита. – ЧГПИ. – 1972. - С. 129-133.
150. Гаврилюк А.А. Механизм продвижения доменных границ в ядре аморфной металлической проволоки / А.А. Гаврилюк, А.Л. Семенов, А.Ю. Моховиков // ПДММ-2005. - Т.д. - ИАПУ ДВО РАН. - Владивосток. - С. 53-55.
151. Marin P. Thermal dependence of magnetic properties in nanocrystalline FeSiBCuNb wires and microwires / P. Marin, M. Vazquez, J. Arcas, A. Hernando // Journal of Magnetism and Magnetic Materials. - 203 (1999). - P. 6-11.
152. Гаврилюк А.А. Фазовый переход второго рода в ферромагнетике с полосовой доменной структурой / А.А. Гаврилюк, А.В. Гаврилюк, Б.В. Гаврилюк, А.Л. Семенов // Известия РАН, серия физическая. - 2001. - Т.65. - В.10. - С. 1487-1491.
153. Семенов В.С. Двумерные границы Блоха и Нееля в магнитных пленках: 180° – ные доменные границы / В.С. Семенов // ФММ. - 1991 - Т. 72. - В. 2. - С. 64 -71.
154. Зубрицкий С.М. Процессы перестройки полосовой доменной структуры и модуль упругости в аморфных металлических пленках / С.М. Зубрицкий, А.Л. Петров // Физика металлов и металловедение. - 1995. - Т. 80. - В. 6. - С.47-52.
155. Буравихин В.А. Влияние механических напряжений на магнитные свойства пленок. / В.А. Буравихин // Иркутск. Восточно - Сибирское книжное издательство. 1968. 160 с.
156. Тикадзуми С. Физика ферромагнетизма: магнитные характеристики и практическое применение / С. Тикадзуми // 1987. - С. 419.
157. Гаврилюк А.А. Влияние температуры на ΔE-эффект в аморфных металлических лентах состава $\text{Fe}_{64}\text{Co}_{21}\text{B}_{15}$ / А.А. Гаврилюк, А.Л. Семенов, **Е.А. Голыгин**, А.А. Зинченко, А.Р. Гафаров // ФММ. - 2013. - Т. 114, В. 4 . С. 325-328.
158. Гаврилюк А.А. Влияние температуры на ΔE-эффект в аморфных металлических лентах $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10}\text{Cr}_3\text{Si}_5\text{B}_{15}$ / А.А. Гаврилюк, А.Л. Семенов, А.В. Гаврилюк, **Е.А. Голыгин**, А.Р. Гафаров, М.Ю. Просекин, И.Г. Просекина, Б.В. Гаврилюк, Н.В. Морозова, А.Ю. Моховиков // Материаловедение. - 2013. - В. 3. - С.13-18.

159. Семенов А.Л. Влияние термоциклирования на динамические магнитные характеристики быстрозакаленных лент FeCoCrSiB и FeCoB / А.Л. Семенов, А.А. Гаврилюк, **Е.А. Голыгин**, А.Р. Гафаров, Н.В. Морозова, Ю.В. Пузанков // Вестник БГУ. - 2013. - В. 3. - С. 119-123.
160. Гаврилюк А.А. Возбуждение магнитоупругих колебаний в аморфных металлических лентах с одноосной наведенной анизотропией / А.А. Гаврилюк, А.Л. Семенов, **Е.А. Голыгин**, Н.В. Морозова, А.В. Гаврилюк, З.Л. Ярычева, А.Р. Гафаров, А.Ю. Моховиков // Известия вузов. Физика. - 2012. - Т. 55.- № 6. -С. 62-68.
161. Семёнов А.Л. Влияние термомагнитной обработки на температурную стабильность динамических магнитных характеристик аморфных металлических лент / А.Л. Семёнов, А.А. Гаврилюк, А.А. Гафаров, **Е.А. Голыгин**, А.Ю. Моховиков, Н.В. Морозова // Известия вузов. Чёрная металлургия - 2013. - № 12. - С. 65-67.
162. Гаврилюк А.А. Датчик температуры на аморфной металлической ленте / А.А. Гаврилюк, А.Л. Семёнов, А.Ю. Моховиков, **Е.А. Голыгин**, С.М. Зубрицкий // Патент РФ на полезную модель № 129634. - 2013.
- 163 A.A. Gavriliuk Influence of the temperature on the ΔE -effect of rapid-quenched Fe₇₅Si₁₀B₁₅ wires / A.A. Gavriliuk, **E.A. Golygin**, A.L. Semenov, A.Yu. Mokhovikov, A.R. Gafarov, N.V. Morozova // Book of abstract: DICNMA. - 9th – 13th September, 2013. - San Sebastian. - Spain.
164. Semenov A. Influence of the temperature on magnetoelastic parameters of rapid-quenched Fe₇₅Si₁₀B₁₅ wires / A. Semenov, **E. Golygin**, A. Gavriliuk, A. Mokhovikov, A. Gafarov, N. Morozova // Book of abstract: V Euro-Asian Symposium Trends in MAGnetism: Nanomagnetism. - 15th-21st September 2013. - Russky Island. - Vladivostok. – Russia.
165. Gavriliuk A. Influence of the thermocycling on dynamic magnetic parameters of rapid-quenched Fe_{81.5}B_{13.5}Si₃C₂ ribbons / A. Gavriliuk, **E. Golygin**, A. Mokhovikov, A. Gafarov, N. Morozova, A. Semenov // Book of abstract: V Euro-Asian Symposium Trends in MAGnetism: Nanomagnetism, 15th-21st September 2013. - Russky Island. - Vladivostok. - Russia.

166. Semenov A. Magnetic and magnetoelastic properties of amorphous $\text{Fe}_{75}\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$ wires / A. Semenov, A. Gavriiliuk, A. Mokhovikov, A. Seredkin, **E. Golygin**, A. Gafarov, N. Morozova // Book of abstract: JEMS-2013, 25–30 August 2013, Rhodes, Greece. Ref Number 367.1367814949.
167. Гаврилюк А.А. Термостабильность ΔE -эффекта в аморфных металлических лентах на основе железа / А.А. Гаврилюк, А.В. Гаврилюк, А.Л. Семенов, А.Ю. Моховиков, А.А. Зинченко, И.Л. Морозов, Н.В. Морозова, Б.В. Гаврилюк, А.Л. Петров, **Е.А. Голыгин** // IV - Байкальская международная конференция «Магнитные Материалы. Новые технологии»: Тезисы докладов. Иркутск, 21-25 сент. 2010г. - Иркутск: Изд-во ГОУ ВПО «ВСГАО». 2010. - С. 174.
168. Семенов А.Л. Магнитные и магнитоупругие свойства аморфных металлических сплавов на основе железа / А.Л. Семенов, И.Л. Морозов, **Е.А. Голыгин**, Н.В. Морозова, А.Р. Гафаров, А.А. Зинченко, А.Ю. Моховиков, С.М. Зубрицкий, А. В. Пельменева, А.Ю. Корзун, А.А. Гаврилюк // 9-я международная научно-техническая конференция «Современные Металлические Материалы и Технологии» (СММТ'11): Тезисы докладов 22-24 июня 2011 г. - Санкт-Петербург, 2011.
169. Semenov A.L. Automatic setup for discovering the effect of the temperature on dynamic magnetic and magnetoelastic properties of amorphous ferromagnetic alloys / A.L. Semenov, I.L. Morozov, **E.A. Golygin**, N.V. Morozova, A.R. Gafarov, A.A. Zinchenko, A.Yu. Mokhovikov, S.M. Zubritsky, A.V. Pelmeneva, A.Yu. Korzun, A.A. Gavriiliuk // International Conference «Functional Materials – 2011»: October 3 - 8, 2011. - Crimea, Ukraine - Abstracts. - P. 342-343.
170. Gavriiliuk A. Influence of thermocycling on ΔE -effect in amorphous $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{10}\text{Cr}_3\text{Si}_5\text{B}_{15}$ ribbons / A. Gavriiliuk, A. Semenov, A. Mokhovikov, **E. Golygin**, A. Gafarov, N. Morozova, A. Zinchenko // Joint European Magnetic Symposia: Abstracts.– Parma, Italy. September, 9-14. - 2012. - P. - Fp-21.
171. Семенов А.Л. Динамические магнитные характеристики быстрозакаленных лент FeCoCrSiB и FeCoB , прошедших термомагнитную обработку / А.Л. Семенов А.А. Гаврилюк, А.Р. Гафаров, И.Л. Морозов, Б.В.Гаврилюк, **Е.А. Голыгин**, А.Ю. Моховиков, С.М. Зубрицкий, Ю.В. Пузанков // V-International Baikal Scientific

Conference «Magnetic Materials. New Technologies». - г. Иркутск, 2012. - 21-25 сентября. - С. 76-77.

172. Гаврилюк А.А. Влияние температуры на ΔE -эффект в аморфных металлических лентах на основе железа, прошедших термомагнитную обработку / А.А. Гаврилюк, А.Л. Семенов, **Е.А. Голыгин**, А.Р. Гафаров, А.А. Зинченко, Б.В. Гаврилюк, Н.В. Морозова, А.Ю. Моховиков // V-International Baikal Scientific Conference «Magnetic Materials. New Technologies». Иркутск, 2012. - 21-25 сентября. - С. 150-151.

173. **Голыгин Е.А.** Магнитоупругие свойства аморфных лент $Fe_{67}Co_{10}Cr_3Si_5B_{15}$ / **Е.А. Голыгин**, А.А. Гаврилюк, А.Л. Семенов, А.Р.Гафаров, А.А. Зинченко // Сборник трудов XXII Международной конференции «Новое в магнетизме и магнитных материалах», Астрахань НМММ-2012, 17–21 сентября. – с. 105-107.

174. Семенов А.Л. Влияние лазерной обработки на магнитоупругие свойства аморфных лент на основе железа / А.Л.Семенов, А.А. Гаврилюк, **Е.А. Голыгин**, Б.В. Гаврилюк, А.А. Зинченко // Сборник трудов XXII Международной конференции «Новое в магнетизме и магнитных материалах», НМММ-2012. - 17–21 сентября 2012 г. - Астрахань. - С. 97-100.

175. Семенов А.Л. Влияние термоциклирования на динамические магнитные характеристики наноструктурированных лент $FeCoCrSiB$ и $FeCoB$, прошедших термомагнитную обработку / А.Л. Семенов, А.А. Гаврилюк, А.Р. Гафаров, Н.В. Морозова, **Е.А. Голыгин**, А.Ю. Моховиков, М.Ю. Просекин, Ю.В. Пузанков // Сборник трудов конференции «Наноматериалы и технологии». Улан-Удэ, 2012, 28-30 августа. - С. 144-149.

176. Гаврилюк А.А. Влияние температуры на ΔE -эффект в наноструктурированных металлических лентах состава $Fe_{67}Co_{10}Cr_3Si_5B_{15}$ / А.А.Гаврилюк, А.Л. Семенов, **Е.А.Голыгин**, Б.В.Гаврилюк, А.Р.Гафаров, И.Г.Просекина, А.А.Зинченко // Сборник трудов конференции «Наноматериалы и технологии». - Улан-Удэ, 2012, 28-30 августа. - С. 186-191.

177. Гаврилюк А.А. Влияние температуры на ΔE -эффект в наноструктурированных металлических лентах состава $Fe_{67}Co_{10}Cr_3Si_5B_{15}$ // А.А. Гаврилюк, А.Л. Семенов, **Е.А. Голыгин**, Б.В. Гаврилюк, А.Р. Гафаров, И.Г. Просекина, А.А. Зинченко //

Материалы Всероссийской молодежной научной школы «Актуальные проблемы физики» Таганрог, Ростов-на-Дону. 2012, 19-21 сентября 2012 г. - С. 29 -34.

178. **Голыгин Е.А.** Термостабильность ΔE -эффекта в аморфных металлических лентах на основе железа / **Е.А. Голыгин**, А.А. Гаврилюк, А.В. Гаврилюк, А.Л.Семенов, А.Ю.Моховиков, А.А.Зинченко, И.Л. Морозов, Н.В.Морозова, Б.В. Гаврилюк, А.Л. Петров // Сборник тезисов докладов IV Байкальской международной конференции (21-25 сентября, 2010 г.) Иркутск: Изд-во Иркут. гос. пед. ун-та. - 2010. - 186 С.

179. Петров А.Л. Деформационное намагничивание аморфных ферромагнитных лент на основе железа / А.Л. Петров, А.А. Гаврилюк, **Е.А. Голыгин**, С.Г. Федоров, З.Л. Ярычева, С.М. Зубрицкий // Вестн. Иркут. ун-та. - Иркутск, 2008. - Спец. вып.: Материалы ежегодной научно-теоретической конференции аспирантов и студентов. - С. 345-350.

180. Ярычева З.Л. Пьезомагнитные свойства быстрозакалённых ферромагнетиков / З.Л. Ярычева, **Е.А. Голыгин**, А.Л. Петров, А.А. Гаврилюк, С.М. Зубрицкий // Вестн. Иркут. ун-та. - Иркутск, 2008. - Спец. вып.: Материалы ежегодной научно-теоретической конференции аспирантов и студентов. - 447 С.