

МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ  
РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ  
ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ БЮДЖЕТНОЕ  
УЧРЕЖДЕНИЕ НАУКИ  
ИНСТИТУТ ФИЗИКИ МЕТАЛЛОВ ИМЕНИ М.Н. МИХЕЕВА  
УРАЛЬСКОГО ОТДЕЛЕНИЯ РОССИЙСКОЙ АКАДЕМИИ НАУК

На правах рукописи



**СЕРБИН Евгений Дмитриевич**

**МАГНИТНЫЕ И МАГНИТОАКУСТИЧЕСКИЕ ПАРАМЕТРЫ  
СТРУКТУРОСКОПИИ ДЕФОРМИРОВАННЫХ  
И ТЕРМООБРАБОТАННЫХ СТАЛЕЙ**

2.5.9. Методы и приборы контроля и диагностики материалов, изделий, веществ и  
природной среды

**ДИССЕРТАЦИЯ**

на соискание ученой степени  
кандидата технических наук

Научный руководитель:

доктор технических наук, доцент

**В.Н. Костин**

Екатеринбург – 2024

## ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ .....	5
ГЛАВА 1 МЕТОДЫ И СРЕДСТВА СТРУКТУРОСКОПИИ ФЕРРОМАГНИТНЫХ СТАЛЕЙ.....	14
1.1 Электромагнитный контроль структуры и функциональных свойств ферромагнитных сталей.....	15
1.1.1 Структурная чувствительность параметров магнитного контроля ферромагнитных сталей.....	16
1.1.2 Методики и приборы магнитной структуроскопии ферромагнитных сталей.....	17
1.1.3 Комплексные методики многопараметрового анализа микроструктуры и напряжений ферромагнитных сталей.....	24
1.2 Методики и средства акустического контроля структурно-фазового и напряженно-деформированного состояния ферромагнитных сталей.....	27
1.3 Магнитоакустическая структуроскопия ферромагнитных материалов .....	31
1.3.1 Магнитоакустическая эмиссия в ферромагнетиках .....	31
1.3.2 Современное состояние исследований и перспективы применения магнитоакустической эмиссии в структуроскопии ферромагнитных материалов.....	36
1.4 Заключение .....	38
ГЛАВА 2 ОБЪЕКТЫ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЙ .....	40
2.1 Объекты исследований .....	40
2.2 Методики исследований.....	44
ГЛАВА 3 НОВЫЕ МАГНИТНЫЕ ПАРАМЕТРЫ СТРУКТУРОСКОПИИ ФЕРРОМАГНЕТИКОВ.....	48
3.1 Теоретические соотношения и методика определения критических полей .....	48
3.2 Сравнение критических полей, определенных по кривой намагничивания и петле магнитного гистерезиса .....	53

3.3	Измерение критических полей, определяемых формой кривой намагничивания и петли магнитного гистерезиса.....	55
3.4	Выводы к главе 3 .....	62
ГЛАВА 4 ВОЗБУЖДЕНИЕ И ИЗМЕРЕНИЕ МАГНИТОАКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ В ФЕРРОМАГНИТНЫХ МАТЕРИАЛАХ.....		63
4.1	Экспериментальное исследование зависимости параметров магнитоакустической эмиссии от условий ее возбуждения.....	63
4.1.1	Влияние частоты возбуждающего магнитного поля .....	63
4.1.2	Влияние формы и размеров ферромагнитных образцов .....	65
4.2	Экспериментальное исследование зависимости параметров магнитоакустической эмиссии от условий и средств их измерения .....	69
4.2.1	Влияние характеристик контакта между измерительным преобразователем и образцом .....	69
4.2.2	Влияние амплитудно-частотных характеристик измерительного пьезоэлектрического преобразователя .....	70
4.3	Спектральные параметры магнитоакустической эмиссии .....	71
4.3.1	Низкочастотные характеристики магнитоакустической эмиссии.....	72
4.3.2	Высокочастотные характеристики магнитоакустической эмиссии .....	74
4.4	Выводы к главе 4.....	77
ГЛАВА 5 КОНТРОЛЬ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ СТАЛЕЙ РАЗЛИЧНОГО СОСТАВА ПОСЛЕ ТЕРМИЧЕСКИХ И ДЕФОРМАЦИОННЫХ ОБРАБОТОК.....		79
5.1	Контроль термической обработки сталей различного химического состава .....	79
5.1.1	Магнитные характеристики.....	79
5.1.2	Магнитоакустические характеристики .....	82
5.2	Контроль пластической деформации углеродистых сталей.....	87
5.3	Комплексное применение магнитных и магнитоакустических параметров структуроскопии ферромагнитных сталей.....	91

5.4	Методики и средства измерения магнитных и магнитоакустических параметров структуроскопии .....	93
5.5	Выводы к главе 5 .....	99
	ЗАКЛЮЧЕНИЕ.....	101
	СПИСОК РАБОТ, ОПУБЛИКОВАННЫХ АВТОРОМ ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИИ ...	103
	СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ .....	105
	ПРИЛОЖЕНИЕ А Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ «Программа расчета критических полей, определяемых формой петли магнитного гистерезиса и кривой намагничивания ферромагнитных материалов “НкИкс”».....	126
	ПРИЛОЖЕНИЕ Б Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ «Программа расчета магнестрикционной чувствительности ферромагнитных материалов “MgntstrSens”» .....	127
	ПРИЛОЖЕНИЕ В Акт о практическом применении полученных результатов диссертационного исследования ООО «НПЦ «ВТД».....	128
	ПРИЛОЖЕНИЕ Г Акт внедрения ФГАОУ ВО «УрФУ имени первого Президента России Б.Н. Ельцина».....	129

## ВВЕДЕНИЕ

**Актуальность темы исследования.** Повышение требований к эксплуатационным характеристикам материалов и изделий, необходимость обеспечения надежности и долговечности машин и механизмов, а также постоянное расширение областей применения физических методов контроля и диагностики определяют необходимость постоянного совершенствования этих методов.

В ферромагнетиках взаимодействие доменных границ с дефектами кристаллического строения обуславливает высокую чувствительность магнитных параметров к изменению структурно-фазового и напряженно-деформированного состояний материала. Основной магнитной методикой определения структурно-фазового и напряженно-деформированного состояний (т.е. структуроскопии) контролируемых объектов является измерение различных параметров магнитного гистерезиса [1–4]. Однако существующие средства магнитной структуроскопии ферромагнитных материалов имеют ряд ограничений. Большинство известных приборов являются однопараметровыми (коэрцитиметры, измерители намагниченности насыщения, измерители магнитной проницаемости и т.д.). Кроме того, большинство известных приборов обеспечивают измерение магнитных свойств тела, но не вещества [5]. При этом достоверное измерение магнитных свойств требует обеспечения хорошего контакта измерительного преобразователя с поверхностью контролируемого объекта. В настоящее время известна разработанная в ИФМ УрО РАН аппаратно-программная система DIUS-1.21M, которая не только осуществляет измерение целого комплекса параметров вещества контролируемых ферромагнитных объектов, но и позволяет минимизировать влияние немагнитного зазора и других мешающих факторов на результаты измерений [6–8]. Актуальной задачей является расширение функциональных возможностей этой, а также новых поколений аппаратно-программных систем многопараметровой магнитной структуроскопии, что требует поиска новых структурно-чувствительных параметров и разработки методик совместного анализа нескольких магнитных параметров.

Известные средства ультразвуковой структуроскопии имеют ограниченную область применения [9–14]. Измерение скорости ультразвука (например, в методе акустоупругости) предъявляет высокие требования к качеству подготовки

поверхности объектов контроля, а также требует обеспечения прецизионных измерений с относительной погрешностью не более 0,1 процента. Интерпретацию результатов затрудняет то, что такие методики чувствительны к неоднородностям материала, сопоставимым по размерам с длиной ультразвуковой волны [9–14].

Однако необходимость получения наиболее полной и достоверной информации о состоянии объектов делает актуальным комплексное применение методик контроля, использующих параметры различной физической природы. Примером таких методик может быть комбинирование магнитных и акустических параметров [15, 16].

Новую информацию о структурно-фазовом и напряженно-деформированном состояниях могут дать характеристики магнитоакустической эмиссии (МАЭ), которая заключается в возникновении упругих колебаний в ферромагнетике под воздействием переменного магнитного поля. Эффект МАЭ может применяться при исследовании микроструктуры ферромагнитных сталей и сплавов [17], изучении доменной структуры [18], взаимосвязи магнитных и акустических свойств ферромагнетиков [19], а также взаимосвязи магнитоакустических параметров и магнитострикционной чувствительности [20], для определения структурно-фазового [21] и напряженно-деформированного состояний материалов и объектов [22, 23]. В настоящее время МАЭ в различных материалах интенсивно исследуется научными группами разных стран, однако имеющихся результатов недостаточно для применения МАЭ в неразрушающем контроле. Кроме того, открытым остается вопрос об оптимальных способах возбуждения и регистрации параметров МАЭ. Таким образом, исследование эффекта магнитоакустической эмиссии с целью его применения в неразрушающем контроле структурно-фазового и напряженно-деформированного состояний является перспективной задачей.

#### **Степень разработанности темы исследования.**

К настоящему времени известно множество магнитных параметров контроля структурно-фазового состояния материалов. Однако определяемые на кривой намагничивания магнитные параметры (начальная и максимальная восприимчивости, потери на перемагничивание и т.д.) не могут быть использованы на практике в связи с невозможностью полного размагничивания реальных объектов контроля. В данной работе предложены новые более чувствительные в сравнении с коэрцитивной силой

магнитные параметры, определяемые формой предельной петли магнитного гистерезиса вещества, которые могут быть локально измерены с помощью имеющейся аппаратно-программной системы DIUS-1.21M и рассчитаны с помощью новой авторской программы «Программа расчета критических полей, определяемых формой петли магнитного гистерезиса и кривой намагничивания ферромагнитных материалов “Нк|Нкс”» (свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ № 2023660786 от 24 мая 2023 г.).

Для ферромагнетиков характерно различие длин пробега, площадей доменных границ, числа одновременно смещающихся границ, времени смещений доменных границ, а также соотношения этих параметров [24, 25]. Эти особенности должны отражаться в амплитудно-частотном спектре МАЭ. Однако до настоящего времени исследований амплитудно-частотных характеристик МАЭ не проводилось и основным параметром МАЭ было среднеквадратичная величина огибающей потока акустических колебаний [26–29]. В работе предложены новые структурно-чувствительные спектральные параметры МАЭ, такие как основная частота МАЭ, амплитуда гармоники двойной частоты переменного магнитного поля, а также поле максимума МАЭ. На ряде углеродистых сталей и сплавов исследовано влияние на указанные параметры контроля термической обработки и холодной пластической деформации.

До проведения диссертационного исследования для возбуждения МАЭ применяли переменное поле с частотой от долей герц до нескольких килогерц [25–29]. В данной работе экспериментально установлено, что зависимость амплитуды МАЭ от частоты переменного магнитного поля немонотонна и имеет максимум при 3–5 Гц независимо от магнитных свойств, формы и размеров образцов и характеристик акустического измерительного тракта, что определяет оптимальный способ возбуждения МАЭ.

Показана необходимость и возможность комплексного анализа магнитных и магнитоакустических параметров для достоверного определения функциональных свойств ряда холоднодеформированных и термообработанных ферромагнитных углеродистых сталей.

**Цель** работы заключалась в нахождении новых магнитных и магнитоакустических структурно-чувствительных параметров, разработке методик их

измерения и определении возможностей комплексного применения магнитных и магнитоакустических параметров для структуроскопии ферромагнитных сталей.

Для достижения поставленной цели в работе решались следующие **задачи**:

1. Выявление новых, зависящих от формы предельной петли гистерезиса, структурно-чувствительных магнитных параметров контроля термообработки и пластической деформации ферромагнитных сталей и разработка методик их определения на реальных объектах.

2. Определение возможностей селективного измерения спектральных параметров магнитоакустической эмиссии в конструкционных сталях и сплавах. Определение оптимальных условий возбуждения и измерения амплитудно-частотных параметров МАЭ.

3. Выяснение влияния холодной пластической деформации и термической обработки на комплекс магнитных и магнитоакустических характеристик ряда углеродистых сталей различного состава.

**Научная новизна** исследования заключается в следующем:

1. На примере холоднодеформированной и отожженной стали 20Г, а также закаленной и отпущенной стали 7Х3, показана возможность применения новых структурно-чувствительных магнитных параметров, определяемых формой кривых намагничивания и предельной петли гистерезиса в области преобладающих смещений 90-градусных доменных границ, для более чувствительного и достоверного локального контроля термических обработок и пластической деформации.

2. Впервые показана возможность применения новых спектральных параметров магнитоакустической структуроскопии: основной частоты и амплитуды гармоник МАЭ двойной частоты перемагничивания. На примере сталей 60С2А и 95Х18 показано, что эти параметры могут быть применимы для контроля качества средне- и высокотемпературного отпуска закаленных сталей с содержанием углерода более 0,3%. Установлено, что амплитуда гармоник МАЭ с частотой, равной двойной частоте перемагничивания, пропорциональна динамической магнитоакустической чувствительности ферромагнитного материала и измерение этого параметра позволяет оценивать величину акустического отклика ферромагнитных материалов на изменение намагничивающего поля.



3. Установлено, что сопоставление сигналов МАЭ с гистерезисными магнитными параметрами ферромагнитных материалов позволяет ввести новые структурно-чувствительные параметры: временной сдвиг максимума МАЭ и поля максимумов МАЭ. На примере стали 70Г впервые показано, что поле максимума МАЭ, определяемое по временному сдвигу максимума сигнала МАЭ при известном характере временной зависимости перемагничивающего поля, является аналогом усредненного критического поля 90-градусных доменных границ, имеющего отличную от коэрцитивной силы структурную чувствительность, и может применяться для повышения достоверности контроля термических обработок и степени пластической деформации.

**Теоретическая и практическая значимость работы.** Предложены новые структурно-чувствительные магнитные параметры – критические поля, определяемые формой предельной петли магнитного гистерезиса. Показано, что эти параметры могут быть определены с помощью аппаратно-программной системы DIUS-1.21M, а также имеют большую структурную чувствительность, чем известные магнитные параметры. Разработана и включена в состав программного обеспечения АПС DIUS-1.21M программа для расчета критических полей, определяемых формой петли магнитного гистерезиса (свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ № 2023660786 от 24 мая 2023 г.).

Выявлены оптимальные условия возбуждения и измерения магнитоакустической эмиссии в ферромагнитных конструкционных сталях. Разработана методика бесконтактного измерения низкочастотных параметров МАЭ с применением лазерной интерферометрии. Разработана программа расчета магнитострикционной чувствительности и других численных характеристик полевой зависимости магнитострикции ферромагнитных материалов (свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ № 2023660788 от 24 мая 2023 г.).

Определены возможности комплексного применения магнитных и МАЭ-параметров для многопараметровой структуроскопии ферромагнитных сталей и даны рекомендации по применению новых структурно-чувствительных параметров контроля ферромагнитных сталей.

Полученные в работе результаты расширяют представление об амплитудно-частотном анализе магнитоакустической эмиссии, дополняют физические основы МАЭ-спектроскопии ферромагнитных материалов и используются в учебном процессе ФГАОУ ВО «УрФУ имени первого Президента России Б.Н. Ельцина» в курсе дисциплин «Электрический и магнитный контроль», а также «Электромагнитный контроль» при подготовке бакалавров и магистров по направлениям 12.03.01 и 12.04.01 Приборостроение.

Приведенные в работе результаты измерений магнитных, магнитоакустических и магнитострикционных характеристик могут применяться при разработке электромагнитно-акустических внутритрубных дефектоскопов ООО «Научно-производственный центр «Внутритрубная диагностика».

**Методология и методы исследования.** Проведение магнитных измерений и выбор параметров контроля проводились в соответствии с методологией магнитного структурно-фазового анализа при использовании магнитных свойств вещества. При измерении магнитоакустической эмиссии использовались элементы методологии акустико-эмиссионного контроля. Экспериментальные исследования проводились с применением цифровой регистрации и обработки измерительных сигналов, а также анализа экспериментальных данных с помощью разработанных программ.

**Основные положения, выносимые на защиту:**

1. Критические поля, определяемые формой предельной петли гистерезиса в области преобладающих смещений 90-градусных доменных границ, имеют более высокую чувствительность к изменению температуры отжига холоднодеформированной стали 20Г и температуры отпуска закаленной стали 7ХЗ, чем коэрцитивная сила и остаточная магнитная индукция. Критические поля могут быть использованы для определения разупрочнения, происходящего в результате пластической деформации низколегированной стали с содержанием углерода 0,2 %.

2. Зависимость амплитуды магнитоакустической эмиссии от частоты переменного магнитного поля имеет сходный немонотонный характер с максимумом при частотах поля 3–5 Гц для различных по физическим свойствам и размерам металлических ферромагнетиков.

3. Амплитуда гармоника магнитоакустической эмиссии двойной частоты перемагничивания пропорциональна динамической магнитострикционной чувствительности ферромагнетика.

4. Весьма эффективными параметрами диагностики холоднодеформированных и отожженных ферромагнитных сталей являются амплитуда и поле максимума магнитоакустической эмиссии, а эффективными параметрами диагностики закаленных и отпущенных сталей являются амплитуда и основная частота магнитоакустической эмиссии.

**Личный вклад автора.** Определение задач исследования проводилось автором совместно с научным руководителем. Автором самостоятельно получены основные экспериментальные данные магнитных измерений с помощью аппаратно-программной системы DIUS-1.21M, а также зависимостей характеристик МАЭ от амплитуды и частоты переменного магнитного поля, от условий измерений и свойств ферромагнитных материалов, выполнена их статистическая обработка и проведен анализ результатов. Также автор самостоятельно обрабатывал и анализировал результаты магнитных измерений, полученных с помощью магнитоизмерительного комплекса Remagraph. Автором самостоятельно создана программа для расчета критических полей, определяемых формой петли магнитного гистерезиса (свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ № 2023660786 от 24 мая 2023 г.), а также программа расчета магнитострикционной чувствительности (свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ № 2023660788 от 24 мая 2023 г.). Кроме того, автором проведены исследования влияния холодной пластической деформации и термической обработки на комплекс магнитных и магнитоакустических характеристик ряда модельных ферромагнитных сплавов и сталей, а также исследования взаимосвязи магнитных и магнитоакустических параметров и возможности их комплексного применения для диагностики ферромагнитных сплавов и сталей. Результаты выполненных исследований автор докладывал на международных и всероссийских конференциях. Вместе с руководителем и соавторами автор диссертационной работы принимал участие в написании научных статей в рецензируемые журналы.

**Степень достоверности.** Воспроизводимость полученных в работе результатов обосновывает их достоверность. Также достоверность результатов обеспечивается применением аттестованных измерительных приборов, экспериментальных установок, а также методик измерений и обработки экспериментальных данных. Дополнительно, достоверность подтверждается согласованностью промежуточных результатов с результатами других авторов. Выводы, сделанные в диссертационной работе, логически следуют из результатов экспериментальных исследований и не противоречат современным научным представлениям.

**Апробация результатов.** Результаты исследований были представлены на следующих конференциях: XVI, XIX Всероссийская школа-семинар по проблемам физики конденсированного состояния вещества (г. Екатеринбург, ИФМ УрО РАН, ноябрь 2015 и 2018 гг.), XXVIII, XXXI Уральская конференция «Физические методы неразрушающего контроля», (г. Екатеринбург, ИФМ УрО РАН, ноябрь 2015 и 2018 гг.), LVII Международная конференция «Актуальные проблемы прочности» (г. Севастополь, СевГУ, май 2016 г.), Международная конференция «Дни неразрушающего контроля» (г. Созополь, Болгария, ИМех БАН, июнь 2017, 2018 и 2019 гг.), XII Международная научно-техническая конференция «Современные методы и технологии создания и обработки материалов» (г. Минск, Беларусь, ФТИ НАН Беларуси, сентябрь 2017 г.), 6-я Межд. научно-техническая конференция и выставка «Современные методы и приборы контроля качества и диагностики состояния объектов» (г. Могилев, Беларусь, БРУ, сентябрь 2017), XII Международная конференция «Механика, ресурс и диагностика материалов и конструкций», (г. Екатеринбург, ИМАШ УрО РАН, май 2018 г.), VIII Байкальская международная конференция «Магнитные материалы. Новые технологии» (г. Иркутск, ИГУ, август 2018 г.), V, VI, VII, VII Международная молодежная научная конференция «Физика. Технологии. Инновации» (г. Екатеринбург, УрФУ, май 2018, 2019, 2020 и 2021 гг.), VII Euro-Asian Symposium «Trends in MAGnetism» (г. Екатеринбург, ИФМ УрО РАН, сентябрь 2019 г.), 15th International Symposium on Nondestructive Characterization of Materials (г. Порторож, Словения, Американское общество неразрушающего контроля, сентябрь 2019 г.), XXIII Всероссийская научно-техническая конференция

по неразрушающему контролю и технической диагностике (г. Москва, РОНКТД, октябрь 2023 г.).

Диссертационная работа выполнена в лаборатории комплексных методов контроля ИФМ УрО РАН в рамках: государственного задания РАН (шифр «Диагностика», № г.р. 01201463329, а также № АААА-А18-118020690196-3), проекта Комплексной программы УрО РАН «Исследование магнитоупругих эффектов и топологии внутренних и внешних электромагнитных полей применительно к диагностике структурно-фазового и напряженно-деформированного состояний ферромагнитных объектов, подвергающихся термическим и деформационным воздействиям» (№ 15-17-2-5), а также проекта РФФИ № 18-38-00253 мол\_а «Магнитоакустический контроль прочностных свойств холоднодеформированных углеродистых сталей», в котором автор был руководителем проекта.

**Публикации.** По теме исследования опубликовано 11 научных статей: 10 статей в рецензируемых научных журналах, определенных перечнем ВАК РФ [А1-А10], из которых 8 в журналах, индексируемых в базах данных Web of Science и Scopus [А1-А8], а также 1 статья в сборнике трудов конференции [А11] и 20 тезисов в сборниках трудов международных и всероссийских конференций, зарегистрировано 2 программы ЭВМ.

**Соответствие диссертации Паспорту научной специальности.** Содержание диссертации соответствует пункту 1 «Обоснование и разработка новых и усовершенствование существующих методов неразрушающего контроля, диагностики и мониторинга состояния материалов, изделий и сооружений», а также пункту 4 «Методы и аппаратные средства контроля и диагностики размерных, кинематических, динамических, вибрационных, акустических и тепловых параметров механизмов, машин и оборудования» паспорта специальности 2.5.9. Методы и приборы контроля и диагностики материалов, изделий, веществ и природной среды.

**Структура и объем диссертации.** Работа состоит из введения, 5 разделов, заключения и списка литературы. Работа изложена на 129 страницах, включая 53 рисунка и 6 таблиц. Библиографический список цитируемой литературы содержит 203 наименования.

## ГЛАВА 1 МЕТОДЫ И СРЕДСТВА СТРУКТУРОСКОПИИ ФЕРРОМАГНИТНЫХ СТАЛЕЙ

Согласно ГОСТ Р 56542–2019 основными видами неразрушающего контроля по физической природе явлений в его основе являются: акустический, вихретоковый, магнитный, проникающими веществами, оптический, радиационный, радиоволновой, тепловой и электрический [30].

В структуроскопии ферромагнитных сталей широкое применение имеют электромагнитные методы контроля, основанные на измерении магнитных характеристик ферромагнетиков [5–8, 31–83]. Также высокую эффективность контроля свойств ферромагнитных сталей демонстрируют вихретоковый контроль [84–91], метод магнитного шума Баркгаузена [92–110] и электромагнитные методики многопараметрового анализа микроструктуры и напряжений ферромагнитных сталей [111–114]. Помимо электромагнитных методов структуроскопии также применяются акустические методы, основанные на эффекте акустоупругости, который заключается в изменении скорости ультразвуковой волны под действием механических напряжений [9–14, 115–135].

Повышение требований к остаточному ресурсу и эксплуатационным свойствам материалов требует совершенствования методов структуроскопии ферромагнитных сталей. При этом в случае однопараметрового контроля необходимо существование однозначной линейной корреляции между параметром контроля и контролируемым свойством во всем технологическом диапазоне их изменения. Очевидно, что на реальных объектах из ферромагнитных сталей выполнение этого условия далеко не всегда является возможным. Кроме того, дополнительное влияние на изменение параметров оказывают предшествующие обработки и воздействия. Таким образом, многопараметровые методики, основанные на измерении нескольких параметров [4, 15–19, 32, 36, 44, 57, 60–63, 88, 92, 108, 125, 126, 132, 135], позволяют более достоверно оценивать реальные свойства ферромагнитных изделий.

Кроме того, развитие цифровых технологий позволяет производить быстрые сбор и обработку больших объемов данных, а также автоматизацию процессов измерения, способствуя внедрению комплексных методик контроля, основанных на анализе групп свойств различной физической природы [15, 19, 34, 36, 108, 111]. Однако,

отсутствие физических основ, определяющих выбор комплекса параметров контроля, а также надежных методик и приборов измерения различных параметров препятствует развитию комплексной многопараметровой структуроскопии.

### **1.1 Электромагнитный контроль структуры и функциональных свойств ферромагнитных сталей**

Механические и физические свойства ферромагнитных сталей определяются их микроструктурой и текстурой, наведенной деформацией, т.е. структурно-фазовым и напряженно-деформированным состояниями. Структурно-фазовое состояние и уровень остаточных напряжений ферромагнитного материала, в свою очередь, определяется термообработкой или процессом упрочнения. Высокая структурная чувствительность магнитных и электрических свойств обуславливает возможность установления закономерных связей между электромагнитными свойствами ферромагнитных сталей и их структурно-фазовым и напряженно-деформированным состояниями [2, 3, 31–39].

Преимущества методов электромагнитного контроля по сравнению с другими методами заключаются в возможности достижения высоких скоростей контроля, присущей чувствительностью к изменениям структуры, вызванным механической или термической обработками, и неразрушающее воздействие, а также зачастую электромагнитный контроль возможен без контакта с объектом контроля [2–4, 35–39]. Параметры электромагнитного контроля, применяемые во многих методиках магнитных измерений, за счет конструкции измерительных преобразователей могут отражать свойства всего объема изделия, либо только его приповерхностных слоев необходимой толщины [35, 37].

Тем не менее, связь кристаллографической и магнитной структур ферромагнетиков является комплексной и неоднозначной [31–52]. Таким образом, именно проведение исследований взаимосвязей электромагнитных характеристик ферромагнитных материалов с их фазовым составом и параметрами структуры является основой совершенствования методик электромагнитного неразрушающего контроля и диагностики.

### 1.1.1 Структурная чувствительность параметров магнитного контроля ферромагнитных сталей

Существуют две основные группы магнитных свойств вещества: структурно-чувствительные и фазочувствительные (отражающие только изменение фазового состава, не чувствительные к изменениям структуры). Совокупность дефектов кристаллической структуры и текстура металла, наведенной деформацией, определяют структурно-чувствительные свойства. Основными структурно-чувствительными свойствами являются коэрцитивная сила  $H_C$ , остаточная магнитная индукция  $B_r$  или остаточная намагниченность  $M_r$ , а также начальная  $\mu_a$  и максимальная  $\mu_{max}$  магнитные проницаемости. Чувствительными только к фазовому составу (фазочувствительными) свойствами являются температура Кюри  $T_C$ , самопроизвольная намагниченность  $M_s$ , и константы естественной кристаллографической магнитной анизотропии [2, 40, 41]. При этом кристаллическая структура и соотношение фаз металла оказывает влияние на все магнитные свойства вещества [2, 34–52].

Практически все структурно-чувствительные и фазочувствительные параметры кривой намагничивания и предельной петли магнитного гистерезиса уже так и иначе нашли применение в качестве параметров магнитной структуроскопии. Следует отметить, что вследствие необходимости размагничивания объектов контроля и трудоемкости измерений параметры кривой намагничивания (такие как начальная  $\mu_a$  [40, 41, 53, 54] и максимальная  $\mu_{max}$  [2, 33, 39–41, 45, 55, 56] магнитные проницаемости, коэффициент Релея  $b_0$  [2, 40, 45, 54] и поле максимальной магнитной проницаемости  $H_{\mu_{max}}$  [2, 32, 38, 41, 44, 45]), не нашли широкого применения в качестве параметров контроля. В качестве параметров предельной петли магнитного гистерезиса применяются намагниченность насыщения  $M_S$  [2, 32, 33, 40, 45], остаточная намагниченность  $M_r$  (остаточная индукция  $B_r$ ) [2, 34, 38–44, 45, 57–59] и релаксационная коэрцитивная сила  $H_r$  [2, 32, 33, 41, 60]. Наиболее широкое применение в магнитной структуроскопии нашла коэрцитивная сила  $H_C$  [2, 3, 32–45, 50, 56, 59, 61, 62]. Развитие многопараметровых методик магнитной структуроскопии повысило актуальность определения нескольких магнитных параметров всей петли магнитного гистерезиса в одном цикле измерений [56, 61–63], а также определения



параметров на частных циклах перемагничивания, таких как дифференциальная магнитная проницаемость, энергетические потери на перемагничивание в малых магнитных полях [2, 41, 45, 60] или параметры эффекта Баркгаузена [95–101].

Все магнитные свойства в соответствии с чувствительностью к форме и размерам образцов подразделяются на свойства вещества и тела [34, 43]. Коэрцитивная сила практически не испытывает влияния размеров и формы изделий, что обусловило ее широкое применение в методиках электромагнитного контроля. Однако для большинства магнитных свойств вещества и тела структурная чувствительность различается значительно. Так, остаточная намагниченность тела  $M_{rt}$  для объектов с большим фактором размагничивания [34, 43] ведет себя отлично от остаточной намагниченности вещества  $M_r$  при сохранении корреляции с изменением коэрцитивной силы. Это обуславливает применимость величины  $M_{rt}$  в коэрцитиметрических методиках структуроскопии [44].

Следует отметить, что структурная чувствительность магнитных параметров тела базируется на структурной чувствительности магнитных параметров вещества, что делает важным исследование структурной чувствительности магнитных параметров вещества для разработки методик многопараметровой структуроскопии, а также комплексного применения диагностических параметров различной физической природы для диагностики состояния ферромагнитных сталей.

### **1.1.2 Методики и приборы магнитной структуроскопии ферромагнитных сталей**

Большое количество электромагнитных методик используется для контроля сталей, процессов их деградации, технологических обработок и оценки внутренних напряжений [2–4, 34, 42], и все эти методики можно условно разделить на методики, использующие макроскопические и микроскопические магнитные свойства. К макроскопическим можно отнести петлю магнитного гистерезиса и связанные с ней параметры, когда усреднение данных производится за более длительное время и включает движение доменных границ во множестве зерен металла; а к микроскопическим можно отнести микромагнитные свойства, такие как магнитные шумы Баркгаузена (МШБ), сигналы которых формируются движением как отдельных доменных границ, так и их скоплений за более короткое время в течение цикла

намагничивания. Сложная зависимость магнитных параметров от состава материала, предшествующих термомеханических обработок и состояния микроструктуры, а также большое количество магнитных параметров, которые могут быть измерены при различных напряженностях поля и частотах перемагничивания, а также различные конструкции зондов и датчиков затрудняют широкое использование магнитных и электромагнитных методик для однозначной и надежной оценки эксплуатационных напряжений.

Микроструктурные изменения, связанные плотностью дислокаций, фазовым составом и размером зерен определяют механические свойства сталей, такие как, предел текучести, твердость, вязкость и остаточные напряжения. Оценка напряженного состояния детали невозможна без определения остаточных микро- и макронапряжений. Остаточные напряжения первого рода возникают под действием приложенных механических нагрузок, а также за счет различия скорости охлаждения однородных материалов разного сечения. Остаточные напряжения второго рода образуются из-за разности коэффициентов термического расширения между включениями и матрицей в двухфазном материале. Остаточные напряжения третьего рода возникают, когда существует различие параметров решетки когерентно внедренных в матрицу частиц второй фазы и самой матрицы [136].

Большинство неразрушающих методов измерения остаточных напряжений являются косвенными и основаны на измерении деформации или смещения. Кроме того, самоуравновешивающаяся природа остаточных напряжений в отсутствии внешних нагрузок существенно усложняет обработку и интерпретацию результатов их оценки. Все косвенные измерения, применяемые во многих методах оценки напряженно-деформированного состояния, требуют проведения детальных и обширных калибровок. В частности, ультразвуковые и магнитные методы требуют проведения калибровки на материале очень близком к конкретному материалу образца, и даже небольшие отклонения структурно-фазового состояния могут привести к сильным отклонениям расчетных значений напряжений [136].

Коэрцитивная сила  $H_C$  достаточно широко применяется для контроля напряженно-деформированного состояния объектов из ферромагнитных сталей [64–67, 136]. Её высокая структурная чувствительность делает возможным успешное

применение коэрцитиметрии для контроля холодной пластической деформации [2, 31–33, 38, 44, 45, 64, 69, 70] и величины упругих напряжений [59, 71–73]. Однако, коэрцитиметрия неприменима при оценке прочностных свойств изделий, упрочнение которых произведено совместным применением холодной деформации и термообработок. При этом определение коэрцитивной силы  $H_C$  широко применяется для контроля структурно-фазового состояния изделий из ферромагнитных сталей [35, 37, 64], в частности, для контроля качества отжига холоднокатаных сталей выше температуры рекристаллизации [2, 31–33, 44, 45, 64, 69, 70], а также качества закалки и отпуска углеродистых и высоколегированных сталей с содержанием углерода менее 0,3% [2, 31–33, 37, 44, 60, 64, 69, 70]. Однако, коэрцитиметрия не применима для контроля качества отпуска стальных изделий при содержании углерода выше 0,3%.

Для измерения коэрцитивной силы наиболее распространены приборы с преобразователями, выполненными в виде приставных электромагнитов со встроенными в магнитопровод феррозондовыми датчиками, либо датчиками Холла, которые осуществляют локальные магнитные измерения [5–8, 31–35, 37, 41, 64, 68–70, 74]. Принцип действия коэрцитиметров основан на намагничивании участка контролируемого объекта и его последовательного размагничивания путем воздействия нарастающего поля обратного знака. Коэрцитивная сила в подавляющем большинстве приборов определяется по величине тока размагничивания. Существует ряд магнитных структуроскопов, осуществляющих измерение коэрцитивной силы ферромагнитных изделий, таких как КРМ-Ц-К2М [75], а также его цифровые аналоги КИМ-2М [76] и МС-10 [77].

Следует отметить, что большинство существующих магнитных структуроскопов и все перечисленные выше устройства производят измерение свойств тела, а не вещества объекта, поскольку производят определение тока размагничивания посредством феррозондов или датчиков Холла, помещенных в разрезе магнитопровода, что приводит к зависимости результатов измерений от геометрических размеров объектов [5]. Кроме того, факторы локального намагничивания с помощью приставных преобразователей, такие как однородность намагничивания зоны контроля, форма поверхности, а также присутствие зазоров в составных магнитных цепях, существенно влияют на результаты магнитных

измерений. Для оценки свойств вещества необходимо производить учет дополнительных магнитных параметров тела, характеризующих составную цепь «приставной преобразователь–объект» [7, 8]. Данный подход реализован в программно-аппаратной системе DIUS-1.21M, осуществляющей измерение магнитного потока в объекте при помощи отверстия-преобразователя в магнитопроводе электромагнита, а также внутреннего поля в изделии с помощью датчика Холла, расположенного в межполюсном пространстве около поверхности объекта контроля [6, 78]. В работе [79], где приведена конструкция приставного преобразователя на основе постоянных магнитов с датчиком Холла, размещенным в межполюсном пространстве, также отмечается, что подобная конструкция позволяет определять напряженно-деформированное состояние объектов в упругой зоне деформации. Программно-аппаратная система DIUS-1.21M применялась в данной диссертационной работе для определения магнитных параметров ферромагнитных материалов, а также в работе предложены новые магнитные параметры структуроскопии, которые могут измеряться с помощью данной системы.

Кроме традиционных методик магнитного неразрушающего контроля, основанных на измерении «классических» параметров предельной петли гистерезиса, существуют новые методики, такие как гистерезисный метод для обнаружения раннего усталостного повреждения, названный авторами методом магнитного адаптивного контроля [80–82]. Суть метода заключается в систематическом измерении больших семейств малых (второстепенных) петель гистерезиса, от минимальной до максимально возможной амплитуды поля, соответствующей предельной петле гистерезиса ферромагнитного объекта, подверженного деградации вследствие усталости, пластической деформации, нейтронного облучения и др. На основе большого объема измерительных данных, полученных по результатам измерения семейства петель гистерезиса, для оценки степени деградации выбираются параметры, демонстрирующие наибольшую чувствительность. Метод магнитного адаптивного контроля превосходит по чувствительности классические гистерезисные методики и может применяться как в замкнутых, так и в открытых магнитных цепях, однако, является относительным и не предполагает измерения абсолютных магнитных величин. Поэтому контроль любого неизвестного образца требует нового

выбора чувствительных параметров. Еще одним недостатком является низкая скорость контроля, поскольку требуется измерение большого количества малых петель гистерезиса [80].

Для оценки усталости среднеуглеродистой стали была предложена методика смешения частот [83], которая заключается в одновременном приложении к магнитному материалу двух синусоидальных магнитных полей, одно из которых имеет высокую частоту и низкую амплитуду, а другое – относительно низкую частоту и большую амплитуду. В данной методике амплитуда низкочастотной составляющей достаточна для периодического достижения намагничивания насыщения, а сложение с высокочастотным полем приводит перемагничиванию по нелинейному гистерезисному циклу, состоящему из множества петель, как показано на рисунке 1.1. Авторы методики утверждают, что за счет более высокой частоты перемагничивания принимающая катушка выдает более высокую выходную амплитуду, а измерительная система менее зависима от шума, за счет чего достигается повышение соотношения сигнал/шум [83].

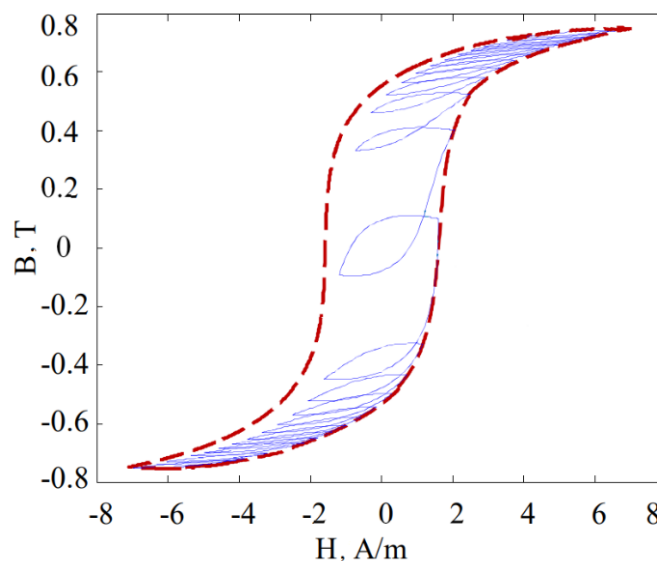


Рисунок 1.1 – Петля гистерезиса перемагничиваемого ферромагнитного материала при смешении частот (Chang, Y. et. al., NDT & E International (2020), V. 111, 102209)

Область, ограниченная малыми петлями гистерезиса, обычно связана с гистерезисными потерями материала, которые высокочувствительны к микроструктуре и дефектам кристаллической решетки материала [34, 83]. В [83] также

указано, что методика смещения магнитных частот предлагает два параметра, включающие коэффициент смещения магнитных частот и коэффициент степенного закона, которые могут применяться для контроля усталости среднеуглеродистых сталей.

Вихретоковые методы и средства структуроскопии основаны на измерении магнитной проницаемости и удельной электрической проводимости материала [84, 85]. Преимуществом вихретокового контроля является его применимость для всех электропроводящих материалов. Вихретоковые методы используются для определения твердости [86], обезуглероживания [87], качества термообработки [88], механических напряжений [89] и определения магнитной анизотропии [3] металлических объектов. Особенностью вихретоковых методов является высокая чувствительность к химическому составу материалов, что успешно используется для сортировки сталей по маркам, но иногда затрудняет контроль механических свойств объектов из сложнолегированных и высокоуглеродистых сталей, прошедших закалку и отпуск. Единственным серийно выпускаемым вихретоковым структуроскопом, пригодным не только для сортировки металлов по химическому составу и определению толщины покрытий, а также для контроля твердости и качества термообработки металлов, является структуроскоп АКА3010, основанный на методе высших гармоник [38]. Поскольку при вихретоковом контроле обычно перемагничивание осуществляется на частотах поля от 100 Гц до 100 кГц, несмотря на усовершенствования методик этого типа контроля, направленных на повышение точности и достоверности измерений [90, 91] явление скин-эффекта существенно ограничивает глубину контроля изделий, которая не превышает единиц миллиметров для большинства распространенных сплавов и сталей. Также, отличие свойств поверхностного слоя вследствие обезуглероживания, присутствие окалина и плохое качество поверхности оказывают существенное влияние на получаемую вихретоковым методом информацию о механических свойствах и структуре материала.

Одним из наиболее широко применяемых магнитных методов измерения остаточных напряжений является магнитный шум Баркгаузена (МШБ) [3, 34, 35, 92, 136], который также стал одним из первых методов магнитных измерений, нашедших

практическое применение [93, 94, 136]. Анализ МШБ основан на измерении количества и величины резких магнитных переориентировок, совершаемых магнитными доменами в ферромагнитном материале во время перемагничивания. Этими переориентировками являются скачкообразные необратимые смещения доменных стенок и вращение векторов намагниченности магнитных доменов, которые наблюдаются как электромагнитные импульсы частот  $10^2$ – $10^6$  Гц и случайны по амплитуде, длительности и времени возникновения, отчего грубо описываются как шум. Электромагнитные импульсы регистрируются катушкой датчика, напряжение которой является производной магнитной индукции по времени. Необратимые движения доменных границ возникают из-за наличия микроструктурных вторых фаз, включений и дислокаций, вносящих неоднородности в магнитные свойства внутри зерен, и, тем самым вызывающих закрепление доменных границ. Метод МШБ особенно чувствителен к микроструктурным изменениям материала, а поскольку распределение доменов зависит от внутренних напряжений, сигнал МШБ чувствителен к напряжениям. Сигнал МШБ обычно измеряется как амплитудное распределение импульсов, либо как среднеквадратический уровень шума в зависимости от приложенного поля. МШБ характеризуется группой параметров, таких как максимальный размер импульса, количество импульсов выше порога, количество пиков, высота и положение пика (коэрцитивная сила), площадь пика, общая энергия МШБ (интегральное квадратичное напряжение) за цикл. Все эти параметры применяются в различных эмпирических моделях, а также при проведении калибровок для осуществления структуроскопии [3, 4, 92, 95–101, 111].

Метод МШБ позволяет определять остаточные напряжения второго и третьего рода [3, 4, 136] и применяется для контроля как холоднокатаных [102, 103], так и горячекатаных [104] сталей. Также МШБ применяется для оценки размера зерна, твердости и фазового состава ферромагнитных сталей [4, 92, 95–101]. Кроме того, разработаны математические основы МШБ, позволяющие производить профилирование свойств по глубине [105], что открывает новые возможности Баркгаузен-спектроскопии напряжений [106]. Очевидно, что сложность микроструктуры металлов и поведение параметров чувствительных к напряжениям требует разработки и применения многопараметровых методик. Существуют серийно

выпускаемые анализаторы шумов Баркгаузена, такие как МШ-3М [109], и Rollscan 350 [39]. Следует отметить, что метод МШБ имеет несколько ограниченный диапазон чувствительности к напряжениям, порядка  $\pm 300$  МПа [136], качество поверхности материала существенно влияет на регистрируемый сигнал, а информативная глубина проникновения МШБ не превышает 1–2 мм даже в случае применения низкочастотных методик МШБ [107, 108, 110, 136], что требует комбинирования с другими методами для осуществления структуроскопии по объему материала.

### **1.1.3 Комплексные методики многопараметрового анализа микроструктуры и напряжений ферромагнитных сталей**

Большая часть современного оборудования для электромагнитного НК в определенной степени уже реализует многопараметровые измерительные методики, что важно в области структуроскопии материалов, например, при использовании вихрековых или микромагнитных методов. Одна из основных проблем структуроскопии заключается в сложных зависимостях измеряемых параметров от реальных свойств материала, а также во влиянии таких факторов, как качество поверхности и однородность структурно-фазового состава, что особенно актуально в производственной практике. Таким образом, контролируемые величины (например, твердость, глубина закалки, пластическая деформация, остаточные напряжения первого рода или приложенные напряжения) обычно не могут быть удовлетворительно охарактеризованы единственным измеряемым параметром. Влияние состояния поверхности, отклонений технологических характеристик или химического состава партии образцов материала возможно устранить, если определять несколько (в идеале независимых) измеряемых величин с объединением полученной с их помощью информации.

Что касается программного обеспечения многопараметровых комплексных методик, необходимо обеспечение компромисса между применением высокопроизводительных математических подходов (регрессионный анализ, распознавание образов, нейронные сети), с одной стороны, и удобством пользовательского интерфейса, упрощающего понимание и управление многопараметровым пространством данных и калибровками. Аппаратное же обеспечение должно иметь наименьшую возможную сложность измерительных

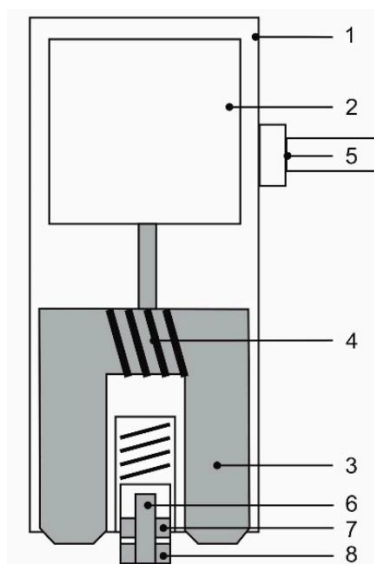


преобразователей и управляющих компонентов для сведения производственных затрат к минимуму и повышения воспроизводимости как характеристик самой системы, так и получаемых результатов измерений.

Современные комплексные методы используют вычислительные алгоритмы, такие как регрессионный анализ или алгоритмы распознавания образов, для установления корреляционных зависимостей между измеряемыми величинами разной физической природы, а также эталонными значениями параметров контролируемых материалов, такими как остаточные напряжения, твердость, глубина закалки, предел текучести и другие свойства. Преимущество некоторых комплексных многопараметровых методик состоит в том, что различные характеристики материала, такие как остаточные напряжения, твердость и глубина закалки, могут быть оценены одновременно [5, 14].

Микромагнитный многопараметровый анализ микроструктуры и напряжений (ЗМА) был разработан в 1980 году [15, 112] и представляет собой гибридную (комплексную) методику, применяющую несколько неразрушающих методов. В методике ЗМА используются такие методы электромагнитного НК как анализ магнитного шума Баркгаузена, анализ высших гармоник временного сигнала напряженности тангенциального магнитного поля, а также анализ дифференциальной магнитной проницаемости и многочастотные вихретоковые методы. Сочетание различных электромагнитных методик контроля позволяет нивелировать влияние различий микроструктуры материала и обработки поверхности при проверке качества термообработки и определения остаточных напряжений [113], а также долгосрочном мониторинге состояния конструкций [111]. Существуют примеры комплексного применения метода ЗМА и ультразвуковых измерений, основанных на эффекте акустоупругости [16, 114]. Строение ЗМА преобразователя показано на рисунке 1.2.

ЗМА метод позволяет получить 21 электромагнитный параметр материала посредством анализа измеренных сигналов, которые используются для решения обратной задачи для определения искомого свойства согласно набору калибровочных данных. Таким образом, возможно определение твердости, глубины упрочнения, предела текучести, остаточного аустенита или остаточных напряжений.



1 – корпус, 2 – электронная плата, 3 – магнитопровод, 4 – катушки намагничивания,  
5 – соединительный кабель, 6 – датчик Холла,  
7 – возбуждающие катушки, 8 – приемные катушки

Рисунок 1.2 – Преобразователь микромагнитного многопараметрового анализатора микроструктуры и напряжений (ЗМА) с внутренними компонентами (Wolter, B. et al., Applied Sciences (2019), V. 9, I.6, 1068)

Неоспоримым достоинством методики ЗМА является возможность замены преобразователей для конкретных задач структуроскопии объектов различной геометрии. Однако, методика ЗМА имеет ограниченную информативную глубину вследствие применяемых эффекта Баркгаузена и метода вихревых токов, а также форма и размеры образца оказывают влияние на получаемые значения измеряемых величин. Кроме того, калибровка методики ЗМА не проста и требует применения производительных программно-аппаратных средств для высокодинамичной обработки сигналов. Также для выполнения калибровки требуется определение всего набора параметров на контрольных образцах с полным диапазоном изменения целевых свойств. При этом образцы должны находиться в том же структурно-фазовом и напряженно-деформированном состояниях, что и исследуемые объекты, а для определения механических характеристик материала необходимо проведение разрушающих испытаний на группе калибровочных образцов [15, 112].

## **1.2 Методики и средства акустического контроля структурно-фазового и напряженно-деформированного состояния ферромагнитных сталей**

Акустический контроль предлагает широкий спектр методик определения различных характеристик материалов и основан на введении волн ультразвуковой частоты в материал объекта и последующее измерение характеристик отраженной, прошедшей или рассеянной волны. Акустические методы являются объемными по своей природе и могут дать представление о свойствах всего объема материала. Изменения микроструктурных или механических свойств материала существенно влияют на ультразвуковые параметры. Однако, следует учитывать, что получаемая акустическими методами информация усреднена по всему акустическому пути ультразвуковой волны [9–14], значительно снижает чувствительность акустических методов к фазовому состоянию и дефектности структуры металлов и сплавов, а также определяет возможность оценки только объемных напряжений первого рода [9]. Кроме того, различные неоднородности структуры материала зачастую являются причиной трансформации типов волн, что затрудняет интерпретацию результатов измерений [9–11].

Ультразвуковая структуроскопия материала применяется как для контроля различных технологических процессов, таких как прокатка, поверхностное упрочнение, дисперсионное твердение, так и для определения механических свойств материала [12, 13, 115], контроля качества термообработки [12, 13, 116, 117], определения остаточных напряжений [12, 13, 14, 118–133], а также для оценки поврежденности металлических объектов вследствие различных механизмов деградации [12, 13, 134], обезуглероживания [12, 13, 135], усталости [12, 13, 134], коррозии [12, 13, 123], ползучести и охрупчивания [9, 12, 13]. При определении текстуры, остаточных напряжений, твердости и усталостных повреждений с помощью ультразвука выполняются высокоточные измерения времени пролета (TOF) и последующая оценка скорости ультразвука. Для определения размера зерна и глубины закалки оценивают рассеяние ультразвуковых волн, определяющее затухание их амплитуды [9–11, 13].

Как известно, в твердых средах, кроме волн сжатия, могут распространяться поперечные (сдвиговые) волны, которые могут иметь два типа поляризации. Для

неразрушающего контроля в основном применяются линейно поляризованные сдвиговые волны. С помощью пьезоэлектрических преобразователей (ПЭП) возбуждаются исключительно сдвиговые вертикальные (SV) волны, линейно поляризованные в плоскости падения (заданная нормалью к поверхности и направлению распространения). Электромагнито-акустическое преобразование (ЭМАП) делает возможным возбуждение поперечных горизонтальных (SH) волн, направление поляризации которых ориентировано перпендикулярно плоскости падения и, в большинстве случаев, параллельно поверхности материала. Кроме того, на поверхности твердого тела без трения может распространяться так называемая поверхностная волна (волна Рэлея), имеющая эллиптическую поляризацию и глубину проникновения порядка одной-двух длин волн [9].

В основе зависимости скорости ультразвука от механических напряжений лежит упругоакустический эффект, то есть линейная зависимость скоростей упругих волн от механических напряжений. Действие механических напряжений на твердое тело оказывает влияние на его упругие свойства, что приводит к изменению скоростей упругих волн, поскольку они зависят от величины и распределения напряжений. Для оценки напряжений, как правило, измеряется скорость одной из мод ультразвуковой волны. Возможно непосредственное измерение скорости волны, а также двулучепреломление поперечной волны и измерение дисперсии [9–14].

Эффект ультразвукового двулучепреломления, заключающийся в разности скоростей ультразвука, соответствующей разности упругих модулей материала нашел широкое применение для оценки напряженно-деформированного состояния изделий. При двулучепреломлении происходит изменение скорости объемных сдвиговых волн, направленных перпендикулярно действию нагрузки и поляризованных продольно и поперечно по отношению к направлению ее действия. Двулучепреломление позволяет охарактеризовать напряженное состояние как разность двух главных напряжений. Этот метод имеет два существенных преимущества для измерения напряжений, первое из которых заключается в независимости двулучепреломления от длины акустического пути и отсутствии необходимости определения толщины объекта, а второе – в необходимости учета постоянной упругости только третьего порядка. Так как упругая постоянная третьего порядка менее подвержена влиянию изменений

микроструктуры по сравнению с другими постоянными Мурнагана третьего порядка, а также постоянными Ламэ второго порядка [9, 13, 14]. Однако, следует отметить, что применение метода двулучепреломления с определением лишь упругой постоянной третьего порядка ограничено материалами с кубической кристаллической решеткой [9].

В поликристаллическом материале ультразвуковое рассеяние происходит по границам зерен вследствие неравенства акустических импедансов в разных зернах. В процессе рассеяния ультразвуковые волны трансформируются: продольная волна частично переходит в поперечную, а поперечная, также частично, в продольную. На зернах, существенно превышающих длину волны ультразвука, происходит диффузное рассеяние, которое не зависит от частоты ультразвука и обратно пропорционально величине зерна. Если размер зерна и длина волны сопоставимы, имеет место стохастическое рассеяние, пропорциональное квадрату частоты ультразвука. Волны Рэлея рассеиваются на зернах существенно меньших длины волны, а их рассеяние пропорционально частоте ультразвука в четвертой степени, и размеру зерна – в третьей [9], что объясняет высокую структурную чувствительность скорости этих волн и широкое применение рассеяния рэлеевских волн в современных приложениях ультразвуковой структуроскопии для определения напряженно-деформированного состояния [9, 13, 14, 115, 117, 132, 134, 135].

Неопределенность применения ультразвука для измерения остаточных напряжений заключается в том, что на скорость ультразвука влияют не только напряжения, но и другие микроструктурные факторы, такие как размер зерна, наличие вторичных фаз, кристаллографическая текстура и т.д. Очевидно, что зависимость модуля сдвига от наличия направленной неравноосности зерен в случае текстурированных материалов проявляется в анизотропии акустоупругих характеристик. Кроме того, неоднородности, вызванные термическими и механическими обработками материала (прежде всего прокаткой), зачастую оказывают сопоставимое с контролируемыми напряжениями влияние на акустоупругие характеристики. Так, при изменении уровня напряжений на 100 МПа изменение скорости звука составляет примерно 0,1 %, что позволяет успешно применять метод акустоупругости в анизотропных материалах только при

обеспечении измерения исходного уровня напряжений в точке измерения. Если собственная акустическая анизотропия изделия составляет от 1 до 10 %, то ее изменение в объеме изделия будет значительно превышать 0,1 % [9, 13, 14, 133]. Таким образом, при сопоставимости анизотропии, наведенной напряжениями с анизотропией, обусловленной технологией изготовления, оценка истинных значений напряжений методом акустоупругости крайне затруднена. Однако, несмотря на влияние микроструктурных изменений в изготовленных стальных изделиях, успешное применение ультразвуковых методов, основанных на явлении акустоупругости, для измерения остаточных напряжений стало достижимым благодаря развитию средств измерений и обработки, а также разработке новых методик измерения и было реализовано авторами работ [115–135].

При использовании ультразвуковых методик возможно достижение длительностей измерения порядка нескольких секунд, а также обеспечение объемного разрешения в единицы кубических миллиметров. Существует структуроскоп СЭМА [123], реализующий эхо-импульсный метод посредством бесконтактного возбуждения и приема двух ультразвуковых поперечных волн ортогональной горизонтальной поляризации за счет электромагнитно-акустического преобразования. Структуроскоп СЭМА позволяет определять напряженно-деформированное состояние, упругие модули и анизотропию свойств изделий. Еще одной подобной системой, использующей контактные совмещенные преобразователи, является система ИН-5101А [124]. В последнее время акустоупругие методики определения напряжений развиваются в сторону применения спектральных параметров ультразвукового сигнала [125]. Также растет количество работ по совместному применению ультразвуковых и магнитных методик структуроскопии [19, 36, 111]. Следует отметить, что акустоупругие методы демонстрируют более высокую точность при контроле поверхностных слоев объектов с использованием рэлеевских волн [115, 117, 133–135], а также при применении критически преломленных продольных волн [127–132], когда глубина проникновения составляет несколько миллиметров.

### **1.3 Магнитоакустическая структуроскопия ферромагнитных материалов**

Магнитоакустическая эмиссия (МАЭ) представляет собой совокупность упругих колебаний, возникающих в ферромагнетике при его перемагничивании в переменном магнитном поле. Впервые явление МАЭ было обнаружено на никелевых образцах в 1974 году с помощью пьезоэлектрических преобразователей акустической эмиссии на основе цирконата-титаната свинца [137, 138] и было названо акустическим эффектом Баркгаузена, или акустической эмиссией Баркгаузена [139], а позднее в работах с ферромагнитными сталями и сплавами магнитомеханической акустической эмиссией [140, 141] и магнитоупругой акустической эмиссией [25–27].

Неоспоримым достоинством магнитоупругих методов измерения напряжений является возможность проведения быстрых циклов измерения и удобство их применения для *in situ* измерений объектов с использованием относительно небольших портативных устройств и датчиков. Кроме того, перспективность применения МАЭ определяется чувствительностью МАЭ не только к приложенным, но и к остаточным напряжениям, пластической деформации, а также к изменениям микроструктуры, что важно для оценки напряженно-деформированного состояния, а также различных механизмов деградации (наводороживание, обезуглероживание, ползучесть, усталостная поврежденность, охрупчивание, радиационное воздействие) ферромагнитных изделий [25–27, 140–146]. Однако, до настоящего времени в мировой практике недостаточно внимания уделялось определению оптимальных условий возбуждения и измерения МАЭ, а также анализу спектральных характеристик магнитоакустической эмиссии.

#### **1.3.1 Магнитоакустическая эмиссия в ферромагнетиках**

Магнитоакустическая эмиссия (МАЭ) является акустическим аналогом магнитного эффекта Баркгаузена [139]. Причинами возникновения МАЭ являются необратимые смещения 90-градусных доменных границ во время перемагничивания ферромагнетика во внешнем магнитном поле, а также магнитострикционные деформации ферромагнетика. Как известно, в ферромагнитных сталях и сплавах магнитные домены разделены 180-градусными и менее многочисленными 90-градусными доменными

границами, при этом движения границ обоих типов участвуют в формировании магнитных шумов Баркгаузена. Однако, движение 90-градусной доменной границы приводит к локальному смещению материала, что вызывает резкое изменение магнитострикционной деформации и, как следствие, создает ультразвуковую сдвиговую волну [26, 139–144]. Также МАЭ может происходить за счет электромагнитно-акустического преобразования (ЭМАП), основанного на возникновении силы Лоренца из-за взаимодействия вихревых токов и поляризующего поля, а также магнитострикции, однако этот механизм проявляется только при частотах внешнего переменного поля выше 1 кГц.

При перемагничивании во внешнем поле процессы перестройки доменной структуры ферромагнетика могут характеризоваться площадью или длиной пробега доменной границ, а также количеством одновременно смещающихся границ и временем скачка Баркгаузена. Кроме того, результирующий сигнал МАЭ зависит от переотражений упругих колебаний от границ ферромагнетика, что является причиной зависимости некоторых параметров МАЭ от формы и размеров перемагничиваемого объекта [139, 147, 148]. Описанные особенности отражаются в спектре МАЭ, который имеет широкий диапазон от нескольких Гц до 1 МГц, и выше [149]. При этом низкочастотная область спектра формируется магнитострикционными колебаниями всего ферромагнитного объекта и обратимыми смещениями доменных границ, а более высокие частоты колебаний вызваны необратимыми смещениями, происходящими в подсистеме 90-градусных доменных границ, и локальными магнитострикционными деформациями. В работе [149] в качестве основного источника МАЭ указываются процессы возникновения и аннигиляции доменных границ, поскольку МАЭ наблюдается даже при бездефектной структуре материала.

Явление МАЭ позволяет обнаруживать скачки доменных границ во всем объеме материала, и в сплавах на основе железа сигнал МАЭ практически не подвержен затуханию. Известно, что максимальная динамика, а также возникновение и аннигиляция 90-градусных доменных границ наблюдается на изгибе петли гистерезиса [32, 36, 40–43]. Исследователями МАЭ неоднократно отмечалось, что сигнал МАЭ может иметь один или два максимума в области разных полей [138–146]. В работе [149] указывается, что основной причиной «раздвоения» максимума МАЭ



является размагничивающий фактор, зависящий от формы образца и типа магнитной цепи. Следует отметить, что 180-градусные доменные границы не участвуют в формировании сигнала МАЭ, хотя этот факт оспаривается в работах [150, 151]. Авторы работы [150] указывают, что причиной участия 180-градусных доменных границ в формировании сигнала МАЭ является изменение атомных расстояний в доменной стенке Блоха при повороте вектора намагниченности, вызванном перемагничиванием.

Сигнал МАЭ содержит информацию как о локальных магнитострикционных взаимодействиях, связанных с необратимыми смещениями 90-градусных доменных границ, так и о результирующем магнитострикционном изменении размеров всего ферромагнитного объекта. В работе [152] было показано, что магнитоакустический эффект отсутствует в материалах с нулевой магнитострикцией (таких как изотропное железо с содержанием Si 6,5 %), а также там же подтверждено, что 180-градусные доменные границы не участвуют в формировании сигнала МАЭ.

Эффект МАЭ чувствителен как к напряженно-деформированному, так и структурно-фазовому состояниям ферромагнетиков [26–28, 137–146]. Когда материалы подвергаются упругой деформации, предпочтительные ориентации доменов изменяются вследствие магнитострикции и происходит изменение объемов доменов [39, 46], при этом объем домена напрямую определяет величину сигнала МАЭ [150]. В материалах с положительной магнитострикцией, таких как стали, в малых полях МАЭ уменьшается при увеличении приложенных напряжений, поскольку домены, параллельные оси напряжения, предпочтительнее даже в отсутствие приложенного поля, что приводит уменьшению количества 90-градусных доменных стенок. В материалах с отрицательной магнитострикцией, таких как никель, МАЭ увеличивается при увеличении растягивающих напряжений при условии неизменности объемов доменов [150].

Для возбуждения МАЭ могут применяться как замкнутые [23, 25, 29, 147–159], так и открытые магнитные цепи [17, 21, 22, 26–28, 137–143, 145, 146]. Как правило, частота внешнего переменного поля не превышает 50–60 Гц, поскольку при более высоких частотах перемагничивания действие вихревых токов существенно ограничивает проникновение магнитного поля в глубину объекта. В следующих

главах этой работы будет показано, что целесообразно применение частоты перемагничивания, не превышающей 10 Гц, что также согласуется с результатами других авторов [17, 21, 22, 143–144, 152, 159–161]. Из рисунка 1.3 видно, что для конструкционных сталей при частоте перемагничивания более 50 Гц глубина скин-слоя составляет порядка 1 мм. Как следует из работ [139, 159] информативная глубина МАЭ в действительности не равна глубине скин-слоя, но зависит от свойств сердцевины поверхностно упрочненных деталей, а также от геометрических размеров исследуемых объектов.

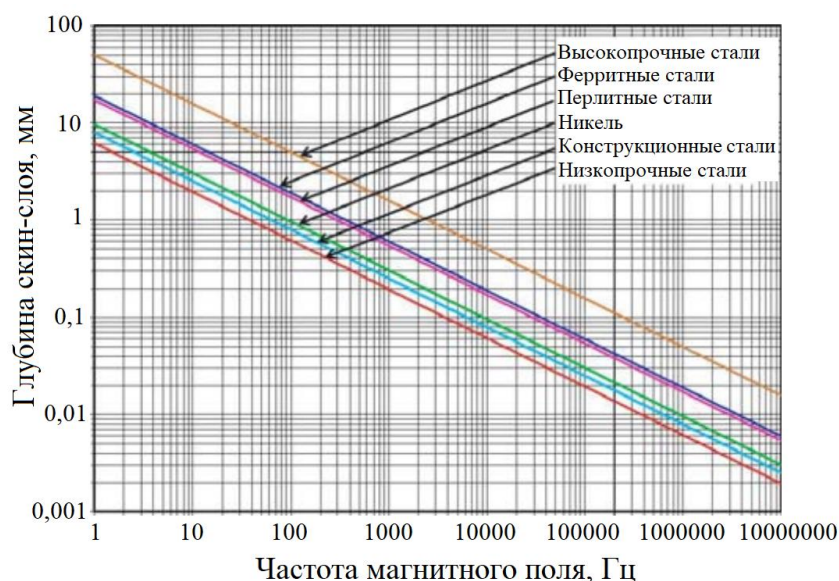


Рисунок 1.3 – Зависимости глубины скин-слоя от частоты перемагничивания для различных классов сталей и никеля (Schajer, G.S. Practical Residual Stress Measurement Methods. 1st ed. Chichester, West Sussex, United Kingdom: Wiley; 2013)

Исследование зависимости сигнала МАЭ от частоты перемагничивающего поля различных ферромагнитных материалов не имеет широкого представления в литературе. В работе [147] показано, что при увеличении частоты перемагничивания низкоуглеродистой стали с помощью приставного электромагнита в диапазоне 5–80 Гц происходит линейный рост амплитуды МАЭ. В работах [153–155] приводятся результаты, показывающие, что чувствительность МАЭ к изменению структурно-фазового состава магнетитовых руд максимальна при низкой частоте перемагничивания в 0,1 Гц. Шумовой характер сигнала МАЭ требует проведение усреднения за несколько периодов для обеспечения достоверности измерений, в то же время для улучшения помехоустойчивости при практическом применении МАЭ в

структуроскопии целесообразно минимизировать длительность периода измерений. Таким образом, исследование зависимости сигнала МАЭ от частоты перемагничивания различных сталей и вопрос о выборе оптимальной частоты переменного магнитного поля МАЭ являются актуальными.

Переменный ток намагничивающей системы как правило имеет гармоническую (синусоидальную) [147, 150, 156, 160, 162–165] или пилообразную [143, 149, 152, 155, 159, 161, 163–165, 166–169] временную зависимость. В работе [165] возбуждение МАЭ также производилось с применением тока с импульсами прямоугольной формы. Авторы сообщают, что более высокая скорость изменения поля при применении тока прямоугольной формы повышает амплитуду импульсов МАЭ в два раза и существенно уменьшает их длительность. Кроме того, при такой временной зависимости переменного магнитного поля увеличивается глубина проникновения магнитного поля в объект контроля, что подтверждается проведенным авторами моделированием [165].

В отличие от магнитных шумов Баркгаузена сигнал МАЭ регистрируется со всего объема образца, а вместо приемной катушки на поверхность образца помещается пьезоэлектрический преобразователь (ПЭП) [139]. Для измерения сигнала МАЭ как правило применяются пассивные акустико-эмиссионные ПЭП с различными амплитудно-частотными характеристиками. Далее сигнал ПЭП усиливается с помощью усилителя заряда, а затем чаще всего дополнительно усиливается (на 40–60 дБ) измерительным усилителем и фильтруется по полосе пропускания, после чего преобразуется в цифровой сигнал для получения среднеквадратичных огибающих потока колебаний в зависимости от тока возбуждения [17, 21, 22, 23, 25, 26–29, 137–155, 157–161]. Также существуют работы, где измерение МАЭ выполняется с помощью ультразвуковых микрофонов, размещенных на расстоянии от объекта [156–158]. Кроме того, теоретически является возможным бесконтактное измерение МАЭ с помощью лазерной интерферометрии, а также возбуждение и измерение МАЭ с помощью электромагнито-акустического преобразования (ЭМАП), однако следует учитывать, что амплитуды колебаний МАЭ малы и для реализации бесконтактных измерений потребуется высокое усиление сигнала и применение схемотехнических решений, обеспечивающих низкий уровень шумов.

Большая ширина спектра МАЭ и разнообразие акустико-эмиссионных ПЭП с различными амплитудно-частотными характеристиками способствовали тому, что различными научными группами регистрируются различные части спектра МАЭ. Некоторые исследователи сходятся во мнении о целесообразности использования ПЭП с резонансной частотой около 150 кГц [25, 139, 140, 147, 149, 150, 163–166], другими применяются более высокочастотные [21, 141, 142, 151, 161] или низкочастотные [23, 139, 143, 144] ПЭП. В работе [149] на основе анализа зависимостей сигнала МАЭ от температуры и размера зерна железиттриевого граната, в котором отсутствуют вихревые токи, делается вывод о необходимости применения широкополосных пьезоэлектрических преобразователей. Существует ряд работ, где измерение МАЭ производится с помощью широкополосных ПЭП [21, 22, 152, 167–170].

### **1.3.2 Современное состояние исследований и перспективы применения магнитоакустической эмиссии в структуроскопии ферромагнитных материалов**

Как уже было указано выше, до настоящего времени не существует общепринятой методики возбуждения магнитоакустической эмиссии, измерение МАЭ в большинстве работ производилось с помощью узкополосных ПЭП, и в мировой практике накоплено недостаточно сведений об амплитудно-частотных спектральных характеристиках МАЭ. Подобно МШБ, основной численной характеристикой МАЭ являлось среднеквадратичная амплитуда, определенная по огибающей потока упругих колебаний в зависимости от приложенного поля.

Попытка объяснения спектрального состава и амплитудно-частотных характеристик сигнала МАЭ была произведена в статье и докладе научного руководителя автора этой диссертационной работы [24, 171], где также впервые было высказано предположение о пропорциональности амплитуды гармоники МАЭ удвоенной частоты перемагничивания динамической магнитострикционной чувствительности ферромагнетика. Данное предположение было экспериментально подтверждено в этой диссертации. Также в работах [24, 171] обосновывается необходимость применения широкополосных ПЭП при измерении сигнала МАЭ.

Магнитоакустическая эмиссия может быть применена для исследования микроструктуры ферромагнетиков [17, 158, 160, 161], изучения их доменной

структуры и взаимосвязей магнитных и акустических свойств [18, 20, 155, 162], а также для оценки структурно-фазового [21] и напряженно-деформированного состояний изделий из ферромагнитных материалов [22, 23, 29, 140–144, 156–158].

Авторы работ [17, 18] сходятся во мнении, что карбидные включения оказывают большее влияние на сигнал МАЭ, чем размер зерна. В работе [20] подтверждается факт зависимости интенсивности МАЭ от величины магнитострикции ферромагнетика, однако авторами отмечено, что вследствие влияния дефектности структуры материала корреляция между магнитострикционными и магнитоакустическими свойствами может быть нелинейной, что согласуется с выводами, сделанными в статье [149].

В последнее время в связи с ростом потребности в достоверной оценке напряженного-деформированного состояния, качества технологических обработок и эксплуатационного состояния ферромагнитных объектов, а также благодаря развитию цифровых измерительных средств и высокой чувствительности эффекта МАЭ к напряжениям и микроструктуре растет число исследований, направленных на применение МАЭ для оценки остаточных напряжений [172, 173], качества термической обработки [18, 157], пластической деформации [167, 168, 174, 175], усталостных повреждений [165] и ползучести [166, 169]. Также существует ряд работ о применении МАЭ для оценки наводороживания ферромагнитных сталей [170, 173, 176].

В работе [177] сообщается о зависимости характера сигнала МАЭ от скорости изменения магнитного поля, а также, в отличие от выводов, сделанных в [149], показано, что нормализация сигнала МАЭ по производной магнитного поля по времени позволяет получить единые пики сигнала МАЭ, имеющие схожую с пиками дифференциальной магнитной проницаемости форму.

В статье [178] впервые приводятся результаты исследования МАЭ в аморфном ферромагнитном стекле, а также приводятся результаты спектрального анализа МАЭ в этом материале. Автором статьи отмечено, что эффект МАЭ может применяться для исследования магнитоупругих свойств ферромагнитных стекол.

Работа [179] является единственной публикацией, где приведен детальный анализ спектров МАЭ с применением методологии акустической эмиссии. Авторами

приводятся результаты исследований МАЭ стальных магнитопроводов трансформаторов. Отмечено, что импульсы МАЭ при увеличении и уменьшении интенсивности поля различны по своим характеристикам, что согласуется с выводами работы [149], где отмечалось, что МАЭ возникает за счет возникновения и аннигиляции доменных стенок. Авторы также отмечают чувствительность МАЭ к локальным свойствам магнитопроводов, что указывает на перспективы применения МАЭ для контроля магнитопроводов трансформаторов. Следует отметить, что приведенные в статье результаты применимы только к трансформаторным сталям.

Несмотря на достаточно большое количество применений эффекта МАЭ для структуроскопии и оценки напряжений ферромагнитных объектов до последнего времени накоплено мало сведений об амплитудно-частотных параметрах МАЭ. Разнообразие структурно-фазовых состояний ферромагнитных сталей и сплавов, подвергнутых различным термическим и деформационным обработкам, требует продолжения исследований поведения эффекта МАЭ в различных ферромагнитных сталях и сплавах, а также проведения анализа взаимосвязей и возможностей комплексного применения магнитных и магнитоакустических параметров ферромагнетиков.

#### **1.4 Заключение**

Выполненный обзор современного состояния магнитного структурного анализа, акустического контроля структурно-фазового и напряженно-деформированного состояний, комплексного микромагнитного многопараметрового анализа микроструктуры и напряжений (ЗМА), а также современного состояния исследований магнитоакустической эмиссии подчеркивает актуальность исследования эффекта МАЭ для его применения в неразрушающем контроле структурно-фазового и напряженно-деформированного состояний ферромагнитных сталей

Таким образом, цель работы заключается в выявлении новых магнитных и магнитоакустических структурно-чувствительных параметров, разработке методик их измерения и определение возможностей комплексного применения магнитных и магнитоакустических параметров для структуроскопии ферромагнитных сталей.

В работе решаются следующие поставленные задачи:

- выявление новых, зависящих от формы предельной петли гистерезиса, структурно-чувствительных магнитных параметров контроля термообработки и пластической деформации ферромагнитных сталей и разработка методик их определения на реальных объектах;

- определение возможностей селективного определения спектральных параметров магнитоакустической эмиссии в конструкционных сталях и сплавах. Определение оптимальных условий возбуждения и регистрации амплитудно-частотных параметров МАЭ;

- анализ влияния холодной пластической деформации и термической обработки на комплекс магнитных и магнитоакустических характеристик ряда углеродистых сталей различного состава.

## ГЛАВА 2 ОБЪЕКТЫ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЙ

### 2.1 Объекты исследований

Для изучения влияния условий возбуждения на параметры магнитоакустической эмиссии в ферромагнетиках, отличающихся по структурно-фазовому составу и, соответственно, по магнитным свойствам, из различных марок сталей были изготовлены пластины размером 4,6×40,1×90 мм. Выбор марок сталей 10, 65Г и 95Х18 был обусловлен широким диапазоном изменения магнитных свойств и химического состава, а также распространенностью этих сталей в технике и промышленности. Пластины были подвергнуты закалке и отпуску при различных температурах ( $T_{зак}$  и  $T_{омн}$ , соответственно). Средняя шероховатость поверхности Ra образцов после шлифования составила 1 мкм. Характеристики пластин приведены в таблице 2.1.

Таблица 2.1 – Характеристики термообработанных стальных пластин

Материал	Обработка		Магнитные свойства			
	$T_{зак}, ^\circ\text{C}$	$T_{омн}, ^\circ\text{C}$	$B_r, \text{Тл}$	$H_c, \text{А/м}$	$\mu_{max}$	$B_{max}, \text{Тл}$
Сталь 10	930	400	1,08	889	531	2,12
Сталь 10	930	500	1,3	786	697	2,12
Сталь 10	930	600	1,52	595	942	2,11
65Г	870	200	0,925	3230	153	1,68
65Г	870	400	1,45	1440	556	2,05
65Г	870	600	1,55	1360	563	2,00
95Х18	1070	200	0,525	7450	37,0	1,01
95Х18	1070	550	0,826	2780	165	1,46

Исследование влияния формы и геометрических размеров ферромагнетиков на величину и характер магнитоакустической эмиссии проводилось с применением образцов из отожженного пермендюра (50 % Fe, 50 % Co): короткая прямоугольная пластина 4,1×40×89 мм (образец П1); длинная пластина с размерами 2×8,9×295 мм (образец П2) и укороченная пластина с размерами 2×9×161 мм (образец П3). Средняя шероховатость поверхности образцов пермендюра после шлифования Ra составила 1,5 мкм. Выбор пермендюра был обусловлен высокой магнитострикцией этого



материала, что позволяло получить наибольшую амплитуду сигнала магнитоакустической эмиссии и ее изменение для образцов разной длины.

Для проверки гипотезы о влиянии вихревых токов на сигнал магнитоакустической эмиссии был выбран образец никель-цинкового феррита с пренебрежимо малой электропроводностью, котором практически отсутствуют вихревые токи. Размеры цилиндрического ферритового образца составляли: диаметр 8,1 мм, длина 160 мм. Магнитные свойства феррита: индукция насыщения равна 0,32 Т, коэрцитивная сила равна 0,4 А/см. Средняя шероховатость поверхности Ra составляла 0,7 мкм после обработки.

Для выявления перспективных параметров контроля структурного состояния материалов посредством цифрового анализа сигнала широкополосных пьезоэлектрических преобразователей (ПЭП) акустической эмиссии проведено исследование особенностей магнитоакустической эмиссии в широко распространенных железосодержащих материалах, имеющих различную структуру и магнитострикционные свойства. Набор образцов шлифовался до достижения средней шероховатости поверхности  $Ra = 1$  мкм. Магнитные характеристики сплавов железа представлены в таблице 2.2. В таблице  $\lambda_{max}^+$  – значение положительного максимума магнитострикции,  $\mu_a$  – начальная магнитная проницаемость,  $b_0$  – коэффициент Релея.

Таблица 2.2 – Химический состав и магнитные характеристики сплавов железа

Сплав	Химический состав, %	$H_c$ , А/м	$M_s$ , А/м·10 <sup>6</sup>	$\lambda_{max}^+$ , 10 <sup>-6</sup>	$\lambda_s$ , 10 <sup>-6</sup>	$\mu_a$	$\mu_{max}$	$b_0$ , м/А
Пермендюр	50Fe, 50Co	129	1,865	-	58	450	1200	0,83
Fe-АРМКО	99.9 Fe	85	1,73	4,1	-12	270	2500	14,0
09Г2	0.11C, 1.7Mn, 0.34Si + Fe	280	1,63	2,7	-4,5	110	1300	3,3
30ХГСА	0.34C, 1.03Cr, 1.15Si, 1Mn + Fe	750	1,586	2,1	-1,2	92	490	0,39
75Г	0.73C, 0.08Cr, 0.21Si, 0.81Mn + Fe	780	1,57	0,8	-6,6	66	460	0,14
9ХФ	0.81C, 1.21Cr, 0.47Mn, 0,49 Ni, 0.23V + Fe	1980	1,38	0,4	-1,8	37	210	0,022

Исследование зависимости магнитоакустических параметров от различных термических обработок и содержания углерода проводилось на отобранных образцах из термообработанных конструкционных сталей 09Г2, 35 и 60С2А. Выбор марок сталей предопределялся их широкой распространенностью в техносфере, различным содержанием углерода, а также отсутствием эффективных методик контроля отпуска этих сталей. Образцы сталей 35 и 60С2А нагревались в печи до 850 °С с выдержкой в течение 10 минут и закалялись в воде при комнатной температуре. Сталь 09Г2 закалялась до температуры 930 °С с охлаждением в воду. Далее образцы закаленных сталей были подвергнуты отпуску при температурах в диапазоне 20–700 °С. Образцы были доведены до окончательных размеров 10×10×62 мм посредством шлифовки с малой круговой подачей и интенсивным охлаждением. Средняя шероховатость поверхности Ra составила 0,7 мкм. После проведения шлифования коэрцитивная сила подготовленных образцов изменилась незначительно, что свидетельствует об отсутствии заметной пластической деформации, которая могла быть вызвана шлифовкой.

Для определения возможности контроля температуры отжига сталей с различным содержанием углерода образцы сталей 20Г и 70Г подвергались холодной пластической деформации прокаткой до 40 % и 63 % соответственно (по изменению сечения), а затем отжигались при различных температурах в диапазоне от 20 до 800 °С в течение 1 часа с последующим охлаждением на воздухе. Снятие окалины и обезуглероженного слоя проводилось посредством шлифовки. Средняя шероховатость поверхности Ra составила 0,7 мкм. Конечные размеры образцов стали 20Г составили 4×10,2×69 мм, а стали 70Г – 6×9,5×88 мм. Коэрцитивная сила всех исследуемых образцов после шлифования изменилась незначительно, что указывает на отсутствие при шлифовке заметной пластической деформации.

Для оценки чувствительности магнитных свойств сталей после закалки к разупрочняющему воздействию термических обработок, а также исследования характера зависимости магнитоакустической эмиссии от частоты переменного поля проводились с использованием образцов распространенных конструкционных сталей различного химического состава, такие как сталь 10, 65Г и 95Х18, описанных выше. Химический состав сталей приведен в таблице 2.3.

Таблица 2.3 – Содержание элементов в исследуемых сталях, % (мас.)

Материал	C	Si	Mn	Cr	Ni
Сталь 10	0,07–0,14	0,17–0,37	0,35–0,65	≤ 0,15	≤ 0,25
65Г	0,62–0,70	0,17–0,37	0,90–1,20	≤ 0,25	≤ 0,25
95Х18	0,90–1,0	≤ 0,8	≤ 0,8	17–19	≤ 0,6

Для оценки возможности применения критических полей, определяемых по форме петли магнитного гистерезиса, для контроля различных термических обработок ферромагнитных сталей, а также определения возможности расчета этих критических полей по результатам локальных магнитных измерений с помощью портативных аппаратно-программных систем электромагнитного контроля применялись образцы отожженной стали 20Г, описанные выше, а также группа образцов стали 7Х3 после закалки и отпуска. Сталь 7Х3 была выбрана из-за высокого (0,7%) содержания углерода. Образцы стали 7Х3 были закалены до 860 °С с последующим охлаждением в масло. Конечные размеры образцов составили 65,7×8,8×8,8 мм, средняя шероховатость Ra = 0,8 мкм. Температуры отпуска, а также магнитные параметры образцов стали 7Х3 представлены в таблице 2.4.

Таблица 2.4 – Технологические и магнитные параметры стали 7Х3

Обработка	Магнитные свойства			
	$T_{отп}, ^\circ\text{C}$	$HRC$	$H_C, \text{A/m}$	$B_r, \text{Tл}$
100	60,0	3440	1,02	162
150	58,0	3380	1,03	164
200	54,5	2980	1,07	199
225	55,5	2900	1,09	209
250	54,0	2360	1,07	256
275	54,0	2290	1,06	262
300	53,0	2250	1,05	268
350	50,0	2210	1,08	284
400	47,0	1930	1,16	345
450	46,0	1740	1,20	387
500	42,5	1620	1,37	455
550	36,5	1360	1,43	527
600	32,0	1330	1,44	542

Для отработки методики бесконтактных измерений магнитострикционных параметров применялась та же группа образцов, что и для исследования особенностей магнитоакустической эмиссии. Это обусловлено тем, что в данной группе образцы сплавов железа имеют различную структуру, а также широко различающиеся магнитные и магнитострикционные свойства. Характеристики образцов данной группы представлены выше в таблице 2.2.

Для исследования возможности контроля степени пластической деформации стальных изделий были изготовлены пластины различной толщины из закаленной стали с содержанием углерода 0,2%, соответствующей марке 20ХН2М. Химический состав, определенный с помощью оптико-эмиссионного спектрометра Q4 TASMAN, приведен в таблице 2.5.

Таблица 2.5 –Содержание элементов в холоднодеформированной стали, % (мас.)

C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	Cu
0,20	0,34	0,43	1,49	0,35	3,21	0,84

Стальные пластины были прокатаны в валках до различных степеней деформации (по изменению сечения) от 0 до 20% с постоянной скоростью при комнатной температуре для достижения одинаковой толщины. После холодной прокатки листы подвергались плоскому прессованию для восстановления плоскостности под нагрузкой 150 тонн. Прессование не привело к существенному изменению поперечных размеров и все образцы приняли плоскую форму. Все образцы были доведены до конечной толщины шлифованием при низкой скорости вращения диска. Края образцов были обработаны на электроэрозионном станке. После всех обработок размеры образцов составили 3×40×78 мм при средней шероховатости поверхности Ra = 1.2 мкм.

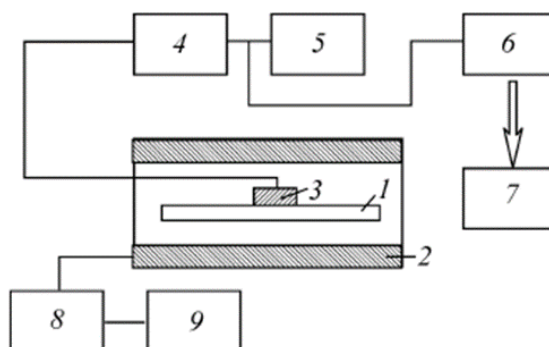
## 2.2 Методики исследований

Магнитные свойства образцов были измерены с помощью измерительного комплекса REMAGRAPH C – 500 производства фирмы Magnet-Physik Dr. Steingroever GmbH, Германия. Погрешность измерения намагниченности не превышала 2 %, погрешность измерения поля – 1 %. Кроме того, магнитные свойства ферромагнитных образцов измерялись с помощью разработанной в ИФМ УрО РАН аппаратно-программной системы DIUS-1.21M, позволяющей проводить измерение группы

параметров вещества контролируемых стальных объектов, а также минимизировать влияние немагнитного зазора и других мешающих факторов на результаты измерений [6–8].

Твердость образцов была измерена с помощью твердомера ТК14-250 с погрешностью не более 0,5 HRB (шкала Бринелля).

Исследования магнитоакустической эмиссии проводились на специально созданной установке. Блок-схема установки для исследования МАЭ представлена на рисунке 2.3. Измерение параметров магнитоакустической эмиссии проводилось при перемагничивании образцов (1) в соленоиде (2) внешним синусоидальным полем. Для генерации перемагничивающего тока применялись прецизионный задающий генератор синусоидального напряжения ГЗ-110 с шагом установки частоты в 0,01 Гц и генератор Tektronix AFG1022 (9), а также специально разработанный усилитель мощности (8) с частотным диапазоном от 0 до 20 кГц. Амплитуда и форма перемагничивающего тока в обмотке соленоида контролировались с помощью двухлучевого осциллографа Tektronix TBS1072B.



1 - образец; 2 - соленоид; 3 - широкополосный ПЭП; 4 - измерительный усилитель; 5 - осциллограф; 6 - аналого-цифровой преобразователь; 7 - компьютер; 8 - усилитель мощности; 9 - генератор

Рисунок 2.1 – Блок-схема установки для исследования магнитоакустической эмиссии

Для возбуждения МАЭ применялись два соленоида с различной степенью однородности поля. Соленоид 1 имел длину 154 мм, прямоугольное отверстие 30x60 мм и поле в нем было неоднородным: на расстоянии четверти длины от центра максимальная амплитуда поля уменьшалась более, чем на 15 % от значения в центре соленоида. Соленоид 2 имел длину 750 мм, круглое отверстие диаметром 48 мм и область однородного (с точностью до 2 %) поля в нем составляла 120 мм.

Максимальная амплитуда поля в соленоидах 1 и 2 достигала 160 А/см и 100 А/см соответственно. Для устранения посторонних колебаний образцы в соленоидах размещались либо на поролоновой подкладке (соленоид 1), либо на подвесе (соленоид 2).

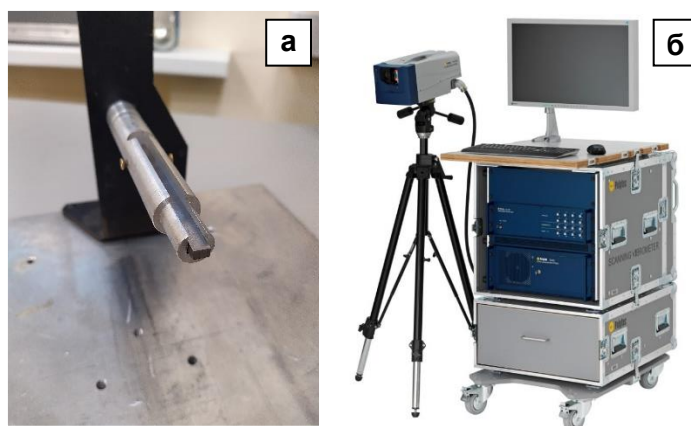
Поскольку спектр магнитоакустической эмиссии может быть очень широким (от единиц Гц до нескольких МГц), то для измерений были использованы опробованные методики и средства акустоэмиссионного контроля [1, 10, 26–28] Акустические колебания регистрировались двумя широкополосными ПЭП акустической эмиссии LD-11 и А-9 ЭЛТЕСТ (3) с диаметрами рабочей зоны 17,5 мм (ПЭП 1) и 21 мм (ПЭП 2).

Для улучшения акустического контакта пьезоэлектрические преобразователи акустической эмиссии прижимались к поверхности образцов через тонкий слой трансформаторного масла или смазки Литол-24 и фиксировались упругой лентой. Сигнал ПЭП усиливался широкополосным измерительным усилителем У2-6 (4). После усиления сигнал наблюдался на экране цифрового осциллографа Tektronix TBS1072B (5), а также после аналого-цифрового преобразования с помощью внешнего АЦП E20-10 L-Card с частотой дискретизации 1,5 МГц (6) подавался на USB-вход компьютера (7). Для цифровой регистрации и анализа сигналов использовалась находящаяся в свободном доступе программа Lgraph2.

Расчет критических полей, определяемых формой петли магнитного гистерезиса, производился с помощью разработанной автором работы программы «Программа расчета критических полей, определяемых формой петли магнитного гистерезиса и кривой намагничивания ферромагнитных материалов “Нк|Нкс”» (свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ № 2023660786 от 24.05.2023). Методике расчета критических полей и описанию программы посвящена глава 3 настоящей работы. Также методика опубликована в статье автора [А7].

Для бесконтактных измерений магнитострикционных параметров ферромагнетиков применялся специально изготовленный держатель из дюралюминия, позволяющий зажимать образец с боков винтами с упором одной из торцевых поверхностей образца. Держатель образца помещался в соленоид 1 с

исключением механического контакта между держателем и стенками соленоида. Бесконтактное измерение магнитострикционного изменения размеров ферромагнитных образцов производилось с помощью лазерного сканирующего виброметра Polytec PSV-500-HV, реализующего схему интерферометра Маха-Цандера. Общий вид компонентов измерительной установки приведен на рисунке 2.4.



*a* – держатель образца, *б* – сканирующий лазерный виброметр PSV-500-HV

Рисунок 2.2 – Общий вид измерительной установки для бесконтактного измерения магнитострикционных характеристик ферромагнитных материалов

Лазерный луч виброметра направлялся на свободную торцевую поверхность образца и производили фокусировку и настройку луча лазера. Измерение колебаний производилось в режиме быстрого преобразования Фурье с регистрацией спектра колебаний в полосе частот от 4 до 10 Гц. Количество линий Фурье-спектра – 6400, частота дискретизации – 250 Гц, разрешение по частоте – 15,625 мГц.

Расчет магнитострикционной чувствительности ферромагнетиков производился с помощью разработанной автором работы программы «Программа расчета магнитострикционной чувствительности ферромагнитных материалов “MgntstrSens”» (свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ № 2023660788 от 24.05.2023).

### ГЛАВА 3    НОВЫЕ МАГНИТНЫЕ ПАРАМЕТРЫ СТРУКТУРОСКОПИИ ФЕРРОМАГНЕТИКОВ

Материалы и основные результаты данной главы опубликованы в работах [А7, А9].

Магнитный контроль является одним из основных методов структуроскопии стальных изделий и широко применяется для определения термической обработки и напряженно-деформированного состояния [1–4]. Поскольку осуществление полного размагничивания объемных стальных изделий на практике недостижимо, параметры, связанные с формой петли гистерезиса в отличие от кривой намагничивания являются наиболее перспективными. Поиск новых параметров, регистрируемых в одном цикле измерения и обладающих большей структурной чувствительностью, чем известные характеристики, а также разработка методик их определения являются актуальными задачами, направленными на повышение производительности, информативности и достоверности магнитного контроля. Примером таких параметров могут быть критические поля, определяемые формой петли гистерезиса [А7].

#### 3.1      Теоретические соотношения и методика определения критических полей

Коэрцитивная сила  $H_C$ , как один из основных параметров магнитной структуроскопии, напрямую зависит от магнитострикции [40–42]. Так, реализации преимущественного влияния на процессы перемагничивания внутренних напряжений, в соответствии с «теорией напряжений» Кондорского Е.И. [40] коэрцитивная сила может определяться как:

$$H_C \approx \frac{\lambda_s \Delta \sigma}{2\mu_0 M_s} \frac{\delta}{l}, \quad (3.1)$$

где  $\lambda_s$  – магнитострикция насыщения;  $\Delta \sigma$  – амплитуда внутренних напряжений;  $\delta$  – толщина междоменной границы;  $\mu_0$  – магнитная постоянная;  $M_s$  – намагниченность насыщения;  $l$  – период изменения внутренних напряжений.

Магнитострикция ферромагнитных сталей имеет величину порядка  $10^{-6}$  и ее измерение известными методами весьма трудоемко [180–184], что делает актуальным,



как с научной, так и с практической точек зрения, разработку косвенных методов ее измерения и оценки [185].

Работы [182, 186] представляют магнитометрическую методику измерения магнитострикции тонких ферромагнитных пленок, в основе которой лежит измерение изменения поля анизотропии ( $\Delta H_a$ ) при приложении внешних механических напряжений. Вырезанные из ферромагнитных пленок образцы дисковой формы диаметром 150–200 мм подвергаются воздействию переменного синусоидально изменяющегося магнитного поля с частотой 10 Гц и максимальной напряженностью 8 кА/м. В процессе измерения тонкие пленки подвергаются изгибу вдоль оси трудного намагничивания до деформаций порядка  $10^{-4}$ . В основе методики лежит определение поля эффективной магнитной анизотропии  $H_a$  путем построения касательных к петлям гистерезиса образцов с различными степенями деформаций, как показано на рисунке 3.1. Величина магнитострикции определяется в соответствии с выражением:

$$\lambda \approx \frac{\Delta H_a \cdot M_S}{E \cdot \varepsilon}, \quad (3.2)$$

где  $\Delta H_a$  - изменение поля анизотропии под действием упругой деформации;  $M_S$  - намагниченность насыщения,  $E$  – модуль Юнга,  $\varepsilon$  – деформация пленки.

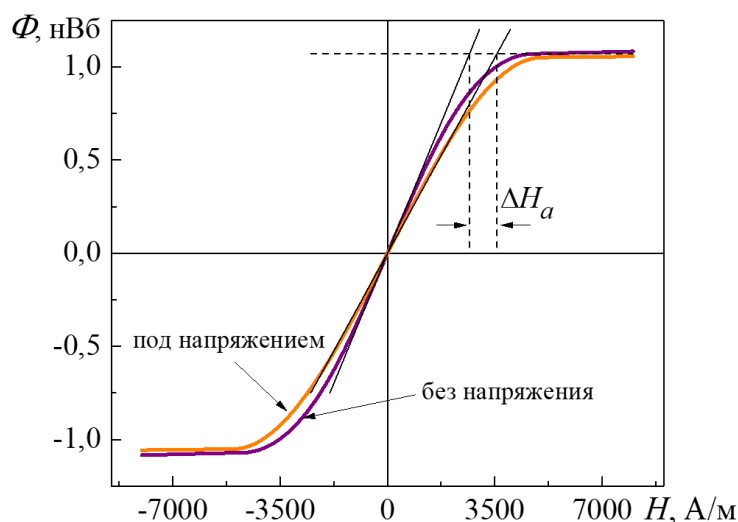


Рисунок 3.1 – Приращение поля анизотропии  $H_a$  под действием упругих деформаций

Описанная методика позволяет достичь достаточно высокой точности определения магнитострикционных характеристик тонкопленочных ферромагнитных образцов. Очевидно, что приложение упругих напряжений, существенно влияющих на гистерезисные характеристики объемных ферромагнетиков труднореализуемо. В то же время проведение оценки магнитострикционных характеристик

ферромагнетиков по форме петли гистерезиса достаточно перспективно, особенно с учетом характеристик, связанных с преобладающими смещениями 90-градусных доменных границ [40–42].

Аналогично приведенной на рисунке 3.1 методике для объемных ферромагнетиков возможно определение критического поля  $H_k^c$  путем построения касательных к экспериментально определенной (измеренной) кривой намагничивания от нулевого и от максимального полей, как абсциссу их пересечения.

Вследствие трудности проведения качественного размагничивания объемных ферромагнитных объектов на практике практически реализуемая методика магнитометрической оценки магнитострикционных параметров возможна при определении критического поля  $H_k^l$ , величина которого зависит от формы предельной петли гистерезиса. Определение критического поля  $H_k^l$  проводилось с помощью методики, аналогичной построению “безгистерезисной кривой намагничивания” [183], как показано на рисунке 3.2.

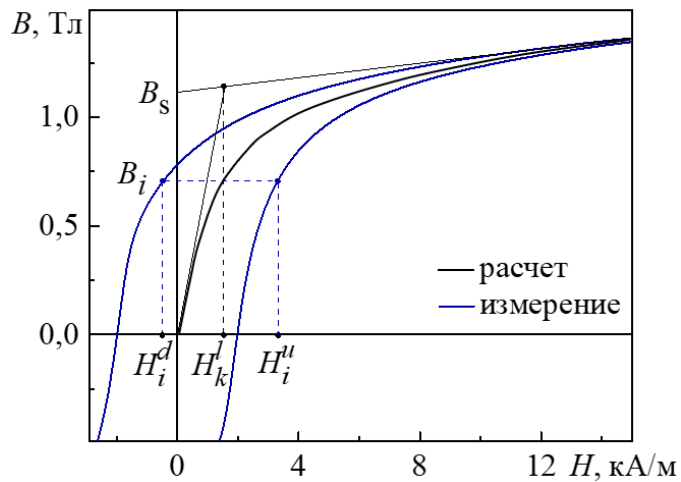


Рисунок 3.2 – К пояснению методики определения критического поля  $H_k^l$  по расчетной “кривой намагничивания”

Для расчета критического поля  $H_k^l$  для каждого фиксированного значения магнитной индукции  $B_i$  определялись соответствующие ей поля на нисходящей  $H_i^d$  и восходящей  $H_i^u$  ветвей петли гистерезиса. Определение среднего этих полей позволяет получить точки  $((H_i^d + H_i^u)/2, B_i)$  расчетной “безгистерезисной кривой намагничивания”. Построение касательных к этой расчетной кривой, как указано на рисунке 3.2, и поле, соответствующее пересечению касательных, является значением критического поля  $H_k^l$ .

Рисунок 3.3 иллюстрирует начальные участки полевых зависимостей магнитострикции отожженных сплавов железо-углерод. Различие химического состава обуславливает значительное различие магнитострикционных характеристик несмотря на проведенный отжиг. Магнитные свойства образцов также значительно отличаются (рисунок 3.4). Численные значения магнитострикционных характеристик, а также критических полей, определенных по кривой намагничивания и петле гистерезиса, приведены в таблице 3.1. В таблице  $\lambda_{max}^+$  – значение положительного максимума магнитострикции,  $H_{\lambda_{max}^+}$  – поле положительного максимума магнитострикции,  $H_k^c$  – критическое поле, определенное по кривой намагничивания,  $H_k^l$  – критическое поле, определенное по форме петли магнитного гистерезиса.

Таблица 3.1 – Магнитострикционные и магнитные характеристики образцов из сплавов железо-углерод

№ сплава	Сплав Fe-C	$\lambda_s, 10^{-6}$	$\lambda_{max}^+, 10^{-6}$	$H_{\lambda_{max}^+}, \text{A/м}$	$H_k^c, \text{кA/м}$	$H_k^l, \text{кA/м}$
1	Fe-APMKO	-11,5	3,94	13630	0,664	0,221
2	09Г2	-4,4	2,55	17980	1,171	0,484
3	30ХГСА	-1,0	2,03	22560	3,189	1,307
4	9ХФ	-6,6	0,60	15220	3,531	1,021
5	20Г	-1,8	0,29	19010	7,167	1,725

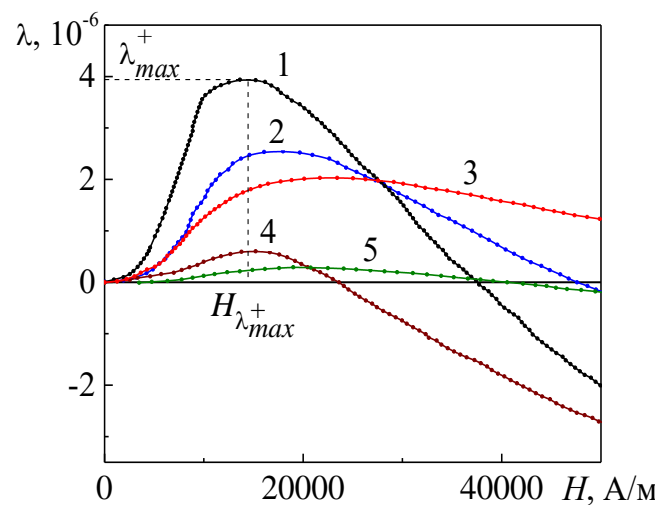


Рисунок 3.3 – Начальные участки полевых зависимостей магнитострикции отожженных сплавов железо-углерод (номера кривых соответствуют номерам сплавов в таблице 3.1).

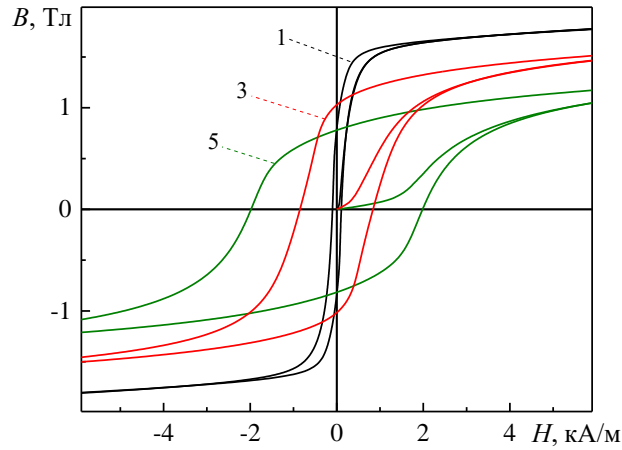


Рисунок 3.4 – Кривые намагничивания и предельные петли гистерезиса отожженных сплавов железо-углерод (номера кривых соответствуют номерам сплавов в таблице 3.1)

Из таблицы 3.1 видно, что магнитострикция насыщения  $\lambda_s$ , а также поле  $H_{\lambda_{max}^+}$ , соответствующее максимальному положительному значению магнитострикции, не коррелируют с содержанием углерода. Однако, величина положительного максимума магнитострикции  $\lambda_{max}^+$  уменьшается с ростом содержания углерода более, чем в 10 раз, а магнитные параметры  $H_k^c$  и  $H_k^l$  монотонно возрастают, при этом  $H_k^c$  изменяется более, чем в 10 раз, а  $H_k^l$  – почти в 8 раз.

Рисунок 3.5 иллюстрирует зависимости величины  $\lambda_{max}^+$  от критических полей  $H_k^c$  и  $H_k^l$  и наличие достаточно тесной линейной корреляции критических полей, определяемых по форме петли гистерезиса и положительного максимума магнитострикции. Для зависимости  $\lambda_{max}^+(H_k^c)$  коэффициент корреляции составляет  $R = 0,82$ , а для зависимости  $\lambda_{max}^+(H_k^l)$   $R = 0,79$ .

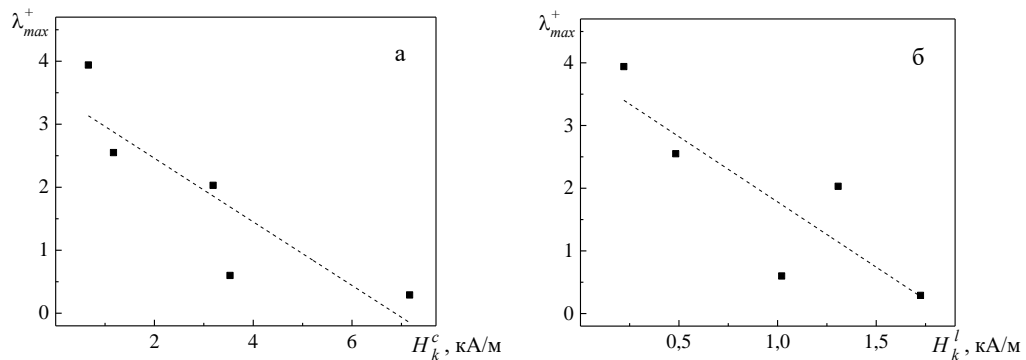


Рисунок 3.5 – Зависимости максимального положительного значения магнитострикции сплавов Fe-C от критических полей  $H_k^c$  (а) и  $H_k^l$  (б)

Согласно выражению (3.2) в п. 3.1. можно сделать заключение о необходимости учета намагниченности насыщения  $M_s$  при оценке магнитострикционных характеристик. Однако, проведенная оценка корреляционных соотношений величины  $\lambda_{max}^+$  и произведений  $M_s H_k^c$  и  $M_s H_k^l$  показывает лишь незначительное ( $R = 0,85$  для зависимости  $\lambda_{max}^+(M_s H_k^c)$  и  $R = 0,78$  для зависимости  $\lambda_{max}^+(M_s H_k^l)$ ) изменение коэффициента линейной корреляции.

Таким образом, можно заключить, что критические поля  $H_k^c$  и  $H_k^l$  коррелируют с величиной положительного максимума магнитострикции  $\lambda_{max}^+$  и могут быть оценочной мерой этой величины.

### **3.2 Сравнение критических полей, определенных по кривой намагничивания и петле магнитного гистерезиса**

Известно, что магнитострикционные характеристики обладают высокой чувствительностью к деформациям и напряжениям [40–42, 168, 174, 187]. Поэтому на образцах из холоднодеформированной и отожженной при различных температурах стали 20Г с помощью комплекса Remagraph С-500 были измерены заведомо чувствительные к упругим и пластическим деформациям коэрцитивная сила  $H_C$  и остаточная магнитная индукция  $B_r$ , а также рассчитаны критические поля  $H_k^c$  и  $H_k^l$ . Характер изменения магнитных параметров приведен на рисунке 3.6. С увеличением температуры отжига от 20 до 700 °С коэрцитивная сила уменьшается примерно в 3 раза, а остаточная индукция увеличивается в 2 раза. При этом величина  $H_k^c$  монотонно уменьшается в 5 раз, а величина  $H_k^l$  – в 9 раз. Таким образом, параметры  $H_k^c$  и  $H_k^l$  имеют более высокую чувствительность к изменению температуры отжига состояния стали 20Г, чем традиционные магнитные параметры [40–42]  $H_C$  и  $B_r$ . Более высокая структурная чувствительность параметров  $H_k^c$  и  $H_k^l$  может объясняться тем, что величины  $H_k^c$  и  $H_k^l$  определяются формой кривой намагничивания и предельной петли гистерезиса в области, близкой к техническому насыщению, где преобладают смещения 90-градусных доменных границ.

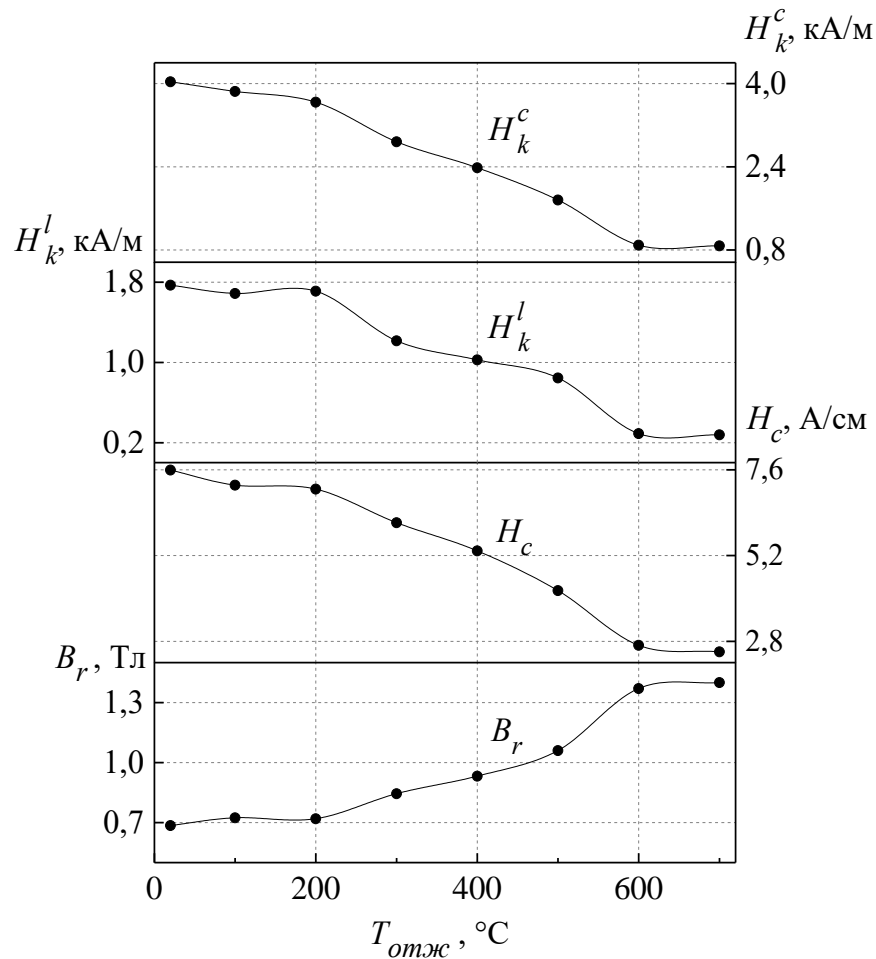


Рисунок 3.6 – Зависимости магнитных свойств от температуры отжига холоднодеформированных образцов стали 20Г, определенные с помощью магнитоизмерительного комплекса Remagraph C-500

Для оценки возможности применения критических полей  $H_k^l$ , определяемых формой предельной петли гистерезиса для оценки степени пластической деформации, поля  $H_k^l$  были рассчитаны для слаболегированной холоднодеформированной стали с содержанием углерода 0,2%. Образцы из стали были прокатаны до различных степеней деформации, не превышающей 20% и подвергнуты последующему плоскому прессованию для восстановления плоскостности. Таким образом, в результате прокатки и последующего прессования образцы обрели сложнапряженное состояние с неоднородным распределением напряжений первого рода. Как видно из рисунка 3.7а, с ростом степени деформации твердость изменяется немонотонно, при этом наибольшее разупрочнение испытали образцы 4 и 5. Из рисунка 3.7б видно, что образцы 4 и 5 имеют максимальные значения критического поля  $H_k^l$ , которое

определяется формой большой петли гистерезиса в области преобладающих смещений 90-градусных границ.

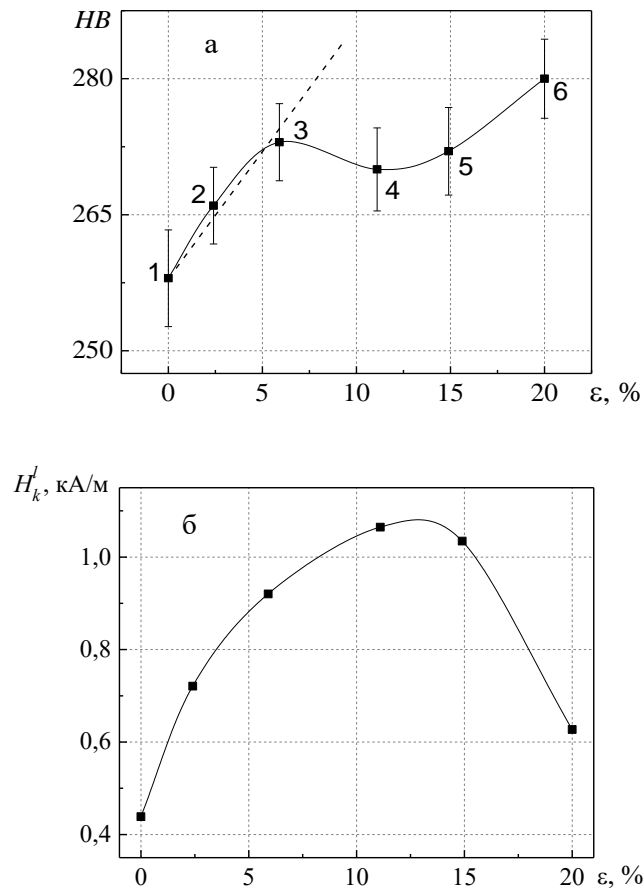


Рисунок 3.7 – Зависимости твердости стальных пластин после пластической деформации прокаткой (а), и критического поля  $H_k^l$  (б) от степени пластической деформации образцов среднеуглеродистой стали

Таким образом,  $H_k^l$  может быть параметром диагностики разупрочнения материала при изменении формы в исследуемом диапазоне деформаций. Измерение величины  $H_k^l$  может быть реализовано путем программной модернизации программно-аппаратного комплекса DIUS-1.21M, описанного в [6].

### 3.3 Измерение критических полей, определяемых формой кривой намагничивания и петли магнитного гистерезиса

Для автоматизации проведения расчета критических полей, а также обеспечения их измерения на массивных объектах с помощью аппаратно-программной системы локальных магнитных измерений DIUS-1.21M [6] была создана «Программа расчета критических полей, определяемых формой петли магнитного гистерезиса и кривой

намагничивания ферромагнитных материалов «Нк|Нкс»», имеющая свидетельство государственной регистрации № 2023660786.

Программа написана на языке C# и может быть запущена на ЭВМ с операционной системой Windows 8, 10 и 11. Основной алгоритм программы реализует методику расчета, описанную в п. 3.1 этой главы. Блок-схема общего алгоритма работы представлена на рисунке 3.8.

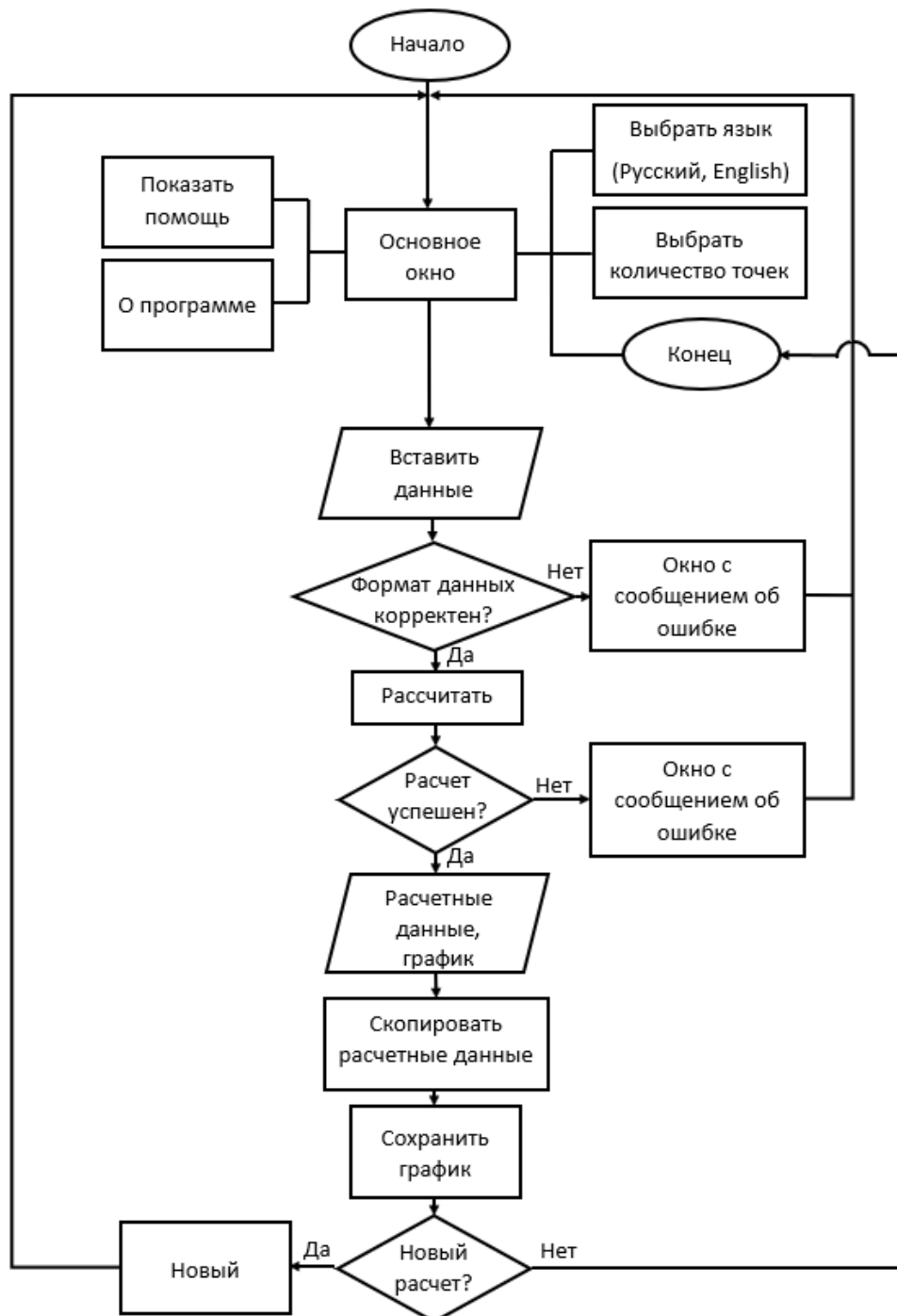


Рисунок 3.8 – Блок-схема Программы расчета критических полей, определяемых формой петли магнитного гистерезиса «Нк|Нкс»



Программа “НкIНкс” позволяет выбирать количество точек, используемых при расчете «безгистерезисной» кривой намагничивания путем усреднения величины полей на восходящей и нисходящей ветвей петли магнитного гистерезиса. Для проведения расчета требуется вставить набор данных, содержащий значения магнитной индукции и напряженности магнитного поля для нисходящей и восходящей ветвей петли магнитного гистерезиса. Язык интерфейса может быть переключен на английский или русский языки. На рисунке 3.9 приведен снимок окна программы после проведения расчета путем определения пересечения касательных согласно методике [А7].

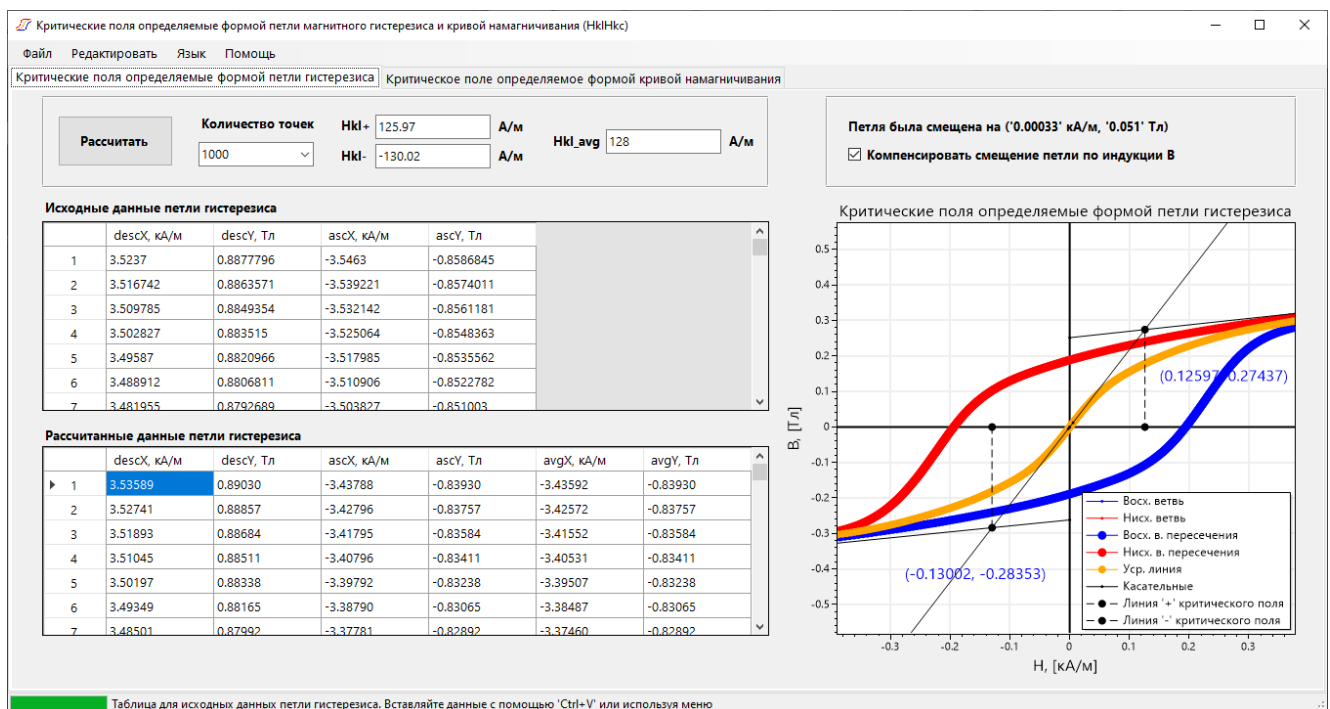


Рисунок 3.9 – Снимок основного окна программы “НкIНкс” после проведения расчета критический полей, определяемых формой петли магнитного гистерезиса

Программа выводит расчетный набор данных, включающий две ветви петли гистерезиса, а также усредненную «безгистерезисную» кривую намагничивания. Количество точек, выбранных пользователем, определяет точность расчета и число строк в выходной таблице данных. Пользователь может сохранить набор данных и график с построенными касательными, содержащий также координаты точек их пересечения.

С помощью магнитоизмерительного комплекса Remagraph C-500 и программно-аппаратной системы DIUS-1.21M [6], были проведены измерения магнитных

характеристик стали 7Х3 после закалки и отпуска при различных температурах. На рисунках 3.10–3.12 приведены зависимости коэрцитивной силы, остаточной магнитной индукции, максимальной магнитной проницаемости, индукции коэрцитивного возврата, а также критического поля, определяемого формой петли магнитного гистерезиса от температуры отпуска закаленной стали 7Х3.

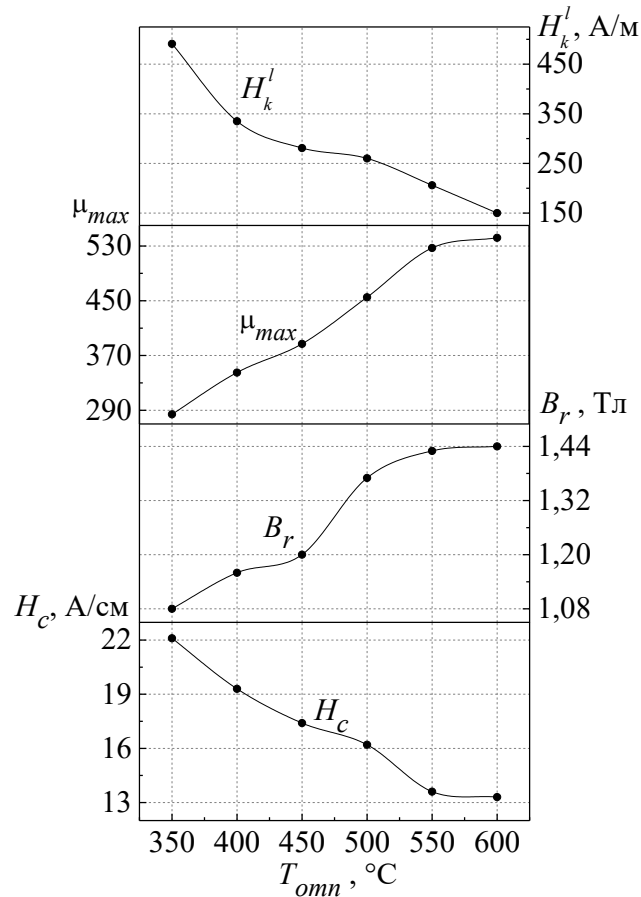


Рисунок 3.10 – Зависимости коэрцитивной силы, остаточной магнитной индукции, максимальной магнитной проницаемости и критического поля, определяемого формой петли гистерезиса от температуры отпуска закаленных образцов из стали 7Х3, измеренные с помощью магнитоизмерительного комплекса Remagraph С-500

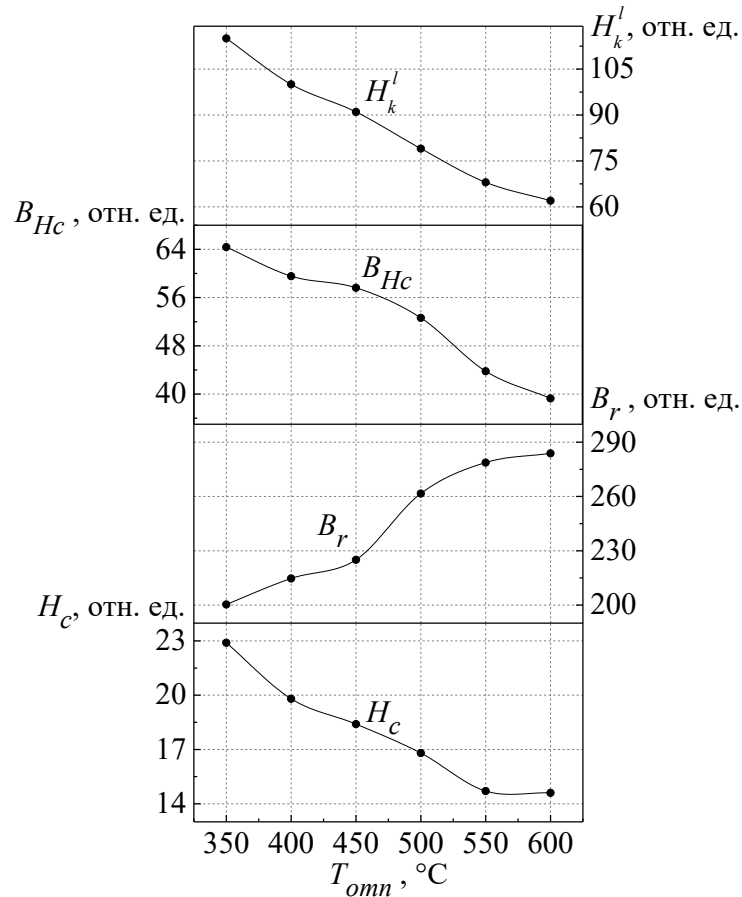


Рисунок 3.11 – Зависимости коэрцитивной силы, остаточной магнитной индукции, индукции коэрцитивного возврата и критического поля, определяемого формой петли гистерезиса от температуры отпуска закаленных образцов из стали 7X3, измеренные с помощью программно-аппаратной системы DIUS-1.21M

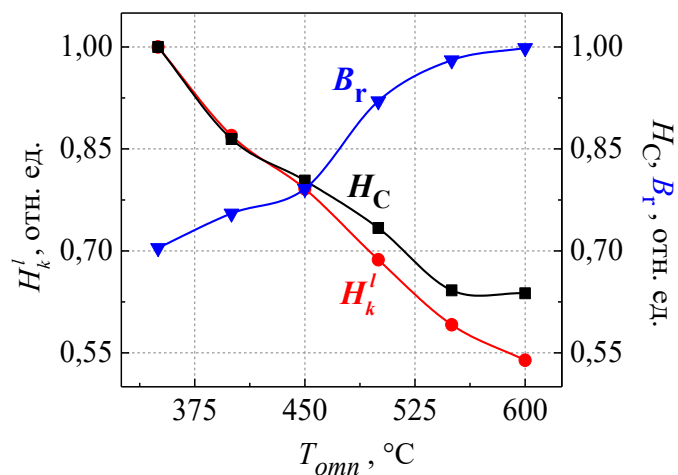


Рисунок 3.12 – Зависимости коэрцитивной силы, остаточной магнитной индукции и критического поля, определяемого формой петли гистерезиса в относительных единицах от температуры отпуска закаленных образцов из стали 7X3, измеренные с помощью программно-аппаратной системы DIUS-1.21M

Из рисунков 3.10–3.12 видно, что критическое поле, определяемое формой петли гистерезиса, имеет большую структурную чувствительность в диапазоне температур отпуска 450–600 °С, чем остальные магнитные параметры. При выполнении магнитных измерений на магнитоизмерительном комплексе Remagraph С-500 критическое поле  $H_k$ , определяемое по форме петли гистерезиса, имеет в 2 раза большую чувствительность к температуре отпуска, чем остальные магнитные параметры. По измерениям, выполненным с помощью программно-аппаратной системы DIUS-1.21M с ростом температуры отпуска закаленной стали 7Х3 критические поля показывают на 20% большую структурную чувствительность, чем коэрцитивная сила, и на 30% – большую, чем остаточная магнитная индукция.

На рисунках 3.12–3.15 представлены зависимости коэрцитивной силы, остаточной магнитной индукции, и критического поля, определяемого формой петли магнитного гистерезиса от температуры отжига сталей 20Г и 70Г соответственно, определенные по результатам локальных магнитных измерений с помощью АПС DIUS–1.21M.

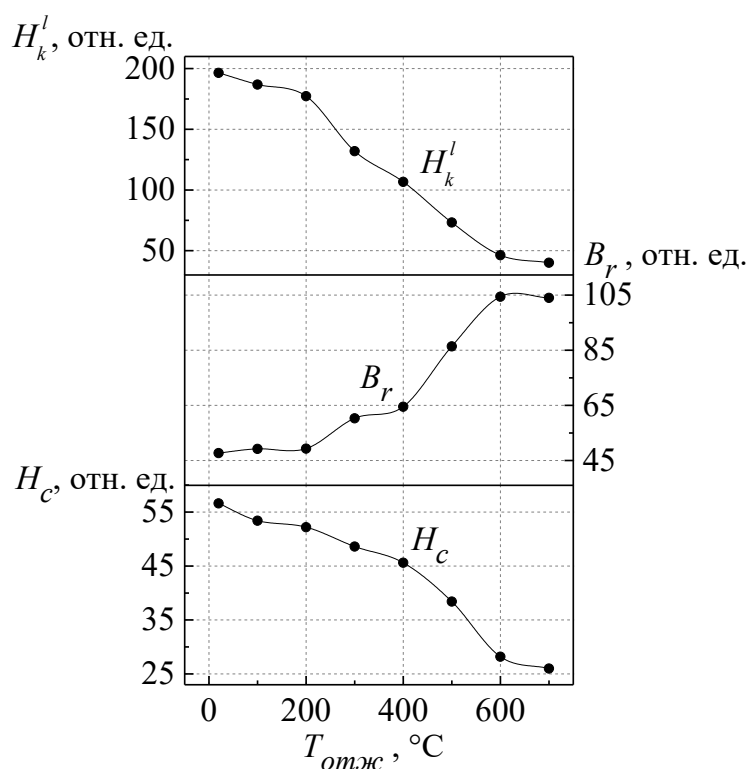


Рисунок 3.13 – Зависимости магнитных свойств от температуры отжига холоднодеформированных образцов стали 20Г по результатам локальных магнитных измерений с помощью АПС DIUS–1.21M

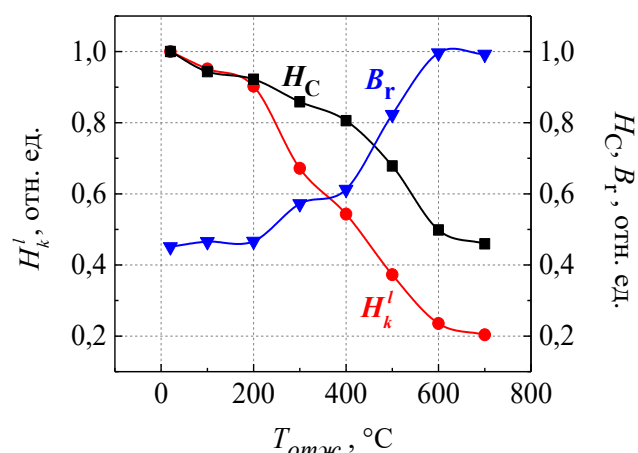


Рисунок 3.14 – Зависимости коэрцитивной силы, остаточной магнитной индукции и критического поля, определяемого формой петли гистерезиса в относительных единицах от температуры отжига образцов из холоднотдеформированной стали 20Г, измеренные с помощью программно-аппаратной системы DIUS-1.21M

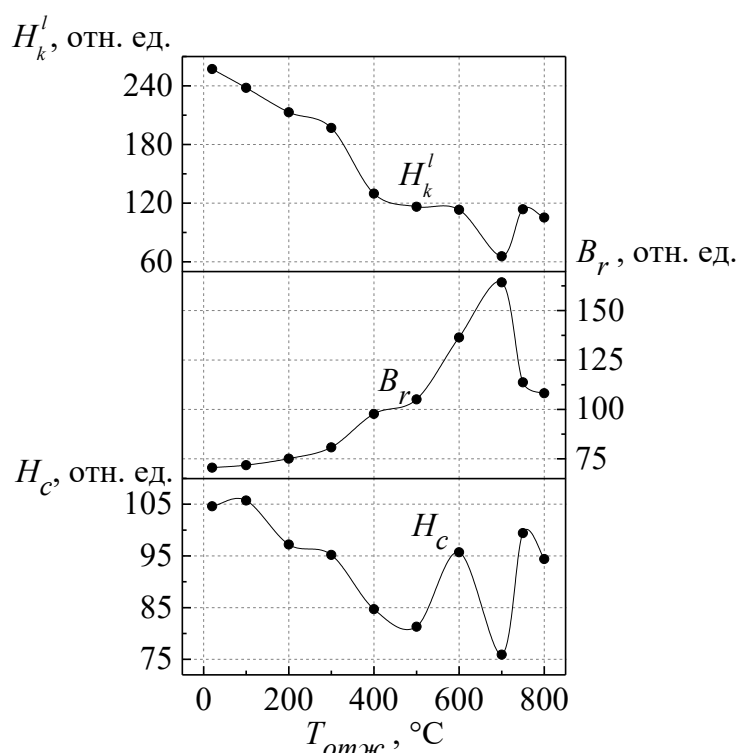


Рисунок 3.15 – Зависимости магнитных свойств от температуры отжига холоднотдеформированных образцов стали 70Г по результатам локальных магнитных измерений с помощью АПС DIUS–1.21M

Сопоставление рисунков 3.6 и 3.13–3.14 показывает, что критическое поле  $H_k^l$ , определяемое формой петли гистерезиса отожженной стали 20Г, при локальных магнитных измерениях имеет в 2 раза более низкую чувствительность, чем при измерениях в пермеамetre комплекса Remagraph C-500.

На рисунке 3.15 наблюдается локальный максимум коэрцитивной силы  $H_C$  стали 70Г при  $T_{отж} \sim 600$  °С, вызванный коагуляцией карбидов, при соизмеримости размера включений с толщиной междоменной границы [39]. По рисункам 3.13–3.15 видно, что при локальных магнитных измерениях критические поля, определяемые формой петли гистерезиса имеют в 2 раза большую структурную чувствительность к изменению температуры отжига сталей 20Г и 70Г, чем коэрцитивная сила и остаточная магнитная индукция.

### 3.4 Выводы к главе 3

Анализ результатов показывает, что:

1. Определяемые формой кривых намагничивания и предельной петли гистерезиса в области преобладающих смещений 90-градусных доменных границ критические поля  $H_k^c$  и  $H_k^l$  коррелируют с величиной положительного максимума магнитострикции  $\lambda_{max}^+$  объемных образцов из отожженных сплавов Fe-C. По значениям критических полей  $H_k^c$  и  $H_k^l$  можно оценивать величину  $\lambda_{max}^+$ .

2. Разупрочнение, происходящее во время восстановления плоскостности после прокатки, можно обнаружить по увеличению критического поля, связанного с формой основной петли гистерезиса.

3. Критические поля, определяемые формой петли гистерезиса при локальных магнитных измерениях закаленной стали 7Х3 имеют на 20% большую структурную чувствительность к изменению температуры отпуска, чем коэрцитивная сила, и на 30% – большую, чем остаточная магнитная индукция.

4. Изменение критических полей  $H_k^c$  и  $H_k^l$  при увеличении температуры отжига холоднодеформированной стали 20Г в 1,5–3 раза превосходит изменение таких известных параметров оценки напряженно-деформированного состояния, как коэрцитивная сила и остаточная магнитная индукция. Установлено, что при локальных магнитных измерениях изменение критических полей, определяемых формой петли гистерезиса при увеличении температуры отжига холоднодеформированных и отожженных сталей 20Г и 70Г в 2 раза превосходит изменение коэрцитивной силы и остаточной магнитной индукции.

## ГЛАВА 4 ВОЗБУЖДЕНИЕ И ИЗМЕРЕНИЕ МАГНИТОАКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ В ФЕРРОМАГНИТНЫХ МАТЕРИАЛАХ

Материалы и основные результаты данной главы опубликованы в работах [А1, А2, А4].

Как уже было отмечено во введении и литературном обзоре, вопрос о влиянии условий возбуждения и измерения на характер зависимости параметров МАЭ от структурно-фазового состояния и размеров образцов из ферромагнитных сталей представляет как научный, так и практический интерес.

Описаны результаты измерений магнитоакустической эмиссии при применении различных пьезоэлектрических преобразователей, контактных сред, а также в зависимости от размеров и электромагнитных характеристик перемангничиваемых ферромагнитных объектов.

Предложено селективное измерение низкочастотных спектральных параметров МАЭ, связанных с магнитострикционными характеристиками ферромагнетиков, а также высокочастотных параметров МАЭ, связанных с динамикой перестройки 90-градусных доменных границ ферромагнетиков.

### 4.1 Экспериментальное исследование зависимости параметров магнитоакустической эмиссии от условий ее возбуждения

#### 4.1.1 Влияние частоты возбуждающего магнитного поля

Из рисунка 4.1 видно, что амплитуда МАЭ сигнала значительно (в 2–3 раза) и немонотонно меняется при изменении частоты внешнего переменного поля.

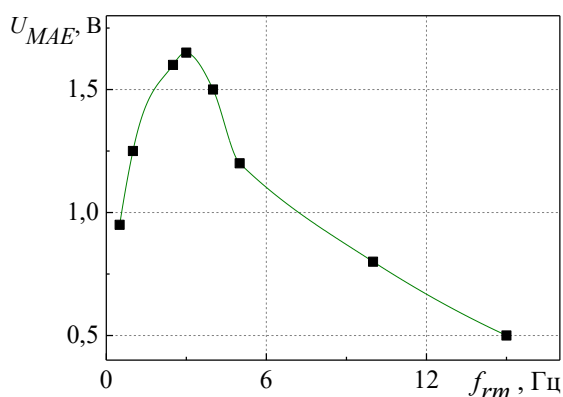


Рисунок 4.1 – Зависимость амплитуды МАЭ отожденного пермендюра от частоты переменного магнитного поля

При частотах поля менее 0,5 Гц наблюдается резкое уменьшение сигнала до уровня шума. Магнитоакустическая эмиссия пермендюра имеет наибольшую амплитуду при частоте  $f_{rm} \approx 3$  Гц. Последующее увеличение частоты ведет к достаточно быстрому уменьшению сигнала МАЭ, а при частоте 15 Гц и более сигнал МАЭ становится соизмерим с шумовым уровнем.

Для экспериментальной проверки гипотезы о немонотонном характере зависимости амплитуды МАЭ от частоты переменного магнитного поля и определения возможной связи “резонансной” частоты МАЭ с физическими свойствами и геометрическими размерами ферромагнитных объектов проведены исследования зависимости амплитуды МАЭ от частоты переменного магнитного поля  $U_{MAE}(f_{rm})$  для группы образцов с различным структурно-фазовым состоянием (см. табл. 2.1 в п.2.1). Результаты измерений представлены на рисунках 4.1–4.4.

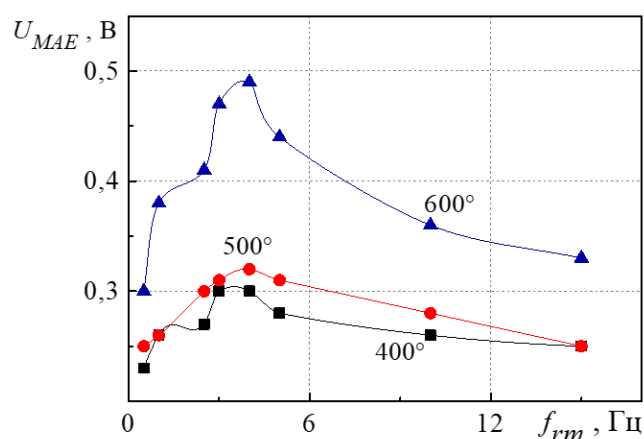


Рисунок 4.2 – Зависимость амплитуды МАЭ закалённых и отпущенных при различных температурах образцов из стали 10 от частоты переменного магнитного поля

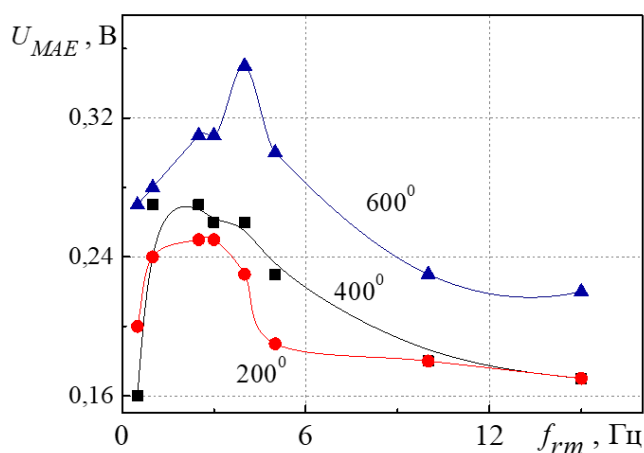


Рисунок 4.3 – Зависимость амплитуды МАЭ закаленных и отпущенных при различных температурах образцов из стали 65Г от частоты переменного магнитного поля



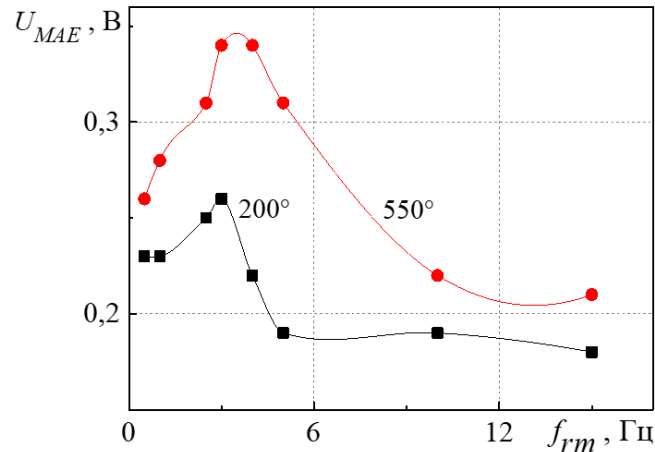
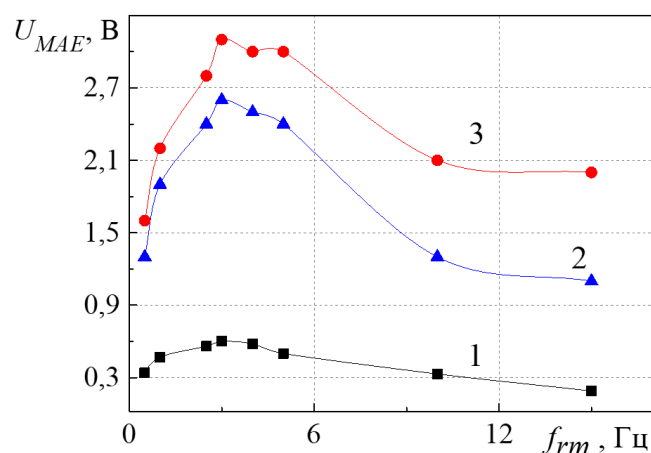


Рисунок 4.4 – Зависимость амплитуды МАЭ закаленных и отпущенных при различных температурах образцов из стали 95X18 от частоты переменного магнитного поля

Из рисунков 4.1–4.4 видно, что максимум амплитуды МАЭ у всех исследованных образцов наблюдается при частотах 3–5 Гц несмотря на различие не только физико-механическим свойств, но и геометрических размеров образцов. Тем не менее “резонансные” частоты МАЭ для всех исследованных образцов оказалась близки.

#### 4.1.2 Влияние формы и размеров ферромагнитных образцов

Поскольку на практике осуществимым и целесообразным является локальный контроль свойств объемных стальных изделий измерение магнитоакустической эмиссии в неоднородном поле имеет практическое значение. Однако следует учитывать, что при воздействии неоднородного магнитного поля на ферромагнитные образцы действует пондеромоторная сила. Исследование влияния степени однородности магнитного поля путем измерения частотных зависимостей  $U_{MAE}(f_{fm})$  проводилось на образцах отожженного пермендюра, имеющих различные размеры, с использованием соленоида 2 (см. п 2.2). Результаты измерений приведены на рисунке 4.5.



1 – 4,1×40×89 мм; 2 – 2×9×161 мм; 3 – 2×8,9×295 мм

Рисунок 4.5 – Зависимости амплитуды МАЭ от частоты однородного переменного магнитного поля для образцов пермендюра различных размеров:

Из рисунка 4.5 видно, что форма и размеры образцов существенно влияют на амплитуду сигнала МАЭ. Однако характер частотной зависимости не отличается от характера зависимости в неоднородном поле. Кроме того, максимальная амплитуда МАЭ также наблюдается при частотах поля 3–5 Гц.

Очевидно, что увеличение частоты переменного магнитного поля должно приводить к уменьшению амплитуды МАЭ электропроводящего ферромагнетика вследствие уменьшения перемагничиваемого объема, вызванного скин-эффектом. Для определения влияния вихревых токов на зависимость амплитуды магнитоакустической эмиссии от частоты перемагничивания  $U_{MAE}(f_{rm})$  проводились измерения МАЭ никель-цинкового феррита. Рисунок 4.6 иллюстрирует полевую зависимость магнитострикции (изменение размеров и формы тела под действием магнитного поля [188]) никель-цинкового феррита, измеренную в однородном поле на коммутационной кривой намагничивания. В исследованных в диссертационной работе ферромагнетиках имеет место линейная магнитострикция, проявляющаяся в изменении длины ферромагнетика вдоль направления магнитного поля. Относительное изменение длины обозначается  $\lambda = \Delta l/l_0$ . Магнитострикция пермендюра положительна, т.е. он удлиняется при намагничивании, в то же время ферромагнитные стали и никель–цинковый феррит меняют знак магнитострикции при намагничивании и имеют положительную магнитострикцию в слабых полях и отрицательную – в сильных [188].

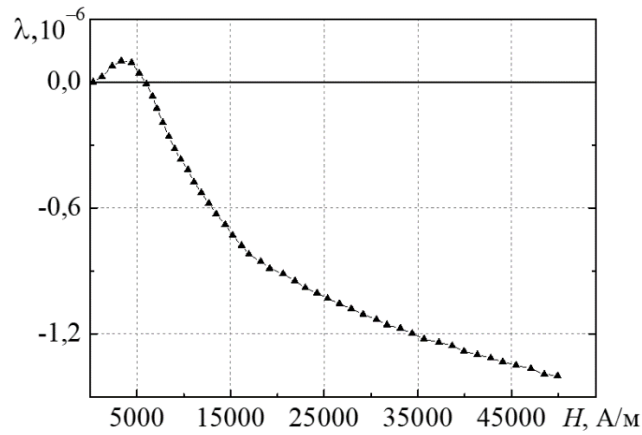


Рисунок 4.6 – Полевая зависимость магнитострикции никель-цинкового феррита

Амплитуда переменного поля во время измерений была меньше поля смены знака  $\lambda$ , и магнитострикция феррита была положительной. Рисунок 4.7 показывает, что сигнал МАЭ феррита растет при увеличении частоты переменного поля от 0,1 Гц до примерно 18 Гц и слабо понижается при дальнейшем увеличении  $f_{rm}$  до 100 Гц.

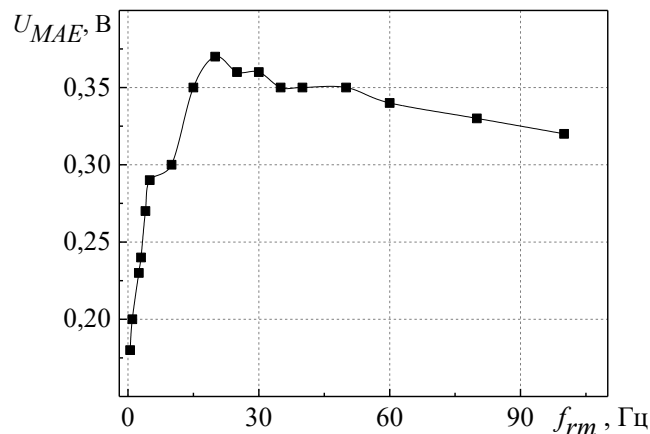


Рисунок 4.7 – Зависимость амплитуды МАЭ от частоты перемагничивания образца из никель-цинкового феррита

Расчет глубины скин-слоя для исследуемых образцов был произведен по формуле (4.1). Точное определение глубины скин-слоя в исследованных материалах практически невозможно из-за неоднородного намагничивания вследствие конечных размеров и сложной формы, а зависимость магнитной проницаемости от поля нелинейна, и неодинакова по объему ферромагнетика. Однако, можно оценить глубину скин-слоя, на которой поле в  $e$  раз меньше, чем на поверхности с помощью известного выражения [189]:

$$z_0 = \frac{1}{\sqrt{\pi f \mu_0 \mu \sigma}}, \quad (4.1)$$

где  $f$  – частота электромагнитного поля;  $\mu$  – магнитная проницаемость ферромагнитного объекта;  $\sigma$  – удельная электрическая проводимость материала объекта.

Закаленная и отпущенная при 500 °С пластина из стали 10 имеет удельную электрическую проводимость  $\sigma \approx 5 \times 10^6$  См/м и магнитную проницаемость (усредненную)  $\mu \approx 700$ . При частоте  $f = 5$  Гц глубина проникновения электромагнитного поля составляет  $z_0 \approx 3,8$  мм, а при  $f = 10$  Гц глубина  $z_0 \approx 2,7$  мм. Толщина пластины – 4,6 мм. Таким образом, при частоте 5 Гц поле в середине пластины уже примерно в два раза слабее поля на поверхности.

Для пластины из закаленной и отпущенной при 550 °С стали 95Х18 удельная электрическая проводимость  $\sigma = 1,7 \cdot 10^6$  См/м, а магнитная проницаемость составляет  $\mu \approx 160$ . При частоте электромагнитного поля  $z_0 \approx 5$  Гц глубина его проникновения будет  $z_0 \approx 13$  мм, что практически 3,5 раза больше, чем для стали 10, и такой образец намагничивается по глубине более однородно.

Вихревые токи, являющиеся причиной скин-эффекта, в электропроводящих ферромагнитных металлах определяют не только глубину проникновения магнитного поля. Смещение доменных границ сопровождается изменением намагниченности и, следовательно, магнитного потока, что также приводит к возникновению вихревых токов в объеме  $V = 2 \cdot S_d \cdot \Delta x$ , где  $S_d$  – площадь доменной границы;  $\Delta x$  – пройденное расстояние. Согласно закону электромагнитной индукции поле этих вихревых токов препятствует смещению границы и ограничивают скорость ее смещения, а достаточно быстрое изменение поля не позволяет доменным границам прийти в движение.

Никель-цинковые ферриты имеют удельное электрическое сопротивление порядка  $10^7$  мкОм·см, что на пять порядков больше, чем у сталей и обеспечивает одинаковую амплитуду переменного магнитного поля в таких образцах по всему сечению. Кроме того, скорость смещения доменных границ в никель-цинковых ферритах практически не ограничивается вихревыми токами, что также позволило определить эти материалы как высокочастотные ферромагнетики [190].

Как описано выше, вихревые токи в значительной степени определяют зависимость амплитуды МАЭ от частоты переменного магнитного поля, и уменьшение магнитоакустической эмиссии при высоких частотах перемагничивания

металлических ферромагнетиков обусловлено, прежде всего, наличием вихревых токов.

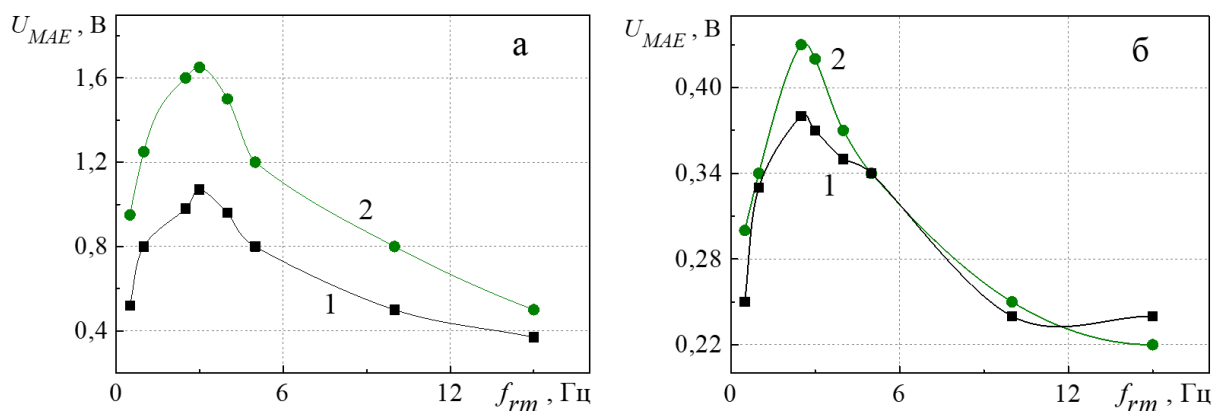
При низких частотах перемагничивания рост амплитуды МАЭ с увеличением  $f_{rm}$  можно объяснить следующим образом. Медленное изменение магнитного поля вызывает дискретное распределение во времени упругих колебаний, вызванных необратимыми смещениями отдельных 90-градусных доменных границ, кроме того, колебания успевают затухнуть до сложения с колебаниями от других границ. Увеличение скорости изменения поля доменных границ вызывает их лавинообразные смещения, при этом упругие колебания складываются и размах колебаний возрастает. Также вихревые токи ограничивают скорость смещения доменных границ, и, вследствие этого, длительность и амплитуда упругих колебаний понижаются [40], что объясняет рост амплитуды МАЭ феррита до более высоких частот.

## **4.2 Экспериментальное исследование зависимости параметров магнитоакустической эмиссии от условий и средств их измерения**

### **4.2.1 Влияние характеристик контакта между измерительным преобразователем и образцом**

Для обеспечения наилучшей чувствительности к параметрам магнитоакустической эмиссии первоначально был произведен выбор контактной среды между пьезоэлектрическим преобразователем (ПЭП) и поверхностью образцов. На рисунке 4.8 представлены зависимости амплитуды МАЭ двух образцов из пермендюра от частоты внешнего переменного магнитного поля ( $f_{rm}$ ). Измерения были выполнены в соленоиде 1 (см. п 2.2).

Наибольшая амплитуда сигнала в обоих случаях наблюдается при использовании смазки литол-24. что также отмечалось Работа [191] также содержит упоминание лучшего соотношения сигнал-шум при использовании смазки литол-24. Литол-24 представляет собой масло на основе нефти с добавлением антиокислительной присадки и имеющее более высокую плотность и вязкость, чем трансформаторное масло. Измерения МАЭ в данной выполнялись с использованием этой контактной среды.



а - образец с размерами  $2 \times 9 \times 161$  мм; б - образец с размерами  $4,1 \times 40 \times 89$  мм,

1 – трансформаторное масло; 2 – литол-24

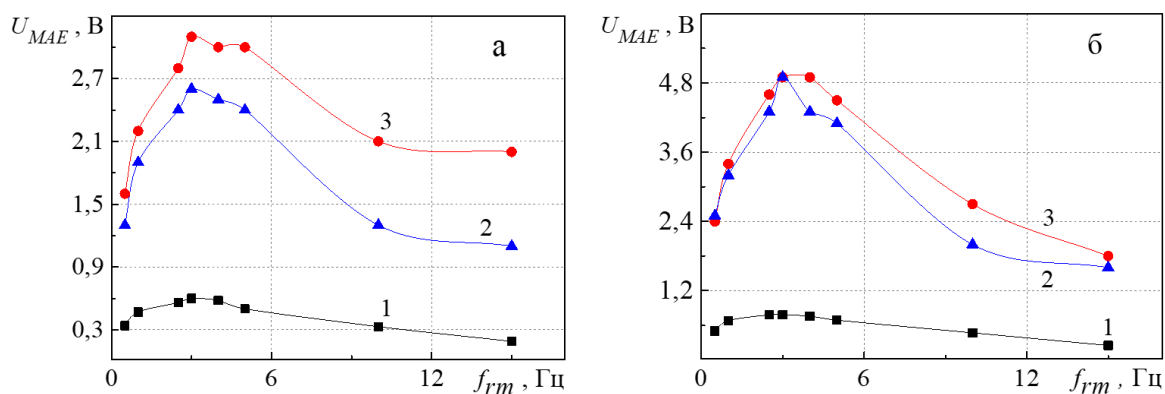
Рисунок 4.8 – Полученные с использованием различных контактных сред зависимости амплитуды МАЭ отожженных образцов пермендюра различных размеров от частоты переменного магнитного поля

Рисунок 4.8 показывает, что амплитуда МАЭ сигнала значительно (в 2–3 раза) и немонотонно меняется при изменении частоты переменного магнитного поля. Уменьшение частоты поля ниже 0,5 Гц приводит к резкому затуханию сигнала до уровня шума. Для указанных образцов максимальная амплитуда приходится на частоту  $f_{fm} \approx 3$  Гц. Дальнейшее увеличение частоты ведет к достаточно быстрому уменьшению сигнала, который при частоте 15 Гц и более становится соизмерим с уровнем шума.

#### 4.2.2 Влияние амплитудно-частотных характеристик измерительного пьезоэлектрического преобразователя

Были проведены измерения полевой зависимости магнитоакустической эмиссии этих образцов с помощью пьезоэлектрических преобразователей (ПЭП) с разными амплитудно-частотными характеристиками. Согласно паспорту на ПЭП акустической эмиссии LD-11 (ПЭП 1) его резонансная частота находится в диапазоне 166–169 кГц, неравномерность АЧХ на частотном диапазоне 60–180 кГц не превышает 3 дБ. Чувствительность в максимуме АЧХ составляет 65 дБ. ПЭП акустической эмиссии модели А-9 (ПЭП 2) имеет больший диаметр рабочей зоны (21 мм) и габаритные размеры, что автоматически свидетельствует об отличной от ПЭП LD-11 амплитудно-частотной характеристике вследствие различия параметров пьезопластины (больший диаметр ПЭП соответствует более низкочастотной АЧХ). Экспериментально

определенная АЧХ измерительного усилителя У2-6 приведена на рисунке 4.10. ПЭП имеют различающиеся частотные характеристики и если бы АЧХ магнитоакустической эмиссии была обусловлена не физическими причинами, а инструментальным фактором, то наблюдаемые частоты максимумов МАЭ были бы различными.



1 – 4,1×40×89 мм; 2 – 2×9×161 мм; 3 – 2×8,9×295 мм.

Рисунок 4.9 – Зависимости амплитуды МАЭ от частоты однородного переменного магнитного поля, измеренные с помощью ПЭП 1 (а) и ПЭП 2 (б), для образцов пермендюра различных размеров:

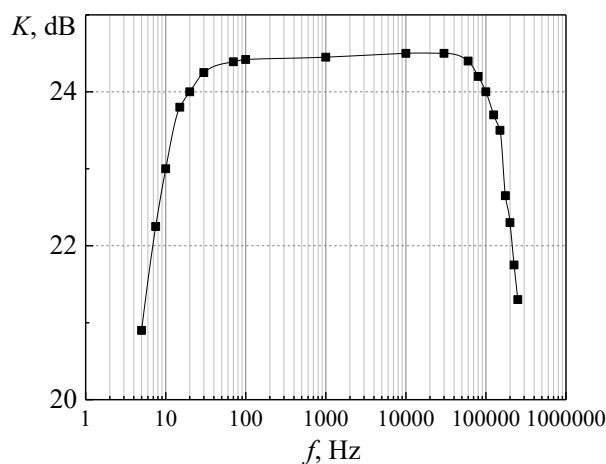


Рисунок 4.10 – Амплитудно-частотная характеристика усилителя У2-6

### 4.3 Спектральные параметры магнитоакустической эмиссии

До последнего времени для измерения МАЭ чаще применялись узкополосные акустико-эмиссионные ПЭП, а основным численным параметром магнитоакустической эмиссии являлась среднеквадратичная величина огибающей потока регистрируемых с помощью ПЭП упругих колебаний [26–29]. Таким образом,

селективная оценка вкладов различных механизмов формирования МАЭ и определение их связи со структурой материалов были невозможными.

Целесообразность детального исследования спектра МАЭ ферромагнитных сплавов и конструкционных сталей была показана в работах [24, 171]. В указанных работах также упоминается возможность разделения шумовой (высокочастотной) и магнитострикционной (низкочастотной) составляющих МАЭ.

#### 4.3.1 Низкочастотные характеристики магнитоакустической эмиссии

Известно, магнитострикция является четным эффектом и, как было описано в п. 1.3.1 литературного обзора, магнитострикционный эффект и обратимые смещения 90-градусных доменных границ лежат в основе формирования низкочастотной области спектра колебаний магнитоакустической эмиссии. Так, амплитуда низкочастотной гармоники  $f_\lambda = 2f_{rm}$  ( $f_{rm}$  – частота перемагничивания) связана с результирующей динамической магнитострикцией и пропорциональна изменению длины образца в направлении внешнего поля при увеличении поля до максимальной амплитуды.

Для определения зависимости амплитуды низкочастотной гармоники  $f_\lambda$  от магнитострикционной чувствительности ферромагнетиков посредством цифрового анализа низкочастотной области спектра сигналов широкополосных ПЭП акустической эмиссии исследованы особенности МАЭ сплавов железа, имеющих различную структуру и магнитострикционные свойства. Магнитные характеристики сплавов железа представлены в таблице 2.2 п. 2.1.

Из таблицы 2.2 п. 2.1 видно, что коэрцитивная сила  $H_C$  увеличивается более чем в 20 раз с увеличением содержания углерода в сплавах железа. В то же время начальная магнитная проницаемость  $\mu_a$  и определенный в близком к размагниченному состоянию коэффициент Рэлея  $b_0$  понижаются в 7 и в 700 раз соответственно. Рост числа и размеров карбидных включений служит основной причиной изменения магнитных свойств, поскольку включения препятствуют смещению доменных границ [184].

Магнитострикционные характеристики сплавов также значительно изменяются. На рисунке 4.11 показаны начальные участки зависимостей продольной магнитострикции сплавов Fe-C от приложенного магнитного поля, определенные на кривых намагничивания. Величина положительного максимума магнитострикции



$\lambda_{max}^+$  железоуглеродистых сплавов уменьшается при повышении в них количества углерода (рисунок 4.12). Вследствие того, что положительный максимум магнитострикции сплавов железа определяется магнитострикцией вдоль направления [100] (см. [184]), уменьшение величины  $\lambda_{max}^+$  может быть вызвано дроблением кристаллической структуры и разориентировкой кристаллографических осей. В отличие от  $\lambda_{max}^+$  магнитострикция насыщения  $\lambda_S$  представляет собой усредненную магнитострикцию вдоль всех направлений решетки и не коррелирует с содержанием углерода в указанных сплавах.

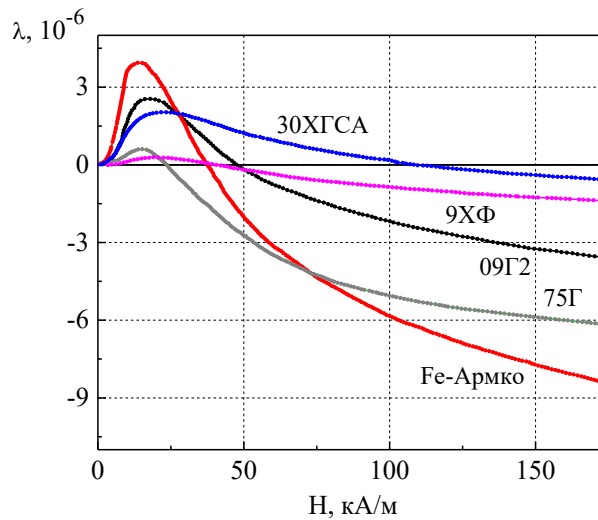


Рисунок 4.11 – Начальные участки полевых зависимостей магнитострикции отожженных сплавов Fe-C

При выполнении измерений амплитуда переменного магнитного поля не достигала поля смены знака магнитострикции (например, для стали 75Г минимальное значение этого поля около 40 кА/м). Наименьшая величина поля положительного пика магнитострикции  $H_{\lambda_{max}^+}$  для Fe-АРМКО составила 13 кА/м. Сильный размагничивающий фактор образцов  $N = 0,07$  гарантировал, что внутреннее поле не превышало величины  $H_{\lambda_{max}^+}$  исследованных материалов. При таких условиях амплитуда гармоники с удвоенной частотой перемагничивания  $Al_{2fr}$  пропорциональна магнитострикционной чувствительности  $\gamma = \frac{d\lambda}{dH}$ , определенной по максимальному углу наклона касательной из начала координат к максимуму полевой зависимости магнитострикции. Рисунок 4.12 иллюстрирует полученные зависимости

магнитострикционной чувствительности и гармоники с удвоенной частотой перемагничивания  $Al_{2fr}$ .

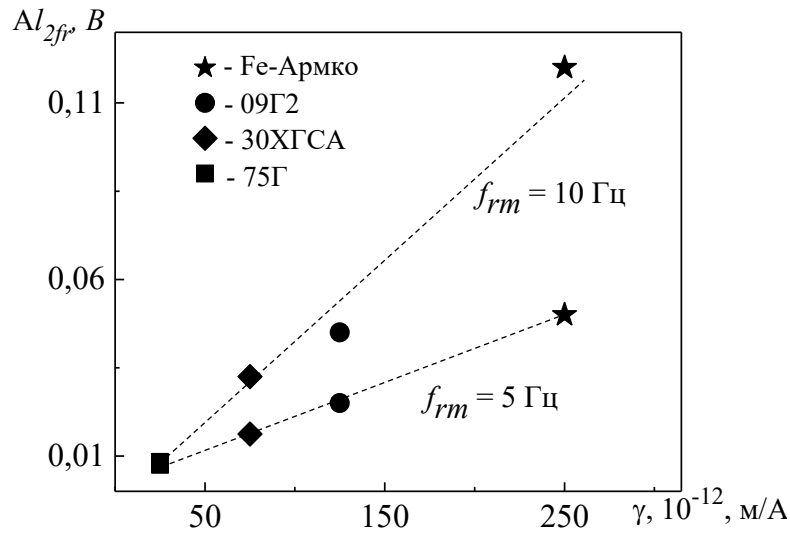


Рисунок 4.12 – Зависимость амплитуды гармоники  $l_{2fr}$  от магнитострикционной чувствительности  $\gamma$  отожденных сталей и Fe-АРМКО

Из рисунка 4.12 видно, что величина  $Al_{2fr}$  монотонно возрастает с увеличением  $\gamma$  сталей и АРМКО-железа, и эта зависимость имеет одинаковый характер при различных частотах переменного поля. Кроме того, определяемая свойствами данных сплавов Fe-C зависимость  $Al_{2fr}(\gamma)$  линейна.

Очевидно, что фазовые и структурные превращения, приводящие к изменению доменной структуры ферромагнетиков, должны проявляться как в амплитудных, так и в частотных характеристиках МАЭ исследуемых материалов. Смещения единичных 90-градусных доменных границ или их групп происходят с частотой переменного магнитного поля, а упругие возмущения, вызванные ими, – на частоте  $f = 2f_r$ , давая вклад в низкочастотную область спектра МАЭ.

### 4.3.2 Высокочастотные характеристики магнитоакустической эмиссии

Источником высокочастотных компонент спектра МАЭ являются локальные магнитострикционные возмущения, вызванные с необратимыми смещениями 90-градусных границ, а также процессами образования и аннигиляции 90-градусных соседств. Количество 90-градусных доменных границ в единице объема, уровень

дефектности структуры и переотражения упругих колебаний от границ ферромагнитного образца обуславливают частоты возникающих упругих колебаний.

К высокочастотным характеристикам МАЭ помимо амплитуды МАЭ можно отнести основную частоту МАЭ, которой является частота гармоники максимальной амплитуды. На рисунке 4.13 приведены основной частоты ( $f^*$ ) МАЭ отпущенных сталей 35 и 60С2А.

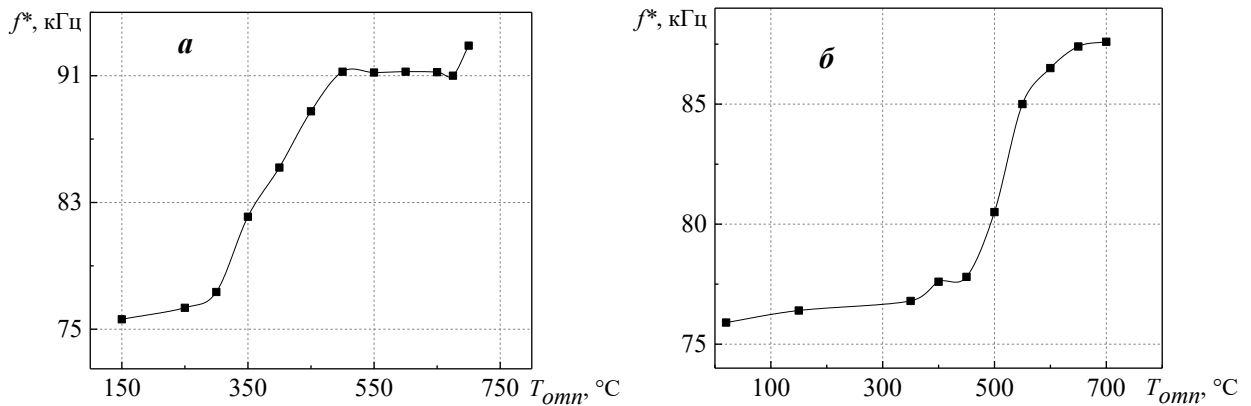


Рисунок 4.13 – Зависимости основной частоты сигнала магнитоакустической эмиссии от температуры отпуска стали 35 (а) и 60С2А (б)

Из рисунка 4.13 видно, что основная частота магнитоакустической эмиссии отпущенной стали 35 изменяется в диапазоне температур среднего отпуска 300–500 °С, а для стали 60С2А – при средне- и высокотемпературном отпуске в диапазоне температур 450 до 600 °С. Таким образом, основная частота МАЭ является перспективным параметром контроля термообработки ферромагнитных сталей.

Поскольку магнитоакустическая эмиссия проявляется при перемагничивании ферромагнетика в переменном магнитном поле, очевидно наличие связи МАЭ с гистерезисными свойствами ферромагнетиков. Помимо амплитудно-частотных характеристик МАЭ в структуроскопии может применяться сопоставление сигналов МАЭ с гистерезисными магнитными характеристиками материалов. На рисунке 4.14 в одинаковом временном масштабе ( $f_{rm} = 4$  Гц) приведены фрагменты оцифрованных осциллограмм переменного магнитного поля, изменяющегося по синусоидальному закону, и сигнала МАЭ двух образцов стали 70Г после холодной прокатки, отожженных при температурах 200 и 700 °С. На нисходящей и восходящей ветвях петель гистерезиса обоих образцов имеется по два максимума МАЭ. С учетом

временной зависимости внешнего переменного магнитного поля, изменяющегося по синусоидальному закону, можно заключить, что у каждого из образцов больший максимум приходится на область полей порядка коэрцитивной силы, а меньший по величине – на область полей приближения к насыщению. Сравнение полей “коэрцитивных” максимумов МАЭ образцов с разными температурами отжига показывает их существенное различие.

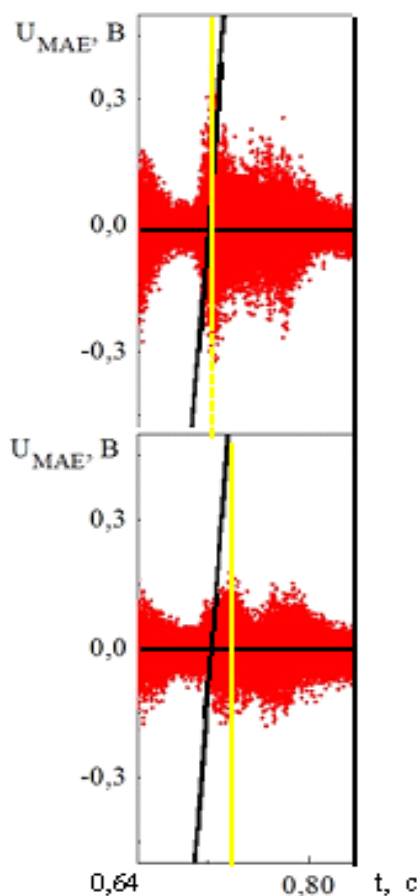


Рисунок 4.14 – Фрагменты оцифрованных осциллограмм переменного магнитного поля (●) и магнитоакустической эмиссии (●), отожженного при 700 °С (вверху) и при 200 °С (внизу) образцов из стали 70Г

Описанное выше позволяет заключить, что при известной зависимости переменного магнитного поля от времени мерой различия полей, как показано линиями на рисунке 4.14, может быть временной сдвиг между соответствующими максимумами. Полема максимума МАЭ в данном случае является напряженность магнитного поля, соответствующая максимальному значению огибающей сигнала МАЭ. Как видно из рисунка 4.14, для образца с  $T_{отж} = 700$  °С поле максимума достаточно мало, а для образца с  $T_{отж} = 200$  °С – соответствует высоким значениям внешнего магнитного поля.

#### 4.4 Выводы к главе 4

Вышесказанное позволяет заключить, что:

1. Для большой группы металлических ферромагнетиков различного химического состава, таких как стали 10, 65Г, 95Х18 и пермендюр, зависимость магнитоакустической эмиссии от частоты перемагничивания имеет одинаковый немонотонный характер с максимальной амплитудой МАЭ при частотах перемагничивания 3–5 Гц. Этот диапазон частот внешнего переменного поля является оптимальным для возбуждения МАЭ в ферромагнетиках, поскольку обеспечивает максимальную амплитуду МАЭ и наилучшее соотношение сигнал-шум.

2. Амплитуда сигнала МАЭ существенно зависит от формы и размеров образцов. Основным фактором, влияющим на амплитуду МАЭ является пондеромоторная сила, действующая в областях неоднородных магнитных полей. Установлено, что изменение длины и сечения образцов не оказывает влияния на характер зависимости сигнала МАЭ от частоты внешнего переменного поля.

3. Изменение условий измерений, таких как амплитудно-частотные характеристики ПЭП, регистрирующих сигнал МАЭ, и применение различных контактных жидкостей не оказывает влияния на структурную чувствительность измеряемых параметров МАЭ.

4. Вихревые токи оказывают значительное влияние на зависимость амплитуды МАЭ от частоты переменного магнитного поля. Вихревые токи также являются причиной уменьшения амплитуды магнитоакустической эмиссии путем сдерживания движения доменных границ при повышении частот перемагничивания металлических ферромагнетиков. Экстремум амплитуды МАЭ в области низких частот 3–5 Гц объясняется сложением упругих колебаний при низких скоростях смещения доменных границ.

5. Для никель-цинкового феррита, в котором отсутствуют вихревые токи, зависимость амплитуды МАЭ от частоты перемагничивания существенно отличается: максимальная амплитуда МАЭ наблюдается в области более высоких частот и снижение амплитуды с ростом частоты происходит более медленно.

6. Амплитуда гармоники сигнала МАЭ удвоенной частоты переменного магнитного поля является новым низкочастотным параметром МАЭ, а в малых полях

эта гармоника пропорциональна динамической магнитострикционной чувствительности.

7. Возможно использование в структуроскопии новых высокочастотных спектральных параметров магнитоакустической эмиссии, таких как основная частота, временной сдвиг и поле максимума МАЭ. Основная частота является частотой сигнала МАЭ, имеющей максимальную амплитуду. Временной сдвиг является относительным параметром и определяет смещение основного максимума огибающей сигнала МАЭ. Поле максимума МАЭ определяется по временному сдвигу максимума огибающей МАЭ при известной временной зависимости внешнего переменного магнитного поля.

## **ГЛАВА 5 КОНТРОЛЬ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ СТАЛЕЙ РАЗЛИЧНОГО СОСТАВА ПОСЛЕ ТЕРМИЧЕСКИХ И ДЕФОРМАЦИОННЫХ ОБРАБОТОК**

Материалы и основные результаты данной главы опубликованы в работах [А1, А3–А11].

Контроль качества термообработки и оценка степени пластической деформации являются одними из наиболее актуальных задач современного контроля и диагностики изделий. Магнитный и акустический виды контроля находят при этом наибольшее применение [1, 4, 9, 38, 107]. В последнее время расширяется область применения магнитоакустических методов, основанных на регистрации магнитоакустической эмиссии (МАЭ) в ферромагнитных материалах и объектах [19, 23, 24, 27, 29, 171]. Основанные на эффекте МАЭ методики, в отличие от магнитных измерений, выполняемых с помощью приставных электромагнитов, перспективны с точки зрения возможностей скоростного сканирования больших поверхностей без необходимости размагничивания испытуемых объектов и обработки их поверхности, а также возможности бесконтактного измерения. Таким образом, актуальны поиск и выявление динамически измеряемых структурно-чувствительных магнитных и магнитоакустических параметров, пригодных для диагностики термической обработки и оценки пластической деформации стальных объектов.

### **5.1 Контроль термической обработки сталей различного химического состава**

#### **5.1.1 Магнитные характеристики**

Большое количество стальных изделий в процессе изготовления подвергаются деформации, а также последующему отжигу при температурах ниже температур рекристаллизации или механической правке с приложением местных напряжений выше предела текучести [192]. Такие обработки могут вызвать значительное изменение напряжений первого рода и, как следствие, изменение параметров магнитного контроля [35].

Зависимости магнитных свойств и твердости от температуры отжига холоднодеформированных сталей 20Г и 70Г представлены на рисунках 5.1а и 5.1б.

Увеличение  $T_{отж}$  до 300 °С приводит к слабому росту твердости сталей, обусловленному деформационным старением [193, 194]. Падение твердости при дальнейшем увеличении  $T_{отж}$  вызвано возвратом и рекристаллизацией феррита, а для стали 70Г – еще и коагуляцией цементита. Возрастание твердости при  $T_{отж} > 700$  °С у стали 70Г обусловлено «подкалкой» (т. к.  $T_{отж}$  в этом случае превышает температуру  $A_{с3}$  этой стали, а на воздухе образец охлаждается с достаточно высокой скоростью).

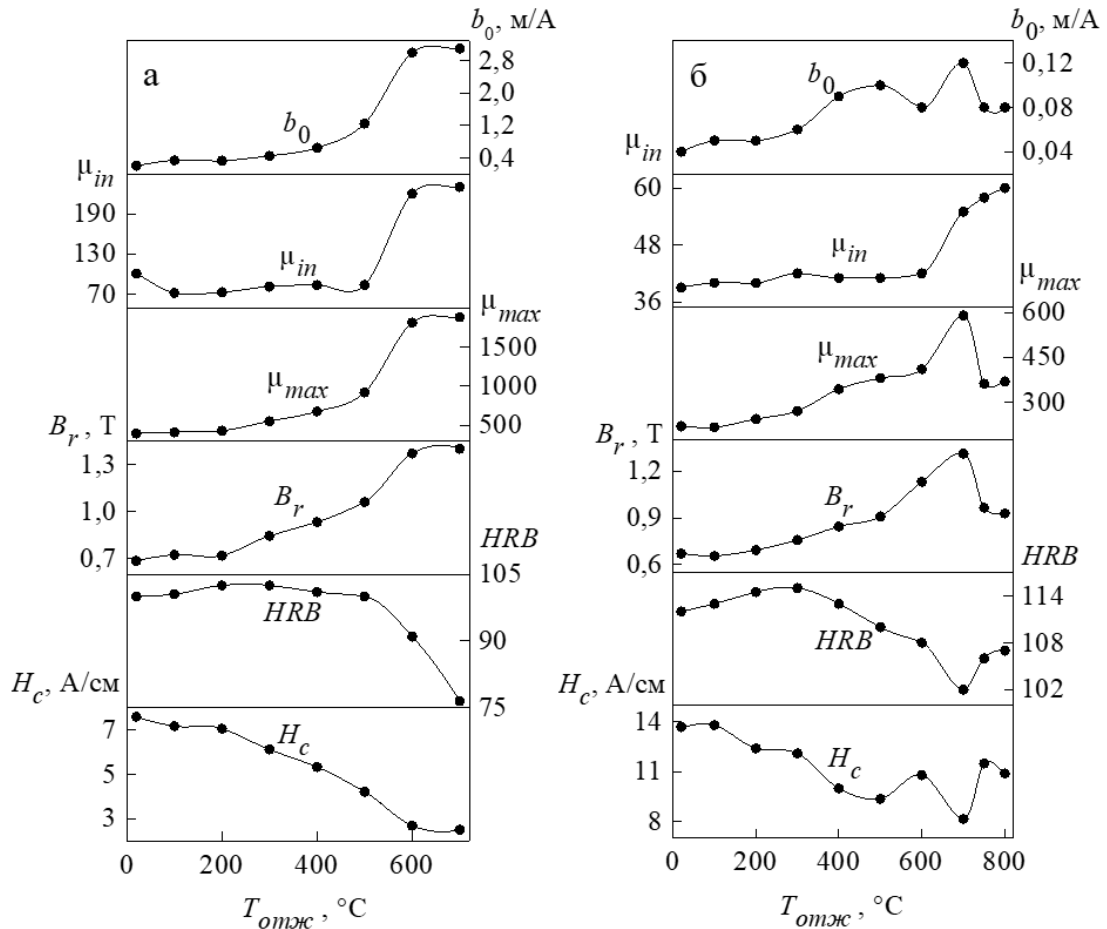


Рисунок 5.1 Зависимости магнитных свойств и твердости от температуры отжига стали 20Г (а) и 70Г (б)

Коэрцитивная сила исследованных материалов, в отличие от твердости, уменьшается, начиная уже с  $T_{отж} = 100$  °С. У стали 20Г уменьшение  $H_c$  продолжается до  $T_{отж} \sim 700$  °С. На зависимости  $H_c(T_{отж})$  для стали 70Г наблюдается локальный максимум при  $T_{отж} \sim 600$  °С, который вызван коагуляцией карбидов, когда размер включений становится соизмерим с толщиной междоменной границы [39].

Остальные магнитные характеристики, такие как начальная  $\mu_{in}$  и максимальная  $\mu_{max}$  магнитные проницаемости, остаточная магнитная индукция  $B_r$  и коэффициент



Рэлея  $b_0$  монотонно растут до  $T_{отж} \sim 700$  °С. Наибольший рост указанных свойств для стали 20Г приходится на диапазон (300 ÷ 600) °С, а для стали 70Г – на диапазон (300 ÷ 700) °С. Изменение магнитных свойств при температурах ниже 450–500 °С связано со снятием искажений кристаллической решетки, а также с выходом углерода из решетки пересыщенного  $\alpha$ -твердого раствора, а при более высоких температурах – с процессами рекристаллизации [193, 194]. Таким образом, при увеличении температуры отжига холоднодеформированных сталей 20Г и 70Г вплоть до 700 °С монотонно растут значения параметров, связанных с интенсивностью необратимых процессов перемагничивания.

Для определения практической возможности применения остаточной магнитной индукции  $B_r$  в качестве параметра контроля качества отжига холоднодеформированных сталей, а также для оценки возможности применения в тех же целях индукции коэрцитивного возврата  $B_{Hc}$ , были выполнены измерения этих величин с помощью аппаратно-программной системы DIUS-1.21M с приставным преобразователем [6]. Зависимости представлены на рисунке 5.2.

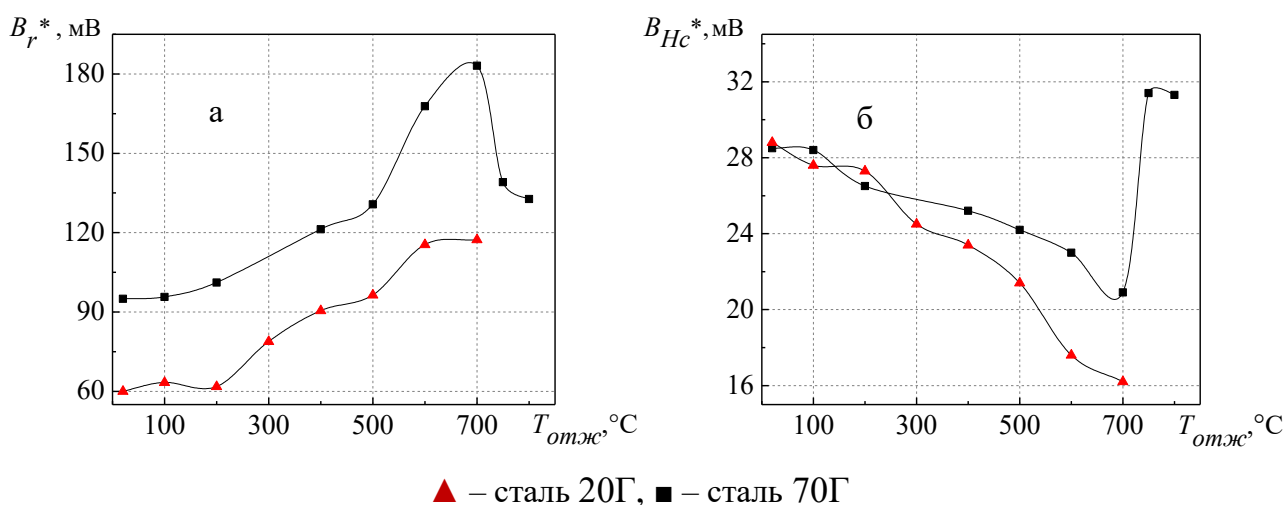


Рисунок 5.2 – Измеренные с помощью АПС DIUS-1.21M зависимости относительных величин остаточной магнитной индукции вещества  $B_r$  (а) и индукции коэрцитивного возврата  $B_{Hc}$  (б) от температуры отжига образцов из отожженных сталей

Сравнение рисунков 5.2 и 5.1 показывает, что локально измеряемая с помощью приставного П-образного электромагнита величина  $B_r^*$  хорошо коррелирует с величиной остаточной магнитной индукции вещества  $B_r$ . Однако локально измеряемая величина  $B_r^*$  для стали 70Г при  $T_{отж} > 700$  °С снижается до значений, характерных для более низких температур отжига (порядка 500–550 °С), что

допускает неверную оценку прочности по этому параметру. Совместное измерение величин  $B_r^*$  и  $B_{Hc}^*$  позволит устранить данный фактор. По рисункам 5.2а и 5.2б видно, что резкому снижению величины  $B_r^*$  соответствует аномальный рост величины  $B_{Hc}^*$ .

Из рисунка 5.2б видно, что для исследованных сталей величина  $B_{Hc}^*$  монотонно уменьшается при увеличении  $T_{отж}$  от 20 °С до 700 °С, что делает ее пригодной для использования в качестве параметра контроля. Однако, в отличие от  $B_r^*$ , которая для обеих сталей увеличивается в 2 раза, чувствительность величины  $B_{Hc}^*$  к температуре отжига сталей 20Г и 70Г различна. Для низкоуглеродистой стали 20Г при увеличении  $T_{отж}$  величина  $B_{Hc}^*$  уменьшается практически в 2 раза, а для стали 70Г изменение  $B_{Hc}^*$  составляет около 25 %. Таким образом, контроль качества отжига стали 20Г возможен по параметру  $B_{Hc}^*$ , а для стали 70Г необходим двухпараметровый контроль при измерении величин  $B_r^*$  и  $B_{Hc}^*$ .

### 5.1.2 Магнитоакустические характеристики

На рисунке 5.3 приведены зависимости усредненной амплитуды МАЭ и остаточной магнитной индукции от температуры отжига для образцов из сталей 20Г и 70Г. Измерения были проведены при частоте переменного магнитного поля  $f_{m} = 4,5$  Гц. Наблюдается единообразие поведения величин остаточной магнитной индукции и амплитуды МАЭ и их высокая корреляция.

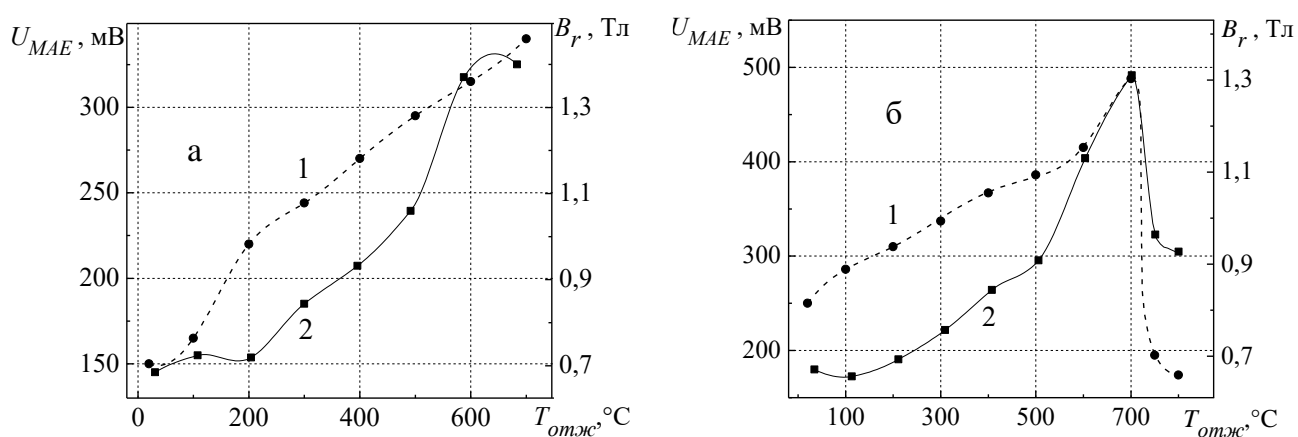


Рисунок 5.3 – Зависимости амплитуды МАЭ (1) и остаточной магнитной индукции (2) от температуры отжига образцов холоднодеформированных и отожженных сталей 20Г (а) и 70Г (б)

Рост температуры отжига в диапазоне (20 ÷ 700) °С приводит к увеличению амплитуды  $U_{МАЭ}$  сталей 20Г и 70Г в 2 раза, что сопоставимо с изменением остаточной магнитной индукции этих материалов. Следует отметить, величина остаточной индукции образцов, отожженных при температурах выше 700 °С, сопоставима с величинами этого параметра для отжига при 500 °С, что может стать причиной ошибочного определения температуры отжига по остаточной индукции. В то же время, магнитоакустическая эмиссия образцов, отожженных при температурах выше 700 °С, в отличие от остаточной индукции, резко падает до величин, ниже наблюдаемых для других температур отжига, что позволяет определить превышение температуры отжига по амплитуде МАЭ. В работе [А4] также отмечалось наличие корреляции усредненной амплитуды и основной частоты МАЭ с остаточной магнитной индукцией закаленных и отпущенных сталей 09Г2 и 35. Корреляция параметров МАЭ и остаточной магнитной индукцией является объясняется тем, что основным источником магнитоакустической эмиссии являются необратимые смещения 90-градусных доменных границ, которые также в значительной степени определяют остаточную магнитную индукцию ферромагнетика.

Ранее [24] в качестве одного из возможных структурно чувствительных параметров была предложена основная частота  $f^*$  магнитоакустической эмиссии (т.е. частота гармоники с максимальной амплитудой и мощностью). Зависимость усредненных по пяти измерениям значений основной частоты МАЭ сигнала от температуры отжига стали 70Г представлена на рисунке 5.4. Величина  $f^*$  меняется не более, чем на 12 %, что делает проблематичным ее применение для контроля отожженной стали 70Г. Как видно на рисунке, значение основной частоты при 20 °С выпадает из общей тенденции кривой, это явление обусловлено тем, что данный образец был подвергнут только пластической деформации и не прошел термическую обработку, таким образом, наличие в нем большого числа дефектов дает значительный вклад в сигналы МАЭ.

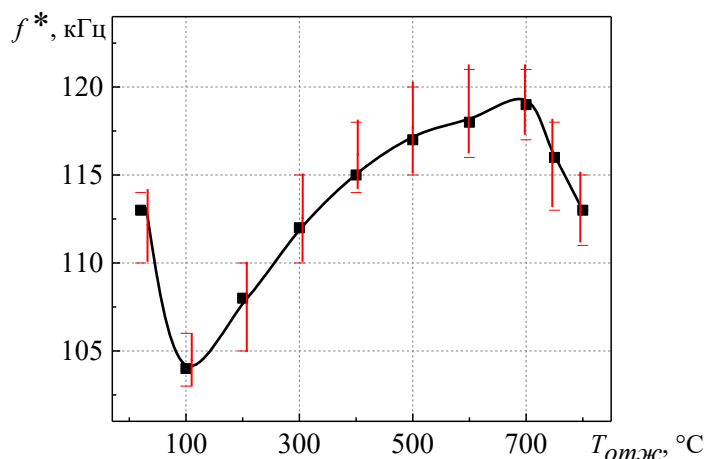


Рисунок 5.4 – Зависимость основной частоты МАЭ сигнала от температуры отжига стали 70Г (частота перемагничивания  $f_{rm} = 4$  Гц)

На рисунке 5.5 приведена зависимость временного сдвига  $\Delta t^*$  максимумов МАЭ в области полей близких к коэрцитивной силе от температуры отжига образцов из стали 70Г. Сдвиг определен относительно образца с  $T_{отж} = 700$  °С. Видно, что величина  $\Delta t^*$  практически линейно уменьшается с ростом температуры отжига в диапазоне (20 ÷ 700) °С и увеличивается для образцов с более высокой температурой отжига, находящихся в неравновесном структурном состоянии, вызванном быстрым охлаждением на воздухе.

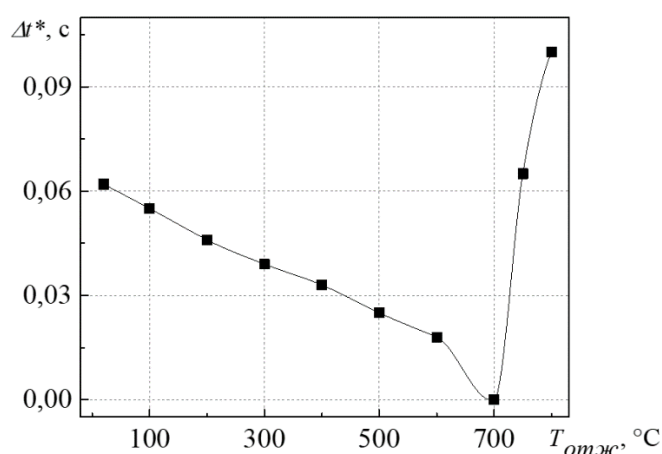


Рисунок 5.5 – Зависимость временного сдвига максимумов МАЭ в цикле перемагничивания от температуры отжига стали 70Г

Известно, что критические поля 180-градусных и 90-градусных доменных границ в ферромагнетике отличаются [40]. При этом основной причиной магнитоакустической эмиссии являются необратимые смещения 90-градусных

доменных границ, когда внутреннее поле превышает критические поля границ этого типа. Следовательно, поле “коэрцитивного” максимума МАЭ имеет смысл среднего критического поля 90-градусных доменных границ и его структурная чувствительность отлична от структурной чувствительности обычной коэрцитивной силы. Снижение внутренних напряжений и рекристаллизационный рост зерен при отжиге холоднодеформированной стали уменьшают критические поля доменных границ и временной сдвиг  $\Delta t^*$ . Наличие неравновесных структурных составляющих и рост уровня напряжений увеличивают  $\Delta t^*$  для образцов с  $T_{отж} > 700$  °С.

На рисунках 5.6–5.8 показаны зависимости амплитуды ( $A_{cp}$ ) и основной частоты ( $f^*$ ) МАЭ сигнала, определенные при частоте перемагничивания  $f_{rm} = 5$  Гц, от температуры отпуска закаленных сталей 09Г2, 35 и 60С2А.

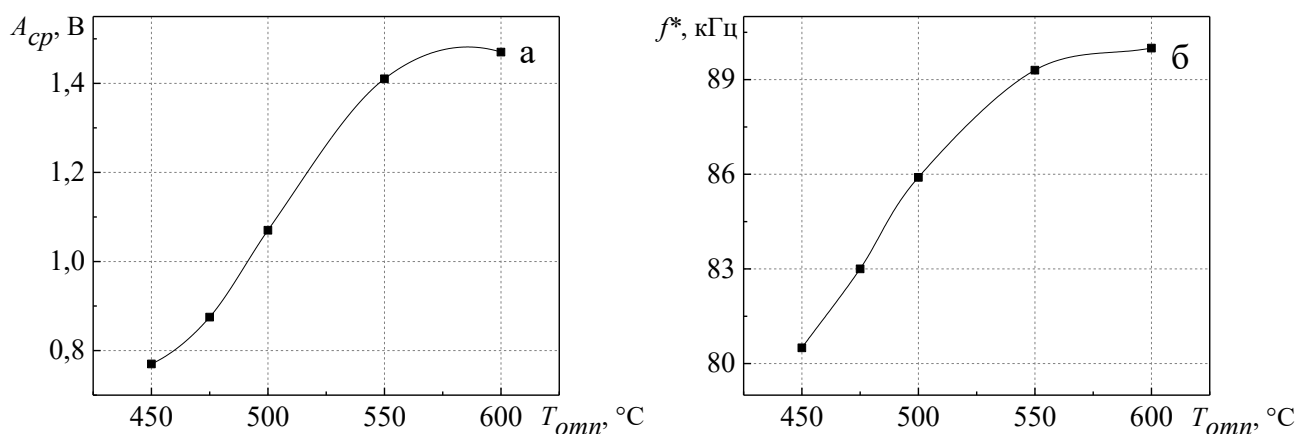


Рисунок 5.6 – Определенные при частоте перемагничивания  $f_{rm} = 5$  Гц зависимости усредненной амплитуды (а) и основной частоты (б) магнитоакустической эмиссии от температуры отпуска стали 09Г2

Как видно из рисунка 5.6а, для стали 09Г2 рост температуры отпуска в диапазоне 450–600 °С ведет к практически двукратному монотонному повышению амплитуды МАЭ  $A_{cp}$ . Дальнейшее увеличение  $T_{omn}$  до 700 °С приводит к уменьшению амплитуды  $A_{cp}$  до близких к шумовой амплитуде величин. Важно, что зависимости величин  $A_{cp}$  и  $f^*$  от температуры отпуска не меняют своего характера при изменении частоты перемагничивания, что отмечалось в работе [А4].

Для стали 35, как видно из рисунка 5.7, зависимости  $A_{cp}(T_{omn})$  и  $f^*(T_{omn})$  имеют иной характер. Амплитуда  $A_{cp}$  монотонно возрастает при увеличении  $T_{omn}$  в диапазоне (250–700) °С. Рост основной частоты происходит до температур отпуска порядка 500 °С,

а более высокий отпуск не вызывает существенных изменений основной частоты  $f^*$ . Для контроля отпуска стали 35 наиболее перспективным параметром является амплитуда  $A_{cp}$ .

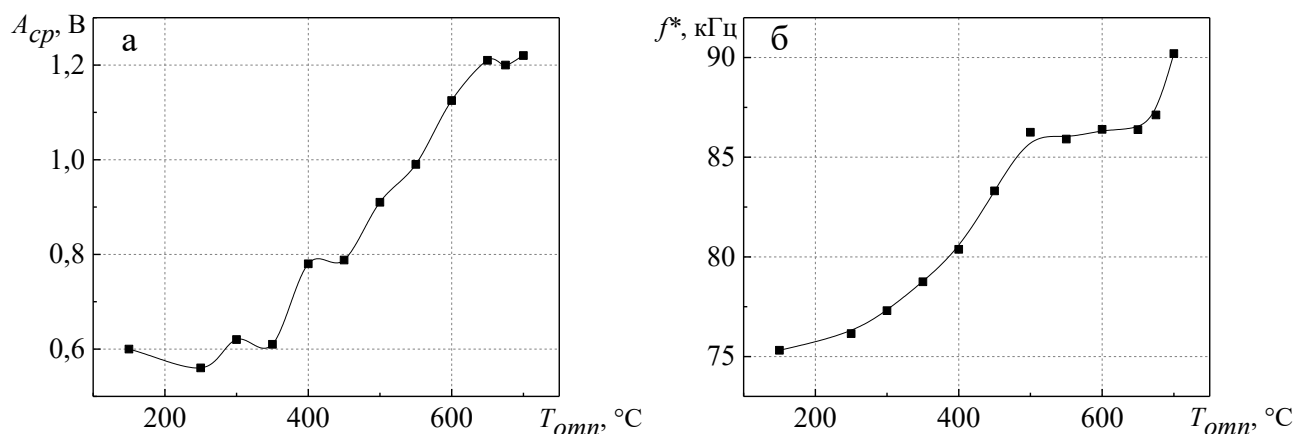


Рисунок 5.7 – Определенные при частоте перемагничивания  $f_{rm} = 5$  Гц зависимости усредненной амплитуды (а) и основной частоты (б) сигнала магнитоакустической эмиссии от температуры отпуска стали 35

Максимальное значение  $A_{cp}$  у стали 60С2А (рисунок 5.8а) около 2 раз ниже, чем у остальных сталей. Амплитуда  $A_{cp}$  увеличивается в небольшом диапазоне (350–550) °С и практически неизменна при температурах отпуска выше этого диапазона. Однако наблюдается монотонный рост основной частоты в достаточно широком диапазоне (350–700) °С, что указывает на перспективу применения основной частоты МАЭ  $f^*$  в качестве параметра контроля средне и высокотемпературного отпуска стали 60С2А.

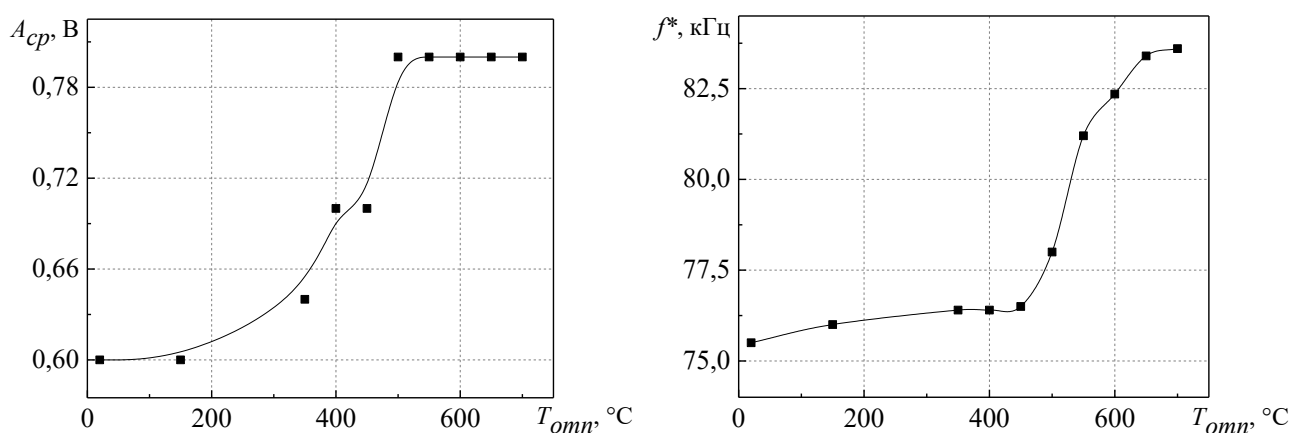


Рисунок 5.8 – Определенные при частоте перемагничивания  $f_{rm} = 5$  Гц зависимости усредненной амплитуды сигнала магнитоакустической эмиссии от температуры отпуска стали 60С2А

Различие поведения параметров  $A_{cp}$  и  $f^*$  может объясняться тем, что частота  $f^*$  определяется количеством 90-градусных доменных границ, а амплитуда  $A_{cp}$  – объёмом перемагничиваемых областей 90-градусных соседств.

Следует отметить, что отсутствует корреляция усредненной амплитуды МАЭ  $A_{cp}$  и основной частоты МАЭ  $f^*$  с коэффициентом Рэлея  $b_0$ , характеризующим интенсивность необратимых процессов перемагничивания. Коэффициент Рэлея максимален при  $T_{omn} \sim 350$  °С и понижается при увеличении температуры отпуска [195]. Причина отсутствия корреляции заключается в том, что в малых магнитных полях величина коэффициента  $b_0$  зависит от наличия необратимых смещений 180-градусных доменных границ, не принимающих участия в формировании сигнала МАЭ.

## 5.2 Контроль пластической деформации углеродистых сталей

Холодная пластическая деформация сталей и сплавов повышает их прочностные свойства и широко применяется при изготовлении стальных изделий [136, 194, 196]. Изменение макро- и микроструктуры при пластической деформации сталей влечет изменение их магнитных свойств. Для большинства феррито-перлитных сталей с увеличением степени деформации характерен монотонный рост коэрцитивной силы, что позволяет использовать этот параметр для контроля качества деформационным упрочнением [197–201]. Однако чувствительность коэрцитивной силы к пластической деформации резко снижается при деформациях выше (15–20) %, а также в случае сталей с содержанием углерода около 0,3 % и выше. Например, рост коэрцитивной силы холоднодеформированной стали 70Г при увеличении пластической деформации с 10 до 70 %, не превосходит 15 % (п. 5.1, [A1]).

На рисунке 5.9 представлена зависимость твердости от степени холодной деформации прокаткой стали с содержанием углерода 0,2%, соответствующей марке 20ХН2М. Химический состав, определенный с помощью оптико-эмиссионного спектрометра Q4 TASMAR, приведен в таблице 2.6 п. 2.1.

После прокатки все образцы стали были подвергнуты второму этапу холодной обработки, заключающемуся в плоском прессовании. Прессование после прокатки проводилось для восстановления плоскостности. Поскольку нагрузка при плоском

прессовании была одинакова для всех образцов, то зависимость на рисунке 5.9 можно считать кривой результирующего упрочнения после двухстадийной деформации.

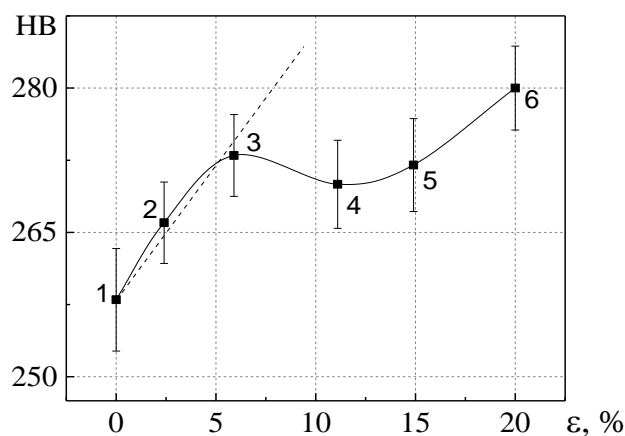


Рисунок 5.9 – Зависимость твердости стальных пластин после пластической деформации прокаткой и прессованием

Как видно из рисунка 5.9, произошло заметное разупрочнение после плоского прессования деформированного на 11,1 % образца. Следует отметить, что этот образец и образцы с более высокими степенями деформации имели значительное изменение формы после прокатки – потерю плоскостности.

Известно [136, 196, 202], что увеличение степени сжатия при холодной прокатке должно приводить к монотонному повышению прочностных свойств (штриховая линия на рисунке 5.9). Немонотонное изменение твердости с увеличением степени деформации связано с последующим изменением формы образцов при плоском прессовании. Можно предположить, что присутствуют два механизма упрочнения. Для образцов 1–3 прокатка и прессование действуют в одном направлении и приводят к более равномерному объемному увеличению плотности дислокаций и соответствующему упрочнению. Однако в образцах 4–6 в результате прессования и восстановления плоскостности происходит разупрочнение за счет частичной аннигиляции дислокаций и снижения остаточных напряжений.

На рисунке 5.10 показаны зависимости магнитных свойств вещества, определенных по предельным петлям гистерезиса, от степени деформации прокатанных образцов: коэрцитивной силы, остаточной магнитной индукции и дифференциальной магнитной проницаемости на восходящей ветви петли.



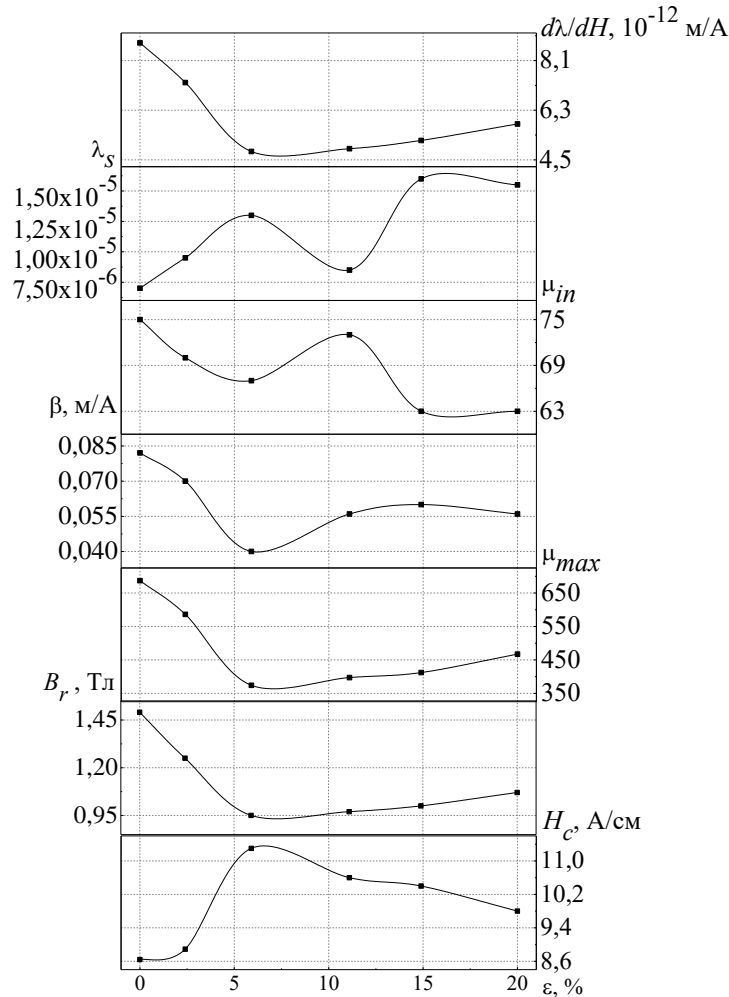


Рисунок 5.10 – Зависимости коэрцитивной силы  $H_C$ , остаточной магнитной индукции  $B_r$ , максимальной магнитной проницаемости  $\mu_{max}$ , коэффициента Рэлея  $\beta$ , начальной магнитной проницаемости  $\mu_{in}$ , магнитострикции насыщения  $\lambda_s$  и магнитострикционной чувствительности  $d\lambda/dH$  от степени пластической деформации образцов

Сопоставление рисунков 5.9 и 5.10 и анализ поведения магнитных параметров подтверждают, что образцы со степенью деформации более 10% подверглись разупрочнению в результате плоского прессования.

Из рисунка 5.10 видно, что значения магнитострикционной чувствительности  $d\lambda/dH$  и коэффициента Рэлея  $\beta$  ведут себя аналогично и имеют минимум при деформации  $\varepsilon \approx 6\%$ , при которой наблюдается максимальное значение коэрцитивной силы. Вместе с тем начальная магнитная проницаемость  $\mu_{in}$  и магнитострикция насыщения  $\lambda_s$  имеют экстремальные значения для наиболее разупрочненного образца, деформированного на 11.1 %.

На рисунке 5.11 показаны зависимости амплитуды  $U_{MAE}$  и временного сдвига  $\Delta t_{MAE_{max}}$  магнитоакустической эмиссии (величина  $\Delta t_{MAE_{max}}$  пропорциональна полю максимума магнитоакустической эмиссии  $[A_2]$  магнитоакустической эмиссии от деформации  $\varepsilon$ . Видно, что величина  $U_{MAE}$  изменяется обратно пропорционально коэрцитивной силе (см. рисунок 5.10). В отличие от других параметров  $\Delta t_{MAE_{max}}$  изменяется аналогично твердости (см. рисунок 5.11). Дополнительно можно отметить, что общий вид зависимости  $\Delta t_{MAE_{max}}(\varepsilon)$  напоминает зависимость магнитострикции насыщения  $\lambda_s(\varepsilon)$ . Наличие корреляции магнитострикционных и магнитоакустических характеристик уже отмечалась в [19].

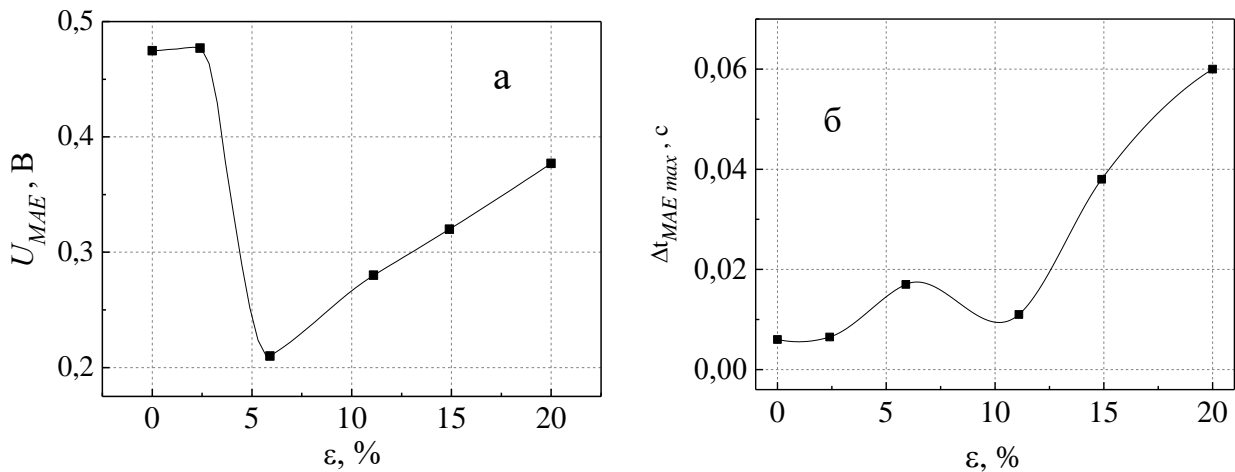


Рисунок 5.11 – Зависимости амплитуды (а) и временного сдвига максимума (б) магнитоакустической эмиссии от степени пластической деформации образцов при прокатке

Наблюдаемое достаточно сложное изменение магнитных и магнитоакустических характеристик можно объяснить совместным изменением дислокационной структуры и напряжений первого рода. Как известно [192, 203], рост степени деформации при прокатке приводит к увеличению продольных сжимающих остаточных напряжений, что может привести к потере плоскостности прокатываемого листа. Из рисунка 5.10 видно, что, магнитострикция исследуемых образцов положительна, поэтому продольные сжимающие напряжения препятствуют процессам намагничивания [35], а рост этих напряжений на начальных степенях деформации приводит к увеличению коэрцитивной силы и снижению всех видов магнитной проницаемости. Как указывалось выше, в случае существенного изменения формы при прокатке последующее прессование приводит к частичной аннигиляции дислокаций

(разупрочнению) и существенному уменьшению продольных сжимающих напряжений. Это облегчает процессы продольного намагничивания и является причиной уменьшения коэрцитивной силы и некоторого роста максимальной и дифференциальной магнитных проницаемостей.

Для образцов, потерявших плоскую форму в результате неоднородной прокатки, последующее прессование приводит к изменению дислокационной структуры и релаксации продольных сжимающих напряжений за счет изменения их формы и дополнительного нагрева. Это является причиной немонотонных зависимостей прочностных, магнитных и магнитоакустических свойств от степени деформации прокаткой.

### 5.3 Комплексное применение магнитных и магнитоакустических параметров структуроскопии ферромагнитных сталей

С целью определения возможности контроля твердости холоднодеформированных и отожженных сталей 20Г и 70Г по магнитным параметрам были исследованы зависимости остаточной магнитной индукции и индукции коэрцитивного возврата от твердости этих сталей. Из рисунка 5.12 видно, что характеры изменения зависимостей остаточной магнитной индукции  $B_r$  от твердости  $HRB$  сталей 20Г и 70Г различны.

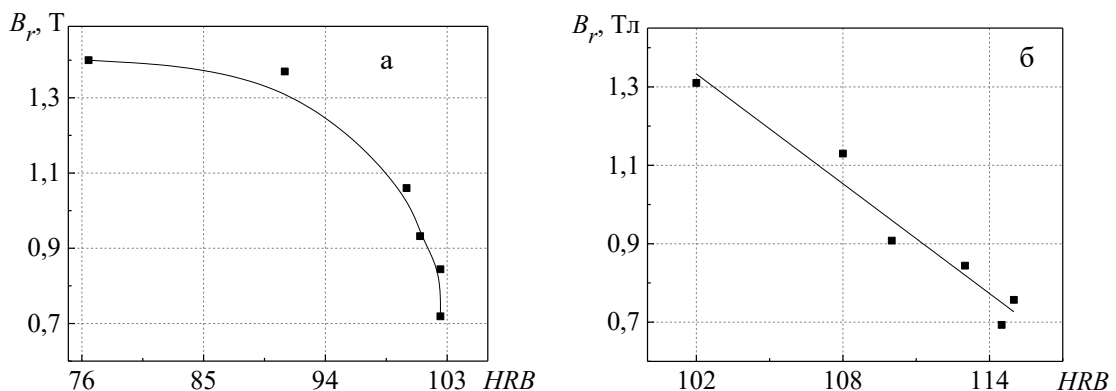


Рисунок 5.12 – Зависимости остаточной магнитной индукции от твердости образцов из холоднодеформированных и отожженных сталей 20Г (а) и 70Г (б)

Твердость стали 20Г понижается в интервале температур 600–700 °С, однако остаточная магнитная индукция изменяется в этом температурном диапазоне слабо, что приводит к нелинейности зависимости  $B_r(HRB)$ , и потере чувствительности

остаточной индукции к твердости. Таким образом, для стали 20Г актуален поиск новых параметров контроля твердости. В то же время остаточная магнитная индукция стали 70Г линейно уменьшается с ростом твердости, что позволяет применять величину  $B_r$  в качестве параметра контроля твердости.

У стали 20Г происходит монотонное двукратное увеличение индукции коэрцитивного возврата  $B_{Hc}^*$  при повышении твердости с 76 до 103 *HRB* (рисунок 5.13, а). Зависимость остаточной магнитной индукции от твердости стали 70Г близка к линейной, при этом величина  $B_r^*$  уменьшается в два раза при повышении твердости со 102 до 114 *HRB* (рисунок 5.13, б).

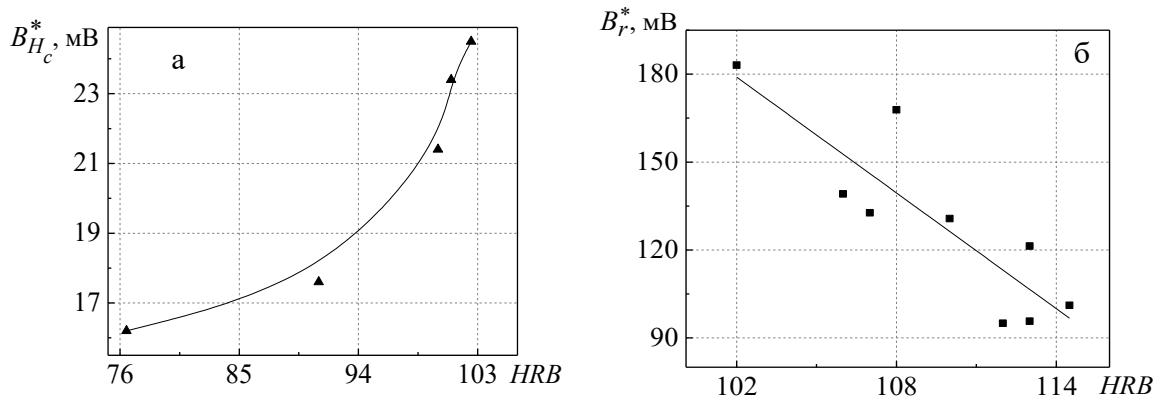


Рисунок 5.13 – Зависимости относительных величин индукции коэрцитивного возврата  $B_{Hc}^*$  и остаточной магнитной индукции вещества  $B_r^*$  от твердости образцов из сталей 20Г (а) и 70Г (б)

Важно, что имеется возможность локального измерения индукции коэрцитивного возврата  $B_{Hc}$  при наличии воздушного зазора между поверхностью измерительного преобразователя и контролируемого объекта [7]. В то же время измерение остаточной магнитной индукции вещества требует обеспечения хорошего контакта полюсов приставного электромагнита и поверхности объекта контроля, а присутствие зазора изменяет структурную чувствительность остаточной магнитной индукции на структурную чувствительность остаточной магнитной индукции тела  $B_{rT}$ , которая близка к структурной чувствительности коэрцитивной силы [43]. Это делает актуальной задачу разработки бесконтактных методов измерения величины  $B_r$ , либо измерение других параметров, имеющих тесную корреляцию с ней. Поскольку, как было отмечено в п. 5.1.2, амплитуда магнитоакустической эмиссии коррелирует с остаточной магнитной индукцией – это позволяет рекомендовать амплитуду МАЭ в

качестве параметра, альтернативного  $B_r$ . Таким образом, возможно комплексное применение магнитных и магнитоакустических параметров, что позволит повысить достоверность определения прочностных свойств сталей.

Зависимость временного сдвига максимума МАЭ от твердости образцов слаболегированной стали с содержанием углерода 0,2% после двустадийной обработки прокаткой и прессованием (см. п. 5.2) представлена на рисунке 5.14. Линейная аппроксимация этой зависимости имеет коэффициент корреляции  $R = 0,82$ .

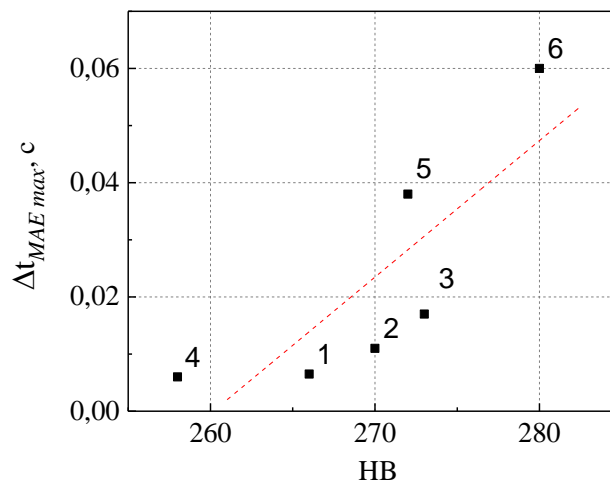


Рисунок 5.14 – Зависимость временного сдвига максимума магнитоакустической эмиссии от твердости исследуемых образцов

В п. 3.2 также указывалось на возможность выявления разупрочнения в результате двустадийной обработки прокаткой и прессованием по критическому полю, определяемому формой петли гистерезиса. Таким образом, возможно комплексное применение временного сдвига максимума магнитоакустической эмиссии и критического поля, определяемого формой петли гистерезиса для контроля прочности после двустадийной деформации прокаткой и прессованием.

Из рисунка 5.14 видно, что временной сдвиг максимума магнитоакустической эмиссии можно считать перспективным диагностическим параметром оценки упрочнения сталей методом двухстадийной пластической деформации.

#### 5.4 Методики и средства измерения магнитных и магнитоакустических параметров структуроскопии

Разработанная в ИФМ УрО РАН аппаратно-программная система DIUS-1.21M позволяет проводить измерение комплекса параметров вещества контролируемых

ферромагнитных объектов, а также предоставляет возможности отстройки от немагнитного зазора при измерениях [6–8]. Как было показано в п. 3.3 с помощью аппаратно-программной системы DIUS-1.21M и программы “HkIHkc” возможно измерение критических полей, определяемых формой предельной петли гистерезиса и имеющих большую структурную чувствительность к термической и деформационной обработке ферромагнитных сталей различного состава, чем известные магнитные параметры.

В п. 2.2 описана установка для измерения магнитоакустической эмиссии. Как показано в п. 4.3 данной работы возможно селективное измерение высокочастотных и низкочастотных параметров МАЭ. Измерение высокочастотных характеристик МАЭ возможно проводить с помощью пьезоэлектрических преобразователей акустической эмиссии при приложении переменного магнитного поля к контролируемому ферромагнитному изделию.

Как было отмечено в п. 4.3.1. такой низкочастотный параметр МАЭ как амплитуда гармоники удвоенной частоты переменного магнитного поля  $\delta l_{2fr}$  коррелирует с динамической магнитострикционной чувствительностью ферромагнитного материала. Измерения амплитуды гармоники  $\delta l_{2fr}$  возможно проводить с помощью лазерного сканирующего виброметра в соответствии с методикой, описанной в п. 2.2. Пример регистрируемого спектра колебаний образца стали 30ХГСА, вызванных магнитострикционным изменением размеров, представлен на рисунке 5.15.

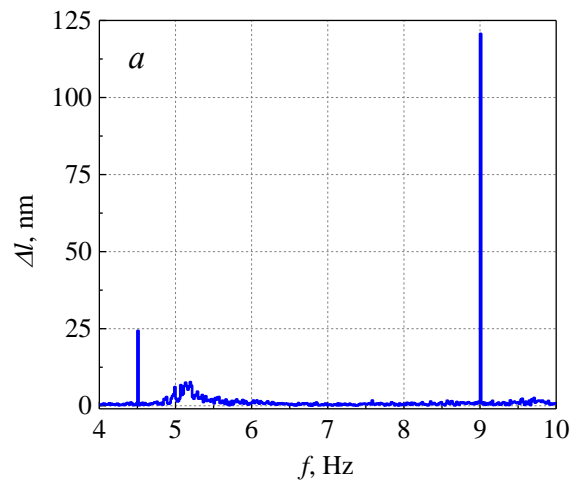


Рисунок 5.15 – Спектр колебаний линейных размеров стали 30ХГСА в переменном магнитном поле

Из рисунка видно, что магнитострикционное изменение размеров ферромагнетиков на частоте 9 Гц во много раз превосходит по величине амплитуду колебаний вызванных пондеромоторным эффектом, которые регистрируются на частоте переменного поля 4,5 Гц. В области 5 Гц присутствуют низкочастотные шумы, которые, судя по их изменению в течение суток, являются колебаниями несущих конструкций здания, принимаемых штативом виброметра и станиной установки. Тем не менее, амплитуда шумовых колебаний при проведении измерений не превышала 5% от амплитуды информативного сигнала, а на частотах 4,5 и 9 Гц амплитуда шума была близка к нулю.

На рисунке 5.16 приведены полевые зависимости магнитострикции и амплитуды второй гармоники удвоенной частоты переменного магнитного поля для сталей разного химического состава, измеренные с помощью метода выносного индукционного датчика и лазерного сканирующего виброметра PSV-500-HV. Видно, что при росте полей  $H$  и  $H_r$  до значений порядка 7000 А/м величина  $\delta l_{2fr}$  превосходит величину  $\lambda$  для всех сталей. При дальнейшем увеличении амплитуды  $H_r$  рост величины  $\delta l_{2fr}$  резко замедляется для всех сталей. При  $H_r > 12000$  А/м величина  $\delta l_{2fr}$  снижается для всех материалов, кроме стали 9ХФ. Как видно из рисунка 5.16, выход на насыщение и уменьшение динамической магнитострикционной чувствительности  $\delta l_{2fr}/dH_r$  происходит при меньших значениях перемагничивающего поля  $H_r$ , чем для статической магнитострикции  $\lambda$ . Такое поведение величины  $\delta l_{2fr}/dH_r$  связано со скин-эффектом, когда промагничивается не полное сечение образца. Второй возможной причиной может быть использование неоднородного переменного поля, когда поле на концах образца существенно меньше, чем поле в центре, и это различие должно увеличиваться по мере роста намагниченности [34].

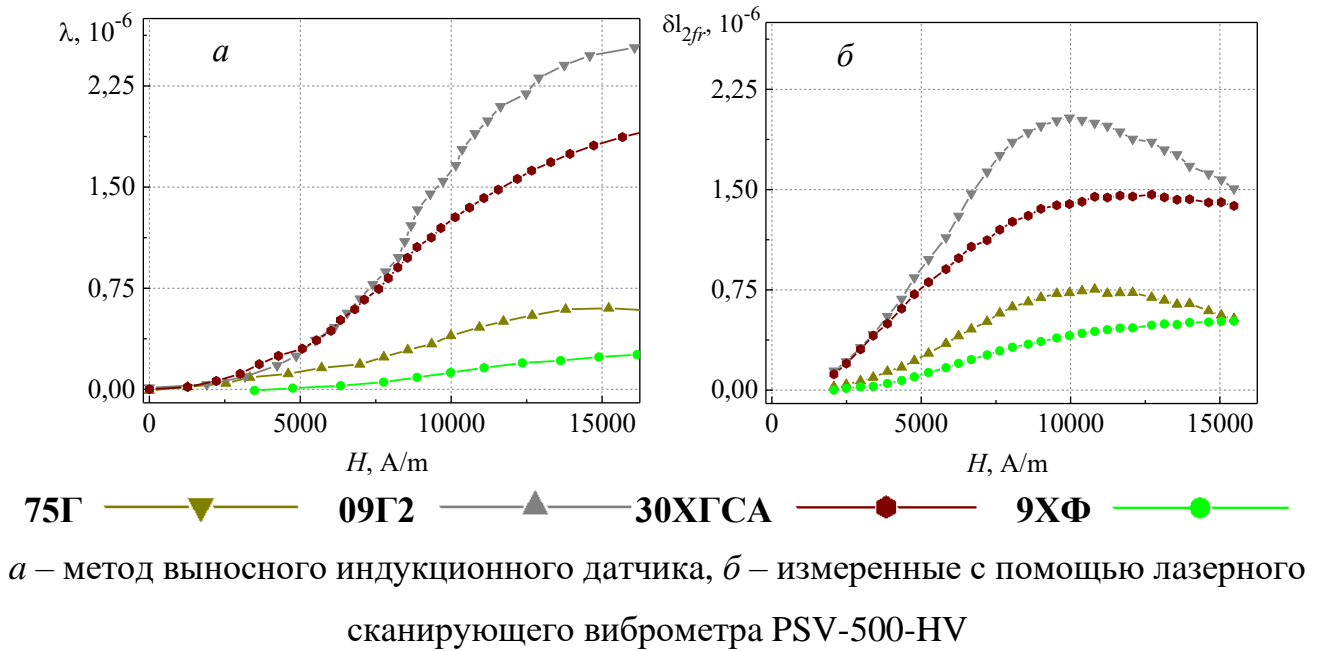


Рисунок 5.16 – Полевые зависимости магнитострикции сталей различного химического состава

В работе [A10] автора приведен макет установки, основанной на спекл-интерферометрии, которая является перспективным недорогостоящим аналогом лазерного сканирующего виброметра и также может применяться для бесконтактного измерения магнитострикционных характеристик.

Магнитострикционную чувствительность ферромагнетика можно определить по максимальному наклону касательной к полевой зависимости магнитострикции [24]. Для автоматизации проведения расчета магнитострикционной чувствительности ферромагнетиков была создана «Программа расчета магнитострикционной чувствительности ферромагнитных материалов “MgntstrSens”», имеющая свидетельство государственной регистрации № 2023660788.

Программа написана на языке C# и может быть запущена на ЭВМ с операционной системой Windows 8, 10 и 11. Основной алгоритм программы позволяет определять максимальную магнитострикционную чувствительность по наибольшему наклону касательной, определяемому по максимуму первой производной, а также по углу наклона касательной, построенной через начало координат. Блок-схема общего алгоритма работы представлена на рисунке 5.17.



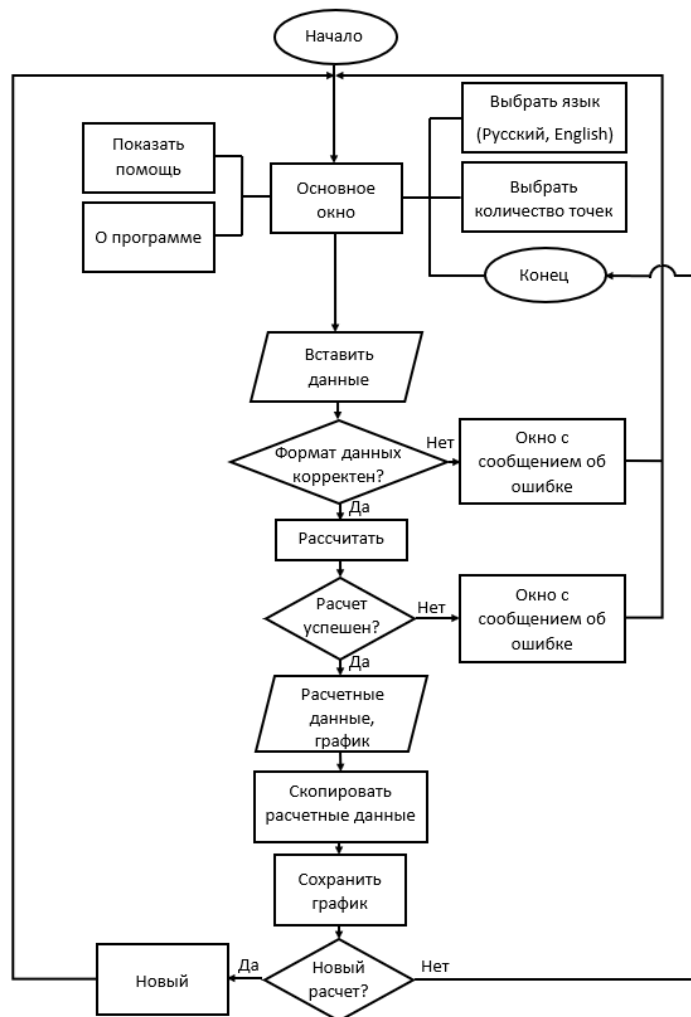


Рисунок 5.17– Блок-схема Программы расчета магнестрикционной чувствительности ферромагнитных материалов “MgnstrSens”

Программа “MgnstrSens”, снимок окна которой представлен на рисунке 5.18, позволяет производить расчет магнестрикционной чувствительности ферромагнетиков по введенному массиву данных полевой зависимости магнестрикции материала. В программе возможен расчет среднего значения магнестрикционной чувствительности, когда касательная строится из начала координат, а также максимального значения по наибольшему наклону касательной (в точке максимума первой производной). Язык интерфейса может быть переключен на английский или русский языки. Для проведения расчета требуется вставить набор данных, содержащий значения напряженности магнитного поля и соответствующие значения магнестрикции. Вместо значений магнестрикции может использоваться амплитуда гармоники удвоенной частоты переменного магнитного поля. После расчета пользователь может сохранить график, скопировать значения

магнитострикционной чувствительности и соответствующего ей значения магнитного поля, а также координаты точек касательной.

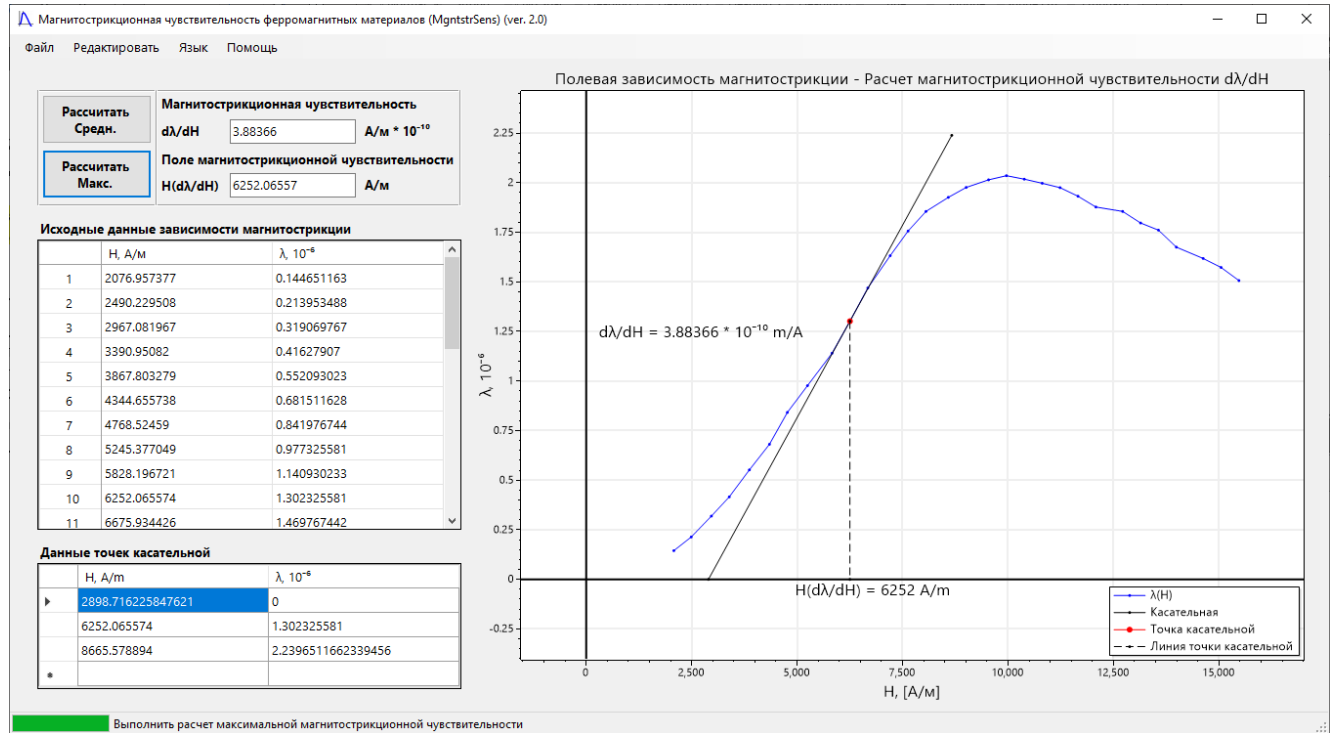


Рисунок 5.18 – Снимок основного окна программы “MgntstrSens” после проведения расчета магнитострикционной чувствительности

Определенные зависимости средней  $(\delta l_{2fr}/dH_r)_{avg}$  (а) и максимальной  $(\delta l_{2fr}/dH_r)_{max}$  (б) динамической магнитострикционной чувствительности сталеи от величины их положительного максимума магнитострикции (табл. 1) представлены на рисунке 5.19.

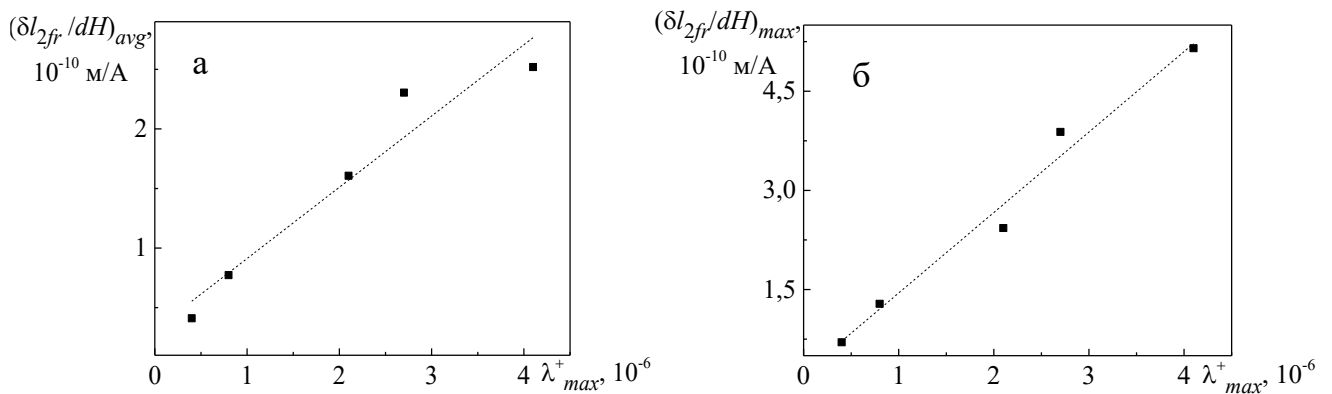


Рисунок 5.19 – Зависимость средней (а) и максимальной (б) динамической магнитострикционной чувствительности сталеи от величины их положительного максимума магнитострикции

Квадрат коэффициента линейной корреляции величин  $(\delta l_{2fr}/dH_r)_{avg}$  и  $\lambda_{max}^+$  равен  $R^2 = 0,91$ , а для величин  $(\delta l_{2fr}/dH_r)_{max}$  и  $\lambda_{max}^+$  следует  $R^2 = 0,97$ . Таким образом, среднее и максимальное значения динамической магнитоэстрикционной чувствительности сталей хорошо коррелируют с величиной максимального удлинения исследованных сталей.

## 5.5 Выводы к главе 5

Анализ экспериментальных результатов показывает, что:

1. При возможности контактного квазистатического измерения для контроля качества отпуска закаленных и отжига холоднодеформированных сталей параметрами контроля могут быть остаточная магнитная индукция вещества и индукция коэрцитивного возврата, которые могут измеряться как отдельно, при однопараметровом контроле, так и совместно, при двухпараметровом контроле.

2. При увеличении температуры отжига холоднодеформированных сталей 20Г и 70Г вплоть до 700 °С монотонно растут значения параметров, связанных с интенсивностью необратимых процессов перемагничивания.

3. Основная частота МАЭ закаленных и отпущенных сталей 35 и 60С2А мало изменяется с ростом температуры отпуска этих сталей до 350–400 °С, но значительно растет при увеличении температуры отпуска выше этого диапазона, что позволяет рекомендовать основную частоту МАЭ для контроля средне- и высокотемпературного отпуска сталей различного химического состава.

4. Контроль отпущенных ферромагнитных сталей можно проводить с применением амплитуды сигнала МАЭ, а также основной частоты МАЭ, являющейся новым спектральным параметром МАЭ.

5. Повышение степени холодной пластической деформации низколегированной стали с содержанием углерода 0,2% посредством прокатки с последующим плоским прессованием с равной нагрузкой приводит к немонотонному изменению твердости и комплекса магнитных и магнитоакустических характеристик. Это связано с совокупным изменением дислокационной структуры и напряжений первого рода вследствие изменения формы образцов при двухстадийном деформировании.

6. Временной сдвиг, пропорциональный полю максимальной магнитоакустической эмиссии, коррелирует с твердостью образцов и может быть применен в качестве диагностического параметра результирующего упрочнения исследуемой стали посредством двухстадийной пластической деформации.

7. Исследована структурная чувствительность таких параметров магнитоакустической эмиссии, как амплитуда, основная частота, а также временной сдвиг и поле максимума МАЭ. Показано, что оптимальными параметрами контроля отоженных ферромагнитных сталей являются амплитуда, временной сдвиг и поле максимума магнитоакустической эмиссии. Эти параметры коррелируют с остаточной магнитной индукцией исследованных сталей и могут быть диагностическими параметрами при бесконтактной диагностике протяженных ферромагнитных объектов (трубы, рельсы, балки и т.д.).

8. Возможно бесконтактное измерение величин низкочастотных упругих колебаний, возникающих при перемагничивании ферромагнетиков, с помощью лазерной интерферометрии. Определяемые по амплитуде второй гармоники упругих колебаний образца среднее и максимальное значения динамической магнитострикционной чувствительности сталей коррелируют с величиной максимального магнитострикционного удлинения исследованных сталей и могут быть характеристиками динамической магнитострикции материалов.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Предложены для применения новые структурно-чувствительные магнитные параметры, определяемые формой предельной петли магнитного гистерезиса, а также амплитудно-частотные спектральные характеристики магнитоакустической эмиссии. Разработаны методики измерения этих параметров и показаны возможности комплексного применения этих параметров для структуроскопии ферромагнитных сталей. Предложенные методики измерений и новые диагностические параметры являются физической основой магнитоакусто-эмиссионной спектроскопии ферромагнитных сталей.

1. Показано, что определяемые формой предельной петли гистерезиса в области преобладающих смещений 90-градусных доменных границ критические поля имеют большую структурную чувствительность для отоженных и отпущенных ферромагнитных сталей, чем коэрцитивная сила и остаточная магнитная индукция. Разработано программное обеспечение, позволяющее определять эти параметры по результатам локальных магнитных измерений на реальных объектах контроля.

2. Установлено, что для металлических ферромагнетиков различного химического состава зависимость магнитоакустической эмиссии от частоты перемагничивания имеет немонотонный характер с максимальной амплитудой магнитоакустической эмиссии при частотах перемагничивания 3–5 Гц, а изменение условий измерений не оказывает влияния на структурную чувствительность измеряемых параметров магнитоакустической эмиссии. Показано, что амплитуда гармоники сигнала магнитоакустической эмиссии с частотой равной удвоенной частоте перемагничивания пропорциональна динамической магнитострикционной чувствительности материалов. Показана возможность и целесообразность селективного измерения низкочастотных спектральных параметров магнитоакустической эмиссии, связанных с магнитострикционными характеристиками ферромагнетиков, а также высокочастотных параметров магнитоакустической эмиссии, связанных с динамикой перестройки 90-градусных доменных границ ферромагнетиков.

3. Предложены новые контактные и бесконтактные методики и измерительные средства магнитоакустической эмиссии. Установлено, что высокочастотные

параметры магнитоакустической эмиссии, такие как амплитуда магнитоакустической эмиссии, временной сдвиг и поле максимума магнитоакустической эмиссии могут измеряться контактно с помощью пьезоэлектрических преобразователей, а низкочастотный параметр магнитоакустической эмиссии, такой как амплитуда гармоники с частотой, равной удвоенной частоте переменного магнитного поля, может быть измерен бесконтактно с помощью разработанной методики, основанной на лазерной интерферометрии.

4. Показано, что для контроля отпуска закаленных и отжига холоднодеформированных сталей эффективными параметрами контроля могут быть остаточная магнитная индукция вещества и индукция коэрцитивного возврата, измерение которых может проводиться как отдельно, при однопараметровом контроле, так и совместно, при двухпараметровом контроле. Установлено, что для контроля средне- и высокотемпературного отпуска ферромагнитных сталей амплитуда сигнала и основная частота магнитоакустической эмиссии являются оптимальными диагностическими параметрами, обеспечивающими наибольшую чувствительность к изменению прочностных свойств контролируемых сталей. Для контроля качества отжига холоднодеформированных сталей могут быть использованы амплитуда, временной сдвиг и поле максимума магнитоакустической эмиссии.

5. Установлено, что максимальная амплитуда магнитоакустической эмиссии имеет сходную с остаточной магнитной индукцией вещества структурную чувствительность, что может быть применено при разработке бесконтактных средств структуроскопии протяженных объектов. Показано, что для контроля прочностных характеристик термообработанных и деформированных сталей целесообразно комплексное применение магнитных и магнитоакустических параметров.

## СПИСОК РАБОТ, ОПУБЛИКОВАННЫХ АВТОРОМ ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИИ

A1. Костин, В.Н. Магнитные и магнитоакустические параметры контроля напряженно-деформированного состояния углеродистых сталей, подвергнутых холодной пластической деформации и отжигу / В.Н. Костин, О.Н. Василенко, Д.Ю. Филатенков, Ю.А. Чекакина, Е.Д. Сербин. – Текст: непосредственный // Дефектоскопия. – 2015. – Т. 10. – С. 33–41.

A2. Костин, В.Н. Особенности возбуждения и регистрации магнитоакустической эмиссии в ферромагнитных объектах / В.Н. Костин, Д.Ю. Филатенков, Ю.А. Чекакина, О.Н. Василенко, Е.Д. Сербин. – Текст: непосредственный // Акустический журнал. – 2017. – Т. 63. – С. 209–216.

A3. Костин, В.Н. Магнитоакустический контроль твердости холоднодеформированных и термообработанных углеродистых сталей / В.Н. Костин, В.И. Пудов, Е.Д. Сербин, О.Н. Василенко. – Текст: непосредственный // Деформация и разрушение материалов. – 2017. – Т. 2. – С. 41–46.

A4. Kostin, V.N. On the Correlation of the Residual Magnetic Induction of Matter and the MAE Parameters in Ferromagnetic Materials / V.N. Kostin, E.D. Serbin. – Текст: непосредственный // International Journal "NDT Days". – 2018. – V. 1. – P. 59–64.

A5. Kostin, V.N. The interrelationships of magnetic and magneto acoustic-emission characteristics of heat-treated steels of various chemical composition / V.N. Kostin, E.D. Serbin, O.N. Vasilenko. – Текст: непосредственный // MATEC Web of Conferences. – 2018. – V. 145. – P. 1–7.

A6. Kostin, V.N. Complex application of magnetic and magnetoacoustic parameters in the structuroscopy of ferromagnetic materials / V.N. Kostin, E.D. Serbin, O.N. Vasilenko. – Текст: непосредственный // Journal of Physics: Conference Series. – 2019. – V. 1389. – P. 1–5.

A7. Сербин, Е.Д. О возможности оценки магнитострикционных характеристик объемных ферромагнетиков по их магнитным свойствам / Е.Д. Сербин, В.Н. Костин. – Текст: непосредственный // Дефектоскопия. – 2019. – Т. 5. – С. 31–36.

A8. Serbin, E. On the possibility of magnetoacoustic evaluation of the resulting strengthening of medium-carbon steel as a result of two-stage plastic deformation / E. Serbin,

V. Kostin, N. Konev. – Текст: непосредственный // AIP Conference Proceedings. – 2020. – V. 2313. – P. 1–6.

A9. Serbin, E.D. Influence of the two-stage plastic deformation on the complex of the magnetoacoustic characteristics of low-carbon steel and diagnostics of its structural state/ E.D. Serbin, V.N. Kostin, O.N. Vasilenko, D.G. Ksenofontov, E.G. Gerasimov, P.B. Terentev. – Текст: непосредственный // NDT & E International. – 2020. – V. 116. – P. 1–6.

A10. Kostin, V.N. Non-contact measurement of magnetostriction of ferromagnetic materials by laser interferometry and speckle interferometry / V.N. Kostin, E.D. Serbin, A.P. Vladimirov, E.A. Rogova. – Текст: электронный // Procedia Structural Integrity. – 2023. – V. 50. – P. 151–154.

A11. Сербин, Е.Д. Бесконтактное измерение динамических магнитострикционных параметров ферромагнетиков / Е.Д. Сербин, В.Н. Перов, В.Н. Костин. – Текст: непосредственный // Diagnostics, resource and mechanics of materials and structures. – 2023. – V. 6. – P. 121–131.

#### **Результаты интеллектуальной деятельности:**

1. Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ № 2023660786 «Программа расчета критических полей, определяемых формой петли магнитного гистерезиса и кривой намагничивания ферромагнитных материалов “Нк1Нкс”» от 24.05.2023.

2. Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ № 2023660788 «Программа расчета магнитострикционной чувствительности ферромагнитных материалов “MgntstrSens”» от 24.05.2023.



**СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ**

1. Неразрушающий контроль: Справочник: В 8 т. / Под общ. ред. В. В. Клюева. - Изд. 2-е, перераб. и испр. – М.: Машиностроение, 2008. – Текст: непосредственный.
2. Михеев, М.Н. Магнитные методы структурного анализа и неразрушающего контроля / М.Н. Михеев, Э.С. Горкунов. – М.: Наука, 1993. – 250 с. – Текст: непосредственный.
3. Неразрушающий контроль: Справочник: В 8 т. / Под общ. ред. В.В. Клюева. Т. 6: В 3 кн. Кн. 1: В.В. Клюев, В.Ф. Мужижкий, Э.С. Горкунов, В.Е. Щербинин. Магнитные методы контроля. 2-е изд., испр. – М.: Машиностроение, 2006. – 832 с.: ил. – Текст: непосредственный.
4. Altpeter I. Electromagnetic techniques for materials characterization. In: G. Huebschen, I. Altpeter, R. Tschuncky, H.-G. Herrmann, editors. Materials Characterization Using Nondestructive Evaluation (NDE) Methods, Woodhead Publishing Ltd. – 1st ed. – 2016. – P. 225-262. – Текст: непосредственный.
5. Костин В.Н. Многоцелевые аппаратно-программные системы активного электромагнитного контроля как тенденция / В.Н. Костин, Я.Г. Смородинский. – Текст: непосредственный // Дефектоскопия. – 2017. – № 7. – С. 23–34.
6. Костин В.Н. Мобильная аппаратно-программная система магнитной структуроскопии DIUS-1.15M / В.Н. Костин, О.Н. Василенко, А.В. Бызов. – Текст: непосредственный // Дефектоскопия. – 2018. – С. 47–53.
7. Костин В.Н. Локальное измерение индукции коэрцитивного возврата при наличии зазора в составной цепи / В.Н. Костин, О.Н. Василенко. – Текст: непосредственный // Дефектоскопия. – 2012. – С. 3–14.
8. Костин В.Н. О некоторых новых возможностях локального измерения коэрцитивной силы ферромагнитных объектов / В.Н. Костин, О.Н. Василенко. – Текст: непосредственный // Дефектоскопия. – 2012. – С. 15–25.
9. Hübschen G. Ultrasonic techniques for materials characterization. In: G. Huebschen, I. Altpeter, R. Tschuncky, H.-G. Herrmann, editors. Materials Characterization Using Nondestructive Evaluation (NDE) Methods. – Woodhead Publishing Ltd. – 1st ed. – 2016. – P. 177–224. – Текст: непосредственный.

10. Неразрушающий контроль: Справочник: В 7 т. / Под общ. ред. В.В. Клюева. Т. 3: И.Н. Ермолов, Ю.В. Ланге / Ультразвуковой контроль. – М.: Машиностроение, 2004. – 864 с.: ил. – Текст: непосредственный.

11. Крауткремер Й. Ультразвуковой контроль материалов. Справочник. Под ред. В.Н. Волченко., Й. Крауткремер, Г. Крауткремер – М.: Metallurgia, 1991. – 752 с. – Текст: непосредственный.

12. Неразрушающий контроль: Справочник: В 8 т. / Под общ. ред. В.В. Клюева. Т. 4: В 3 кн. Кн. 1: В.А. Анисимов, Б.И. Каторгин, А.Н. Куценко и др. Акустическая тензометрия. 2-е изд., испр. – М.: Машиностроение, 2006. – 736 с.: ил. – Текст: непосредственный.

13. Муравьев В.В. Скорость звука и структура сталей и сплавов / В.В. Муравьев, Л.Б. Зуев, К.Л. Комаров. – Новосибирск: Наука. Сибирская издательская фирма РАН, 1996. – 184 с. – Текст: непосредственный.

14. Никитина, Н.Е. Акустоупругость. Опыт практического применения. – Н. Новгород: ТАЛАН, 2005. – 208 с. – Текст: непосредственный.

15. Tschuncky R. Hybrid methods for materials characterization. In: G. Huebschen, I. Altpeter, R. Tschuncky, H.-G. Herrmann, editors. Materials Characterization Using Nondestructive Evaluation (NDE) Methods, Woodhead Publishing Ltd. – 1st ed. – 2016. – P. 263–291. – Текст: непосредственный.

16. Combination of both Ultrasound and 3MA NDT technique for mechanical parameters calibration on heavy plates / D. Böttger, Y. Gabi, B. Straß [и др.]. – Текст: непосредственный // 12th European Conference on Non-Destructive Testing (ECNDT 2018), e-Journal of Nondestructive Testing. – V. 23. – I. 8. – P. 1–4.

17. Study on the applicability of the measurements of magnetoelastic properties for a nondestructive evaluation of thermally induced microstructure changes in the P91 grade steel / L. Piotrowski, B. Augustyniak, M. Chmielewski [и др.]. – . – Текст: непосредственный // NDT&E International. – 2012. – V. 47. – P. 157–162.

18. Ranjan R. Magnetoacoustic emission, magnetization and Barkhausen effect in decarburized steels / R. Ranjan, D.S. Jiles, P.K. Rastogi // IEEE Trans. Magn. – 1986. – V. 22. – I. 5. – P. 511–513.

19. Иванова Й. Сравнительные измерения напряженного состояния проката углеродистой стали посредством шума Баркгаузена и ультразвука / Й. Иванова, Т. Парталин // Дефектоскопия. – 2012. – № 2. – С. 83–94. – Текст: непосредственный.

20. Piotrowski L. On the correlation between magnetoacoustic emission and magnetostriction dependence on the applied magnetic field / L. Piotrowski, M. Chmielewski, B. Augustyniak. – Текст: непосредственный // Journal of Magnetism and Magnetic Materials. – 2016. – V. 410. – P. 34–40.

21. Magnetic Barkhausen Noise and Magneto Acoustic Emission in Stainless Steel Plates / M.R.N. Astudillo, N. Núñez, P.M.I. López [и др.]. – Текст: непосредственный // Procedia Materials Science. – 2015. – V. 8. – P. 678–682.

22. Skalsky V.R. Nondestructive evaluation of pipelines: magnetoacoustic diagnostics of deformation / V.R. Skalsky, S.I. Hirnyj, R.N. Basarab. – Текст: непосредственный // Oil and Gas Business. – 2013. – No. 5. – P. 301–313.

23. Piotrowski L. The influence of elastic deformation on the properties of the magnetoacoustic emission (MAE) signal for GO electrical steel / L. Piotrowski, M. Chmielewski, B. Augustyniak // J. Mag. Mag. Mater. – 2014. – V. 324. – I. 16. – p. 2496–2500.

24. Амплитудно-частотные характеристики магнитоакустической эмиссии термообработанных сплавов железа / В.Н. Костин, М.А. Гурьев, О.Н. Василенко [и др.]. – Текст: непосредственный // Физическая мезомеханика. – 2013. – Т. 16. – № 5. – С. 103–110.

25. Dhar A. The effect of sample size on magneto-acoustic emission / A. Dhar, C. Jagadish, D.L. Atherton. – Текст: непосредственный // NDT & E International. – V. 24. – I. 1. – 1991. – P. 15–19.

26. Горкунов Э.С. Магнитоупругая акустическая эмиссия в ферромагнитных материалах 1. Влияние кристаллографической анизотропии / Э.С. Горкунов, Ю.Н. Драгошанский, В.А. Хамитов, В.М. Шевнин. – Текст: непосредственный // Дефектоскопия. – 2001. – № 3. – С. 3–23.

27. Горкунов Э.С. Магнитоупругая акустическая эмиссия в ферромагнитных материалах 2. Влияние упругих и пластических деформаций на параметры магнитоупругой акустической эмиссии / Э.С. Горкунов, Ю.Н. Драгошанский, В.А. Хамитов. – Текст: непосредственный // Дефектоскопия. – 2001. – № 12. – С. 3–30.

28. Горкунов Э.С. Магнитоупругая акустическая эмиссия в ферромагнитных материалах 3. Влияние структурных изменений на магнитоупругую акустическую эмиссию (обзор) / Э.С. Горкунов, А.И. Ульянов, В.А. Хамитов. – Текст: непосредственный // Дефектоскопия. – 2002. – № 5. – С. 86–112.

29. Филинов В.В. Контроль механических напряжений в изделиях из сталей на основе регистрации магнитных и магнитоакустических шумов перемагничивания / В.В. Филинов, А.В. Филинова. – Текст: непосредственный // Контроль. Диагностика. – 2007. – № 2. – С. 41–44.

30. ГОСТ Р 56542–2019. КОНТРОЛЬ НЕРАЗРУШАЮЩИЙ. Классификация видов и методов = Non-destructive testing. Classification of types and methods : Национальный стандарт РФ: Введ. 01.07.2019. – М.: Стандартинформ. – Текст: непосредственный.

31. Михеев М.Н. Магнитный структурный анализ / М.Н. Михеев. – Текст: непосредственный // Дефектоскопия. – 1983. - № 1. - С. 3–12.

32. Кузнецов, И.А. Магнитный структурный анализ / И.А. Кузнецов – Свердловск: Изд-во УрГУ им. А.М. Горького, 1984. – 118 с. – Текст: непосредственный.

33. Михеев М.Н. Использование приставных электромагнитов для измерения необратимых магнитных характеристик изделий при локальном контроле качества термической обработки стальных изделий / М.Н. Михеев, Э.С. Горкунов. – Текст: непосредственный // Дефектоскопия – 1981. – № 4. – С. 110–112.

34. Чечерников, В.И. Магнитные измерения / В.И. Чечерников. – М.: Изд-во МГУ, 1969. – 387 с. – Текст: непосредственный.

35. Tumanski, S. Handbook of Magnetic Measurements / S. Tumanski. – CRC Press; 2011. ISBN: 978-1-4398-2952-3. – Текст: непосредственный.

36. Arnold, W. Non-destructive Materials Characterization and Evaluation / W. Arnold, K. Goebbels, A. Kumar. – Springer-Verlag GmbH, 1st ed., 2023, p. 312. ISBN: 978-3-662-66489-6. – Текст: непосредственный.

37. Щербинин, В.Е. Магнитные методы структурного анализа и неразрушающего контроля / В.Е. Щербинин, Э.С. Горкунов. – Екатеринбург: Изд-во УрО РАН, 1996. - 266 с. – Текст: непосредственный.

38. Задворкин С.М. Оценка остаточных напряжений в стальных изделиях магнитными методами / М. Задворкин, Л.С. Горулева. – Текст: непосредственный // Проблемы машиностроения и надежности машин. – 2021. – № 2. – С. 33–51.

39. Ефимов А.Г. Электромагнитные и магнитные методы неразрушающего контроля для контроля накопления поврежденности в конструкционных сталях и сплавах (обзор) / А.Г. Ефимов. – Текст: непосредственный // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2020. – № 8. – Т. 86. – С. 49–57.
40. Бозорт, Р. Ферромагнетизм / Р. Бозорт. – М.: ИЛ, 1956. – 784 с. – Текст: непосредственный.
41. Вонсовский, С.В. Ферромагнетизм / С.В. Вонсовский, Я.С. Шур. – М. – Л.: ОГИЗ – Гостехиздат, 1948. – 816 с. – Текст: непосредственный.
42. Тикадзуми, С. Физика ферромагнетизма. Магнитные характеристики и практические применения / С. Тикадзуми. Пер. с японского под ред. Р.В. Писарева. – М.: Мир, 1987. – 420 с. – Текст: непосредственный.
43. Тикадзуми, С. Физика ферромагнетизма. Магнитные свойства вещества / С. Тикадзуми. Пер. с японского под ред. Г.А. Смоленского, Р.В. Писарева. – М.: Мир, 1983. – 302 с. – Текст: непосредственный.
44. Мельгуй, М.А. Магнитный контроль механических свойств сталей / М.А. Мельгуй. – Минск: Наука и техника, 1980. – 184 с. – Текст: непосредственный.
45. Меськин, В.С. Ферромагнитные сплавы / В.С. Меськин. – М.-Л.: ОНТИ, 1937. – 791 с. – Текст: непосредственный.
46. Jiles, D.C. Introduction to Magnetism and Magnetic Materials / D.C. Jiles – USA: CRC Press, 2015. – 626 p. – Текст: непосредственный.
47. Chikazumi, S. Physics of Ferromagnetism (International Series of Monographs on Physics) / S. Chikazumi. – USA: Oxford University Press, 2009. – 668 p. – Текст: непосредственный.
48. Ishikawa, Y. Physics and Engineering Applications of Magnetism / Y. Ishikawa, N. Miura. – Berlin, Germany: Springer Berlin Heidelberg, 1991. – 321 p. – Текст: непосредственный.
49. Cullity, B.D. Introduction to magnetic materials, 2nd edition / B.D. Cullity, C.D. Graham. – USA: Wiley–IEEE Press, 2008. – 568 p. – Текст: непосредственный.
50. Kakehashi, Y. Modern theory of magnetism in metals and alloys / Y. Kakehashi. – USA: Springer Berlin Heidelberg, 2013. – 345 p. – Текст: непосредственный.
51. Miyazaki, T. The Physics of Ferromagnetism / T. Miyazaki, H. Jin. – Berlin, Germany: Springer Berlin Heidelberg, 2012. – 482 p. – Текст: непосредственный.

52. Coey, J.M.D., Handbook of Magnetism and Magnetic Materials / J.M.D. Coey, Stuart S.P. Parkin. – Basel, Switzerland: Springer Nature Switzerland AG, 2021. – 1716 p. – Текст: непосредственный.

53. Горкунов Э.С. Использование начальной магнитной проницаемости в качестве параметра контроля структуры и прочностных характеристик термообработанных сталей / Э.С. Горкунов, А.П. Ничипурук, В.М. Сомова // Методы и приборы автоматического неразрушающего контроля: Электромагнитные методы. Рига, 1990. – С. 5–8. – Текст: непосредственный.

54. Горкунов Э.С. О возможности контроля структурного состояния облученной корпусной стали 15X2НМФА магнитными методами / Э.С. Горкунов, А.П. Ничипурук, В.М. Сомова, В.И. Левит. – Текст: непосредственный // Дефектоскопия –1993. – № 7. – С. 62–66.

55. Бида Г.В. Магнитные свойства и возможности неразрушающего контроля закаленных и отпущенных высокохромистых сталей / Г.В. Бида, Е.Ю. Сажина, Т.П. Царькова. – Текст: непосредственный // Дефектоскопия. – 1996. - № 8. – С. 21–29.

56. Pal'a J. Magnetic behaviour of low-carbon steel in parallel and perpendicular directions to tensile deformation / J. Pal'a, O. Stupakov, J. Bydzovsky, I. Tomas, V. Novak. – Текст: непосредственный // JMMM – 2007. – V. 310. - № 1. - P. 57–62.

57. Langman R. Magnetic properties of mild steel under conditions of biaxial stress / R. Langman. – Текст: непосредственный // IEEE Transactions on Magnetics – 1990. – V. 26. - № 4. - P. 1246–1251.

58. Кулеев В.Г. О возможности использования зависимости остаточной намагниченности от упругих напряжений для их неразрушающего контроля в стальных ферромагнитных конструкциях / В.Г. Кулеев, Г.В. Бида, Л.В. Атангулова. – Текст: непосредственный // Дефектоскопия. – 2000. – № 12. – С. 7–19.

59. Горкунов Э.С. Влияние отклонений от соосности между направлениями намагничивания и наложения механической нагрузки на результаты магнитного контроля упругих деформаций в сталях / Э.С. Горкунов, Т.П. Царькова, С.В. Смирнов [и др.]. – Текст: непосредственный // Дефектоскопия. – 2004. – № 5. – С. 40–52.

60. Царькова Т.П. О магнитном методе контроля качества высокотемпературного отпуска конструкционных и простых углеродистых сталей / Т.П. Царькова, Г.В. Бида,

М.Н. Михеев, Э.С. Горкунов. – Текст: непосредственный // Дефектоскопия – 1981. – № 3. – С. 14–17.

61. Perevertov O. Detection of spring steel surface decarburization by magnetic hysteresis measurements / O. Perevertov, O. Stupakov, I. Tomáš, B. Skrbek. – Текст: непосредственный // NDT&E International – 2011. – V. 44. – P. 490–494.

62. Kikuchi H. Feasibility study for nondestructive evaluation of magnetic properties and hardness of two-layered specimens by magnetic single-yoke probe / H. Kikuchi, H. Murakami, K. Ara. – Текст: непосредственный // NDT&E International – 2012. – V. 46. – P. 1–6.

63. Ktena A. Stress dependent magnetization and vector Preisach modeling in low carbon steels / A. Ktena, E. Hristoforou. – Текст: непосредственный // IEEE TRANSACTIONS ON MAGNETICS – 2012. – V. 48. – № 4. – P. 1433–1436.

64. Бида Г.В. Коэрцитиметрия в неразрушающем контроле / Г.В. Бида, А.П. Ничипурук. – Текст: непосредственный // Дефектоскопия. – 2000. – № 10 – С. 3–28.

65. Bulte D.P. Origins of the magnetomechanical effect / D.P. Bulte, R.A. Langman. – Текст: непосредственный / Journal of Magnetism and Magnetic Materials. – 2002. – V. 251. – P. 229–243.

66. Liu T. Magnetomechanical effect of low carbon steel studied by two kinds of magnetic minor hysteresis loops / T. Liu, H. Kikuchi, K. Ara, Y. Kamada, S. Takahashi. – Текст: непосредственный / NDT&E International. – 2006. – V. 39. – P. 408–413.

67. Матюк В.Ф. Контроль структуры, механических свойств и напряжённого состояния ферромагнитных изделий методом коэрцитиметрии / В.Ф. Матюк, В.Н. Кулагин. – Текст: непосредственный // Неразрушающий контроль и диагностика. – 2010. – №3. – С. 5–8.

68. Захаров В.А. Коэрцитивная сила ферромагнитных сталей при двухосном симметричном растяжении материалов / В.А. Захаров, А.И. Ульянов, Э.С. Горкунов. – Текст: непосредственный // Дефектоскопия. – 2011. – № 6. – С. 3–15.

69. Bussiere J.F. On-line measurement of the microstructure and mechanical properties of steel / J.F. Bussiere. – Текст: непосредственный // Mater. Evaluation. – 1986. – V. 44. – P. 560–567.

70. Горкунов Э.С. Коэрцитиметры с приставными магнитными устройствами (Обзор) / Э.С. Горкунов, В.А. Захаров. – Текст: непосредственный // Дефектоскопия. – 1995. – № 8. – С. 69–88.

71. Мусихин С.А. Об использовании коэрцитивной силы в качестве индикаторного параметра при неразрушающем контроле механических напряжений / С.А. Мусихин, В.Ф. Новиков, В.Н. Борисенко. – Текст: непосредственный // Дефектоскопия. – 1987. – № 9. – С. 57–60.

72. Новиков В.Ф. Зависимость коэрцитивной силы малоуглеродистых сталей от одноосных напряжений (часть 1) / В.Ф. Новиков, Т.А. Яценко, М.С. Бахарев. – Текст: непосредственный // Дефектоскопия. – 2001. – № 11. – С. 51–57.

73. Новиков В.Ф. Зависимость коэрцитивной силы от одноосных напряжений (часть 2) / В.Ф. Новиков, Т.А. Яценко, М.С. Бахарев. – Текст: непосредственный // Дефектоскопия. – 2002. – № 4. – С. 10–17.

74. Костин В.Н. Измерение относительных значений магнитных свойств вещества контролируемых изделий в составных замкнутых цепях / В.Н. Костин, Т.П. Царькова, Е.Ю. Сажина. – Текст: непосредственный // Дефектоскопия. – 2001. – № 1. – С. 15–26.

75. Безлюдько Г.Я. Серия портативных приборов-структуроскопов, основанных на измерении величины коэрцитивной силы / Г.Я. Безлюдько, В.Ф. Мужичкий, В.Б. Ремезов. – Текст: непосредственный // Дефектоскопия – 2003. – № 4. – С. 43–51.

76. Артемов В.А. Современные аспекты оборудования для магнитной структуроскопии / В.А. Артемов, А.С. Бакунов, Д.А. Кудрявцев. – Текст: непосредственный // Дефектоскопия – 2011. – № 3. – С. 17–21.

77. Артемов В.А. Совершенствование оборудования для магнитной структуроскопии / В.А. Артемов, А.С. Бакунов, Д.А. Кудрявцев. – Текст: непосредственный // Контроль. Диагностика – 2009. – №12. – С. 61–63.

78. О преимуществах локального измерения коэрцитивной силы ферромагнитных объектов по внутреннему полю / В.Н. Костин, О.Н. Василенко, А.В. Михайлов [и др.]. – Текст: непосредственный // Дефектоскопия. – 2020. – № 7. – С. 21–27.

79. Захаров В.А., Контроль структуры ферромагнитного материала по напряженности магнитного поля между полюсами приставного двухполюсного намагничивающего устройства / В.А. Захаров, С.М. Молин, С.В. Ленков. – Текст: непосредственный // Дефектоскопия. – 2017. – № 2. – С. 53–59.

80. Tomáš I. Non-destructive magnetic adaptive testing of ferromagnetic materials / I. Tomáš. – Текст: непосредственный // Journal of Magnetism and Magnetic Materials. – 2004. – V. 268. – I.1. – P.178–185.



81. Tomáš I. Magnetic Adaptive Testing. In: M. Omar ed. / I. Tomáš, G. Vertesy. – Текст: непосредственный // *Nondestructive Testing Methods and New Applications, InTech.* – 2012. – P. 147–189.

82. Vértesy G. Application of Magnetic Adaptive Testing for Nondestructive Investigation of 2507 Duplex Stainless Steel / G. Vértesy, I. Mészáros, B. Bögre. – Текст: непосредственный // *Sensors.* – 2023. – V. 23. – Art. No. 3702. – P. 1–14.

83. Nondestructive evaluation of fatigue in ferromagnetic material using magnetic frequency mixing technology / Y. Chang, J. Jiao, X. Liu [и др.]. – Текст: непосредственный // *NDT & E International.* – 2020. – V. 111. – No. 102209. – P. 1–5.

84. Chen X. Electrical conductivity measurement of ferromagnetic metallic materials using pulsed eddy current method / X. Chen, Y. Lei. – Текст: непосредственный // *J. NDT & E International.* – 2015. – 75(10). – P. 33–38.

85. Laslouni W. Eddy current characterization and electrical properties of nanostructured alloy Cu70Fe30 / W. Laslouni, M. Azzaz. – Текст: непосредственный // *Emerging Materials Research.* – 2019. – V. 8 – I. 4. – P. 552–557.

86. Bobrov I. Microscaled Multi-frequency Eddy Current Analysis for High Throughput Characterization of Steel Micro-samples / I. Bobrov, J. Epp. – Текст: непосредственный // *J. Nondestruct. Eval.* – 2023. – 42:23. – P. 1–13.

87. Modeling and experimental study of a multi-frequency electromagnetic sensor system for rail decarburisation measurement / W. Zhu, W. Yin, S. Dewey [и др.]. – Текст: непосредственный // *J. NDT & E International.* – 2017. – 86(3). – P. 1–6.

88. Hütter S. Determination of microstructure changes by eddy-current methods for cold and warm forming applications / S. Hütter, R. Lafarge, J. Simonin. – Текст: непосредственный // *Advances in Industrial and Manufacturing Engineering.* – 2021. – V. 2. – No. 100042. – P. 1–10.

89. Wang N. Eddy Current Mapping Technology for Residual Stress and Surface Hardness Evaluation in Laser Hardened Steels / N. Wang, C.F. He, X.C. Liu. – Текст: непосредственный // *Journal of Physics: Conference Series.* – 2022. – V. 2198. – No. 012019. – P. 1–13.

90. Almeida G. Advances in NDT and Materials Characterization by Eddy Currents / G. Almeida, J. Gonzalez, L. Rosado [и др.]. – Текст: непосредственный // *Procedia CIRP.* – 2013. – V. 7. – P. 359–364.

91. Ghoni R. Defect Characterization Based on Eddy Current Technique: Technical Review / R. Ghoni, M. Dollah, A. Sulaiman, F.M. Ibrahim. – Текст: непосредственный // *Advances in Mechanical Engineering*. – 2014. – V 6. – P. 1–11.

92. Венгринович, В.Л. Магнитошумовая структуроскопия / В.Л. Венгринович. – Текст: непосредственный – Мн.: Наука и техника, 1991. – 285 с.

93. Pasley R.L. Barkhausen Effect – An Indication of Stress / R.L. Pasley. – Текст: непосредственный // *Materials Evaluation*. – 1970. – V. 28. – I.7. – P. 157–161.

94. Tiitto S. On the Influence of Microstructure on Magnetisation Transitions in Steel / S. Tiitto. – Текст: непосредственный // *Acta Polytechnica Scandinavica, Applied Physics*. – 1977. – V.119. – P.1–80.

95. Горкунов Э.С. Влияние структуры сталей на процессы перемагничивания в слабых и сильных магнитных полях и решение задач магнитной структуроскопии изделий из этих сталей / Э.С. Горкунов, Ю.Н. Драгошанский, С.С. Родионова. – Текст: непосредственный // *Дефектоскопия*. – 1998. – № 6. – С. 42–59.

96. Корзунин Г.С. Контроль параметров кристаллографической текстуры электротехнической стали по потоку скачков Баркгаузена / Г.С. Корзунин, А.Г. Лаврентьев. – Текст: непосредственный // *Дефектоскопия*. – 1999. – № 6. – С. 24–28.

97. Горкунов Э.С. Эффект Баркгаузена и его использование в структуроскопии ферромагнитных материалов (обзор I) / Э.С. Горкунов, Ю.Н. Драгошанский. – Текст: непосредственный // *Дефектоскопия*. – 1999. – № 6. – С. 3–23.

98. Горкунов Э.С. Эффект Баркгаузена и его использование в структуроскопии ферромагнитных материалов (обзор II). 2. Влияние упругой и пластической деформаций / Э.С. Горкунов, Ю.Н. Драгошанский. – Текст: непосредственный // *Дефектоскопия*. – 1999. – № 7. – С. 3–32.

99. Горкунов Э.С. Эффект Баркгаузена и его использование в структуроскопии ферромагнитных материалов. (Обзор III). Влияние размера кристаллического зерна / Э.С. Горкунов, Ю.Н. Драгошанский, М. Миховски. – Текст: непосредственный // *Дефектоскопия*. – 1999. – № 8. – С. 3–25.

100. Горкунов Э.С. Эффект Баркгаузена и его использование в структуроскопии ферромагнитных материалов. (Обзор IV). Влияние содержания углерода и легирующих элементов / Э.С. Горкунов, Ю.Н. Драгошанский, М. Миховски. – Текст: непосредственный // *Дефектоскопия*. – 1999. – № 12. – С. 3–24.

101. Горкунов Э.С. Эффект Баркгаузена и его использование в структуроскопии ферромагнитных материалов. (Обзор V). Влияние объемной и поверхностной термических обработок / Э.С. Горкунов, Ю.Н. Драгошанский, М. Миховски. – Текст: непосредственный // Дефектоскопия. – 2000. – № 6. – С. 3–38.
102. Gür, C.H. Non-Destructive Characterization of Cold Rolled Low-Carbon Steels / C.H. Gür, J. Grum, H.I. Yelbay [и др.]. – Текст: электронный // 19th International Metallurgy & Materials Congress, Proc. Book. 2018; 1-3. URL: <https://pdfs.semanticscholar.org/f594/b901b1a1a0d17cb7a1315bf280af00bc4e1a.pdf>. (дата обращения: 12.12.2023).
103. Grum J. Study of cold deformed state of steel Fe360-B based on the magnetic Barkhausen noise effect / J. Grum, B. Pecnik, D. Fefer. – Текст: непосредственный // Insight. – 2000. – V.42. – P. 789–791.
104. Campos M.A. In-situ magnetic inspection of the part fixture and the residual stress in micromilled hot-work tool steel / M.A. Campos, J. Mewis, E.G.D. Conte. – Текст: непосредственный // NDT & E International. – 2017. – V. 90. – I.9. – P. 33–38.
105. Mierczak L.P. Determining Residual Stress Depth Profiles Using the Magnetic Barkhausen Effect / L.P. Mierczak, Y. Melikhov, D.C. Jiles. – Текст: непосредственный // IEEE Trans. Magn. – 2014. – V. 50. – I. 10. – P. 1–5.
106. Kypris O. A model for the Barkhausen frequency spectrum as a function of applied stress / O. Kypris, I.C. Nlebedim, D.C. Jiles. – Текст: непосредственный // J. Appl. Phys. – 2014. – V. 115. Art. No. 083906. – P. 1–5.
107. Mierczak L. A New Method for Evaluation of Mechanical Stress Using the Reciprocal Amplitude of Magnetic Barkhausen Noise / L. Mierczak, D.C. Jiles, G. Fantoni. – Текст: непосредственный // IEEE Trans. Magn. – 2011. – V. 47. – I.2. – P. 459–465.
108. Altpeter I. Nondestructive Characterization of Textures in Cold-Rolled Steel Products Using the Magnetic Technique. In: Green RE, Kozaczek KJ, Ruud CO, editors / Altpeter I., Dobmann G. Nondestructive Characterization of Materials VI. Springer, Boston, MA. 1994; 807–816. – Текст: непосредственный.
109. Филинов В.В. Разработка средств неразрушающего контроля изделий из ферромагнитных сталей на основе использования магнитных шумов / В.В. Филинов. – Текст: непосредственный // Российский технологический журнал. – 2017. – № 3. – Т. 5. – С. 114–123.

110. Филинов В.В. К вопросу о толщине информативного слоя при магнитошумовом контроле / В.В. Филинов, П.Г. Аракелов, Н.Т. Кунин, Д.А. Головченко. – Текст: непосредственный // Дефектоскопия. – 2019. – № 1. – С. 32–38.
111. Kurz J.H. Micromagnetic and Ultrasound Methods to Determine and Monitor Stress of Steel Structures / J.H. Kurz, K. Szielasko, R. Tschuncky. – Текст: непосредственный // J. Infrastruct. Syst. – 2017. – V. 23. – I. 2. – Art. No. B4016009. – P. 1–9.
112. Wolter B. Nondestructive Testing with 3MA – An Overview of Principles and Applications / B. Wolter, Y. Gabi, C. Conrad. – Текст: непосредственный // Applied Sciences. – 2019. – V. 9. – I.6. – No. 1068. – P. 1–29.
113. Dobmann G. Industrial Applications of 3MA – Micromagnetic Multiparameter Microstructure and Stress Analysis / G. Dobmann, I. Altpeter, B. Wolf, R. Kern. – Текст: электронный // 5th Int. Conference Structural Integrity of Welded Structures (ISCS2007), Timisora, Romania, Nov 2007 (ISCS 2007). 1-7. URL: <https://www.ndt.net/search/docs.php3?showForm=off&id=5600>. (дата обращения: 12.12.2023).
114. Industrial integration of residual stress measuring NDT-systems based on ultrasonics and micromagnetics / I. Altpeter, G. Dobmann, R. Kern [и др.], Review of Progress in Quantitative Nondestructive Evaluation 24B. AIP Conference Proceedings. – 2005. – V. 760. – P. 1387–1393. – Текст: непосредственный.
115. Муравьев В.В. Связь механических свойств пруткового проката из стали 40Х со скоростью объемных и рэлеевских волн / В.В. Муравьев, О.В. Муравьева, К.В. Петров. – Текст: непосредственный // Дефектоскопия. – 2017. – № 8. – С. 20–28.
116. Муравьев В.В. Контроль качества термической обработки прутков из стали 60С2А электромагнитно-акустическим методом / В.В. Муравьев, О.В. Муравьева, Е.Н. Кокорина. – Текст: непосредственный // Дефектоскопия. – 2013. – № 1. – С. 20–32.
117. Муравьев В.В. Структуроскопия термически обработанных стальных прутков по скорости распространения рэлеевских волн / В.В. Муравьев, А.Ю. Будрин, М.А. Синцов. – Текст: непосредственный // Интеллектуальные системы в производстве. – 2020. – Т. 18. – № 2. – С. 37–43.
118. Муравьев В.В. Оценка остаточных напряжений в бандажах локомотивных колес методом акустоупругости / В.В. Муравьев, Л.В. Волкова, Е.Н. Балобанов. – Текст: непосредственный // Дефектоскопия, 2013. – № 7. – С. 22–28.

119. Муравьев В.В. Оценка напряженно-деформированного состояния рельсов методами конечных элементов и акустоупругости / В.В. Муравьев, Л.В. Волкова, А.В. Платунов, И.В. Булдакова. – Текст: непосредственный // Деформация и разрушение материалов. – 2017. – № 1. – С. 41–44.
120. Муравьев В.В. Неразрушающий контроль внутренних напряжений в рельсах при изготовлении с использованием метода акустоупругости / В.В. Муравьев, К.А. Тапков, С.В. Ленков. – Текст: непосредственный // Дефектоскопия. – 2019. – № 1. – С. 10–16.
121. Муравьев В.В. Исследование двухосного напряженного состояния в рельсах Р65 методом акустоупругости / В.В. Муравьев, А.В. Якимов, Л.В. Волкова, А.В. Платунов. – Текст: непосредственный // Интеллектуальные системы в производстве. – 2019. – Т. 17. – № 1. – С. 19–25.
122. Measurement of Residual Stresses of Locomotive Wheel Treads during the Manufacturing Technological Cycle / V.V. Muravev, O.V. Muraveva, L.V. Volkova [и др.]. – Текст: непосредственный // Management Systems in Production Engineering. – 2019. – V. 27. – I. 4. – P. 236–241.
123. Волкова Л.В. Прибор и методики измерения акустической анизотропии и остаточных напряжений металла магистральных газопроводов / Л.В. Волкова, О.В. Муравьева, В.В. Муравьев, И.В. Булдакова. – Текст: непосредственный // Приборы и методы измерений. – 2019. – Т. 10. – № 1. – С. 42–52.
124. Никитина Н.Е. Использование явления акустоупругости при исследовании напряженного состояния технологических трубопроводов / Н.Е. Никитина, А.В. Камышев, С.В. Казачек. – Текст: непосредственный // Дефектоскопия. – 2009. – № 12. – С. 52–59.
125. Mishakin V.V. The use of wide band ultrasonic signals to estimate the stress condition of materials / V.V. Mishakin, S. Dixon, M.D.G. Potter. – Текст: непосредственный // Journal of Physics D: Applied Physics. – 2006. – V. 39. – P. 4681–4687.
126. Lupascu R.B. Case study of residual stresses distribution in steel welded parts using ultrasound / R.B. Lupascu, P. Dusa, E. Purice. – Текст: электронный // MATEC Web Conf. 2017 Jan; 112:03014. URL: <https://doi.org/10.1051/mateconf/201711203014> (дата обращения: 12.12.2023).

127. Leon-Salamanca T. Residual stress measurement in steel plates and welds using critically refracted longitudinal (LCR) waves. / T. Leon-Salamanca, D.F. Bray. – Текст: непосредственный // *Research in Nondestructive Evaluation*. – 1996. – V. 7. – I. 4. – P. 169–184.
128. Application of  $L_{cr}$  Waves to Evaluate Residual Stresses in the RIM of Railroad Forged Wheels / A.A. Santos, G.F.M. dos Santos, F.C. de Santos [и др.]. – Текст: непосредственный // *Journal of Nondestructive Evaluation*. – 2009. – V. 28. – P. 91–100.
129. An improved ultrasonic method for plane stress measurement using critically refracted longitudinal waves / W. Wang, C. Xu, Y. Zhang [и др.]. – Текст: электронный // *NDT E Int.* 2018 Oct.; 99:117-22, <https://doi.org/10.1016/j.ndteint.2018.07.006> (дата обращения: 12.12.2023).
130. A novel method for evaluating biaxial stresses by ultrasonic critical refracted longitudinal waves / Li Y., W. Yu, L. Liu [и др.]. – Текст: электронный // *J. Test. Eval.* 2020 Jul 1; 48. Published ahead of print. <https://doi.org/10.1520/JTE20180036> (дата обращения: 12.12.2023).
131. Experimental Measurement of Residual Stress Distribution in Rail Specimens Using Ultrasonic  $L_{CR}$  Waves / Y.-I. Hwang, G. Kim, Y.-I. Kim [и др.]. – Текст: непосредственный // *Applied Sciences*. – 2021. – V. 11. – I. 19. – No. 9306. – P. 1–13.
132. Ultrasonic evaluation of residual stresses in aero engine materials using bulk and Rayleigh surface waves / S. Hubel, A. Dillhöfer, H. Rieder [и др.]. – Текст: непосредственный // *AIP Conf. Proc.* – 2014. – V. 1581. – P.607–614.
133. Обобщенные коэффициенты для измерения механических напряжений методом акустоупругости в конструкциях из углеродистых и низколегированных сталей / А.В. Камышев, С.В. Макаров, Л.А. Пасманик [и др.]. – Текст: непосредственный // *Дефектоскопия*. – 2017. – № 1. – С. 3–10.
134. Муравьев В.В. Оценка накопленной поврежденности шеек осей колесных пар вагонов ультразвуковым методом с использованием рэлеевских и головных волн / В.В. Муравьев, Л.В. Гущина, С.В. Казанцев. – Текст: непосредственный // *Дефектоскопия*. – 2019. – № 10. – С. 14–23.
135. Муравьев В.В. Связь глубины обезуглероженного слоя в рельсах со скоростью рэлеевских волн и коэрцитивной силой / В.В. Муравьев, А.В. Байтеряков, С.В. Леньков, В.А. Захаров. – Текст: непосредственный // *Сталь*. – 2017. – № 8. – С. 42–44.

136. Schajer, G.S. *Practical Residual Stress Measurement Methods* / G.S. Schajer. – 1st ed. Chichester, West Sussex, United Kingdom: Wiley; 2013. – Текст: непосредственный.
137. Lord A.E., Jr. *Acoustic Emission Associated with Changes of Magnetization in Thin Nickel Rods* / A.E. Lord, R. Usatchev, M. Robinson. – Текст: непосредственный // *Letters on Applied Engineering Science*. – 1974. – V. 2. – No. 9. – P. 1-9.
138. Lord A.E., Jr. *Acoustic Emission, in Physical Acoustics* / W.P. Mason, R.N. Thurston, Eds., New York: Academic. – 1975. – V. 9. – P. 324–330. – Текст: непосредственный.
139. Кулеев В.Г. Влияние физических различий между эффектом Баркгаузена и акустической эмиссией Баркгаузена на их применение в неразрушающем контроле / В.Г. Кулеев, В.Е. Щербинин, С.В. Жаков [и др]. – Текст: непосредственный // *Дефектоскопия*. – 1986. – № 9. – С. 3–17.
140. Shibata M. *Magnetomechanical acoustic emission – A new method for non-destructive stress measurement* / M. Shibata, K. Ono. – Текст: непосредственный // *NDT&E International*. – 1981. – V. 14. – P. 227–234.
141. Ono K. *Magnetomechanical acoustic emission of iron and steels* / K. Ono, M. Shibata. – Текст: непосредственный // *Materials Evaluation*. – 1980. – V. 38 – P. 55–61.
142. Kusanagi H. *Stress effect of the magnitude of acoustic emission during magnetization of ferromagnetic materials* / H. Kusanagi, H. Kimura, H. Sasaki. – Текст: непосредственный // *Journal of Applied Physics*. – 1979. – V. 50. – P. 2985–2987.
143. Buttle D.J. *Magneto-acoustic and Barkhausen emission, and their dependence on dislocations in iron* / D.J. Buttle, C.B. Scruby, J.P. Jakubovics, G.A.D. Briggs. – Текст: непосредственный // *Philosophical Magazine*. – 1987. – V. 55. – P. 717–734.
144. Ng D.H.L. *Effect of stress on magneto-acoustic emission from mild steel and nickel* / D.H.L. Ng, J.P. Jakubovics, C.B. Scruby, G.A.D. Briggs. – Текст: непосредственный // *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. – 1992. – V. 104. – P. 355–356.
145. Namkung M. *Effects of Uniaxial Stress on Magnetoacoustic Emission Spectra of Steel* / M. Namkung, D. Utrata, R. DeNale, J.L. Grainger. – Текст: непосредственный // In: Thompson D.O., Chimenti D.E., editors. *Review of Progress in Quantitative Nondestructive Evaluation*. – Springer, Boston, MA. – 1991. – P. 1959–1965.
146. Namkung M. *AC Magnetic Field Amplitude Dependence of Magnetoacoustic Emission Spectra and Effects of Temper Embrittlement of HY80 Steel* / M. Namkung, R.

DeNale, R.G. Todhunter // In: Thompson D.O., Chimenti D.E., editors. Review of Progress in Quantitative Nondestructive Evaluation. – Springer, Boston, MA. – 1991. – P. 2007–2014. – Текст: непосредственный.

147. Dhar A. Magnetizing Frequency Dependence of Magneto-Acoustic Emission in Pipeline Steel / A. Dhar, D.L. Atherton. – Текст: непосредственный // IEEE Trans. Magn. – V. 28. – I. 2. – P. 1003–1007.

148. Augustyniak B. Impact of frequency and sample geometry on magnetacoustic emission voltage properties for two steel grades / B. Augustyniak, L. Piotrowski, M. Chmielewski. – Текст: непосредственный // Journal of Electrical Engineering. – 2008. – V. 59. – P. 33–36.

149. Guyot M. The magneto-acoustic emission / M. Guyot, V. Cagan. – Текст: непосредственный // Journal of Applied Physics. – 1993. – V. 73. – I. 10. – P. 5348–5353.

150. An investigation on magnetoacoustic emission of ferromagnetic materials with 180 magnetic domain walls / Y. Xu, G. Shen, Y. Guo [и др.]. – Текст: непосредственный // Journal of Magnetism and Magnetic Materials. – 1993. – V. 127. – P. 169–180.

151. Magnetoacoustic emission and Barkhausen noise of cobalt nickel oriented silicon steel and permalloy / Y.H. Xu, L. Ma, F.M. [и др.]. – Текст: непосредственный // Journal of Magnetism and Magnetic Materials. – 2000. – V. 219. – P. 166–172.

152. Lack of magnetoacoustic emission in iron with 6.5% silicon / B. Augustyniak, M.J. Sablik, F.J.G. Landgraf [и др.]. – Текст: непосредственный // Journal of Magnetism and Magnetic Materials. – 2008. – V. 320. – P. 2530–2533.

153. Глухих И.И. Магнитоакустическая эмиссия магнетитовых руд сложного генезиса / И.И. Глухих, В.С. Иванченко, В.И. Уткин. – Текст: непосредственный // Докл. РАН. – 2007. – Т. 412. – № 2. – С. 251–253.

154. Иванченко, В.С. Экспериментальное исследование магнитоакустической эмиссии природных ферромагнетиков / В.С. Иванченко, И.И. Глухих // Екатеринбург УрО РАН. – 2009. – 92 с. – Текст: непосредственный.

155. Иванченко В.С. Магнитоакустическая эмиссия магнетитов / В.С. Иванченко, И.И. Глухих, Л.Г. Строкина, А.П. Хейнсон. – Текст: непосредственный // Геология и геофизика. – 2012. – Т. 53. – № 2. – С. 277–284.



156. Szabados O. Magneto-acoustic investigation on steel samples / O. Szabados, R. Baki, Zs. Csincsi [и др.]. – Текст: непосредственный // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2020. – V. 903. – Art. No. 012040. – P. 1–7.
157. Por G. Heat Treatment and Tension Curves in Contemporary Steel Materials Monitored by Acoustic Emission / G. Por, P. Bereczki, B. Fekete, P. Trampus. – Текст: непосредственный // 19th World Conference on Non-Destructive Testing (WCNDT 2016), 13-17 June 2016. – Munich, Germany. – e-Journal of Nondestructive Testing. – 2016. – V. 21. – I.7. – P. 1–8.
158. Por G. Acoustic Barkhausen Effect Observed in Various Steels / G. Por, B. Fekete, P. Trampus. – Текст: непосредственный // Materials Science Forum. – 2017. – V. 885. – P. 208–215.
159. Wilson J.W. Magneto-acoustic emission and magnetic Barkhausen emission for case depth measurement in En36 gear steel / J.W. Wilson, G.Y. Tian, V. Moorthy, B.A. Shaw. – Текст: непосредственный // IEEE Trans. Magn. – 2009. – V. 45. – P. 177–183.
160. Magneto-acoustic emission for the characterization of ferritic stainless steel microstructural state / D. O’Sullivan, M. Cotterel, S. Cassidy [и др.]. – Текст: непосредственный // Journal of Magnetism and Magnetic Materials. – 2004. – V. 271. – P.381–389.
161. Magnetoacoustic emission characteristics on cold rolled low carbon steel / H. Kikuchi, K. Matsumura, T. Fujiwara [и др.]. – Текст: непосредственный // Journal of Physics: Conference Series. – 2011. – V. 266. – Art. 012055. – P. 1–5.
162. Burkhardt G.I. Acoustic methods for obtaining Barkhausen noise stress measurements / G.I. Burkhardt, R.E. Beissner, G.A. Matzkanin, J.D. King. – Текст: непосредственный // Materials Evaluation. – 1982. – V. 40. – I. 6. – P. 669–675.
163. Stupakov A. Dynamic behaviour of magneto-acoustic emission in a grain-oriented steel / A. Stupakov, O. Perevertov, M. Landa. – Текст: непосредственный // Journal of Magnetism and Magnetic Materials. – V. 426. – 2017. – P. 685–690.
164. Stupakov A. Dynamic properties of micro-magnetic noise in soft ferromagnetic materials / A. Stupakov, O. Perevertov. – Текст: непосредственный // Journal of Magnetism and Magnetic Materials. – V. 456. – 2018. – P. 390–399.

165. Shen G. Study on the characteristics of magneto acoustic emission for mild steel fatigue / G. Shen, Y. Shen. – Текст: непосредственный // *Philosophical Transactions of the Royal Society A*. – 2020. – V. 378. – P. 1–13.
166. Augustyniak B. Designing a magnetoacoustic emission measurement configuration for measurement of creep damage in power plant boiler tubes / B. Augustyniak, M. Chmielewski, L. Piotrowski, M. J. Sablik. – Текст: непосредственный // *Journal of Applied Physics*. – 2002. V. 91. – I. 10. – P. 8897–8899.
167. Piotrowski L. Possibility of Application of Magnetoacoustic Emission for the Assessment of Plastic Deformation Level in Ferrous Materials / L. Piotrowski, B. Augustyniak, M. Chmielewski, Z. Kowalewski. – Текст: непосредственный // *IEEE Transactions on Magnetics*. – 2011. – V. 47. – I. 8. – P. 2087–2092.
168. Piotrowski L. On the application of magnetoelastic properties measurements for plastic level determination in martensitic steels / L. Piotrowski, M. Chmielewski, Z. Kowalewski. – Текст: непосредственный // *Journal of Electrical Engineering*. – 2018. – V. 69. – P. 502–506.
169. Piotrowski L. Analysis of the possibility of creep damage detection in T24 heat resistant steel with the help of magnetic nondestructive testing methods / L. Piotrowski, M. Chmielewski, G. Golański, P. Wiczorek. – Текст: непосредственный // *Engineering Failure Analysis*. – 2019. – V. 102. – P. 384–394.
170. Poncelow, J.A. Determination of hydrogen in low alloy steel by magnetoacoustic emission and Barkhausen noise: PhD thesis: Materials Science / J.A. Poncelow. – Golden, Colorado, USA, 2017. – 97 p. – Текст: непосредственный.
171. Kostin V.N. Definition of magnetostrictive sensitivity and structural-phase state of heat-treated Fe alloys by using MAE measurements / V.N. Kostin, D.Y. Filatenkov, O.N. Vasilenko, A.N. Stashkov. – Текст: непосредственный // *Proceedings of 11th European Conference on Non-Destructive Testing (ECNDT 2014)*. – Prague, Czech Republic. – October 6–10, 2014. – P. 5.
172. Study of microstress state of P91 steel using complementary mechanical Barkhausen, magnetoacoustic emission, and X-ray diffraction techniques / B. Augustyniak, L. Piotrowski, P. Maciakowski [и др.]. – Текст: непосредственный // *Journal of Applied Physics*. – 2014. – V. 115. – I. 17. – No. 17E306. – P. 1–3.

173. Application of the Magnetoacoustic Emission Method for Estimation of Pipelines Material State / V. Skalskyi, Y. Pochaps'kyi, O. Stankevych [и др.]; Degradation Assessment and Failure Prevention of Pipeline Systems. Lecture Notes in Civil Engineering, Springer, Cham. – 2021. – V. 102. – P. 217–229. – Текст: непосредственный.
174. Piotrowski L. Impact of plastic deformation on magnetoacoustic properties of Fe-2% Si alloy / L. Piotrowski, B. Augustyniak, M. Chmielewski, F.J.G. Landgraf, M.J. Sablik. – Текст: непосредственный // NDT&E International. – 2009. – V. 42. – P. 92–96.
175. Makowska K. Prediction of the Mechanical Properties of P91 Steel by Means of Magneto-acoustic Emission and Acoustic Birefringence / K. Makowska, L. Piotrowski, Z.L. Kowalewski. – Текст: непосредственный // Journal of Nondestructive Evaluation. – 2017. – V. 36. – I. 43. – P. 1–10.
176. Skalskyi V. Influence of occluded hydrogen on magnetoacoustic emission of low-carbon steels / V. Skalskyi, Z. Nazarchuk, O. Stankevych, B. Klym. – Текст: непосредственный // International Journal of Hydrogen Energy. – 2023. – V. 48. – I. 15. – P. 6146–6156.
177. Perevertov O. Magnetoacoustic measurements on steel samples at low magnetizing frequencies / O. Perevertov, A. Stupakov. – Текст: непосредственный // Journal of Electrical Engineering. – 2015. – V. 66. – P. 58–61.
178. López R.J. Magneto-acoustic emission in wide ribbons of Metglas 2605SC and in steel bars / R.J. Lopez. – Текст: непосредственный // 26th European Conference on Acoustic Emission Testing – 2004. – Berlin, Germany.
179. Olszewska A. Identification of acoustic emission signals originating from the core magnetization of power oil transformer / A. Olszewska, F. Witos. – Текст: непосредственный // Archives of Acoustics. – V. 41. – I. 4. – P. 799–812.
180. Jus A. Assessment of the magnetostrictive properties of the selected construction steel / A. Jus, P. Nowak, O. Ginko. – Текст: непосредственный // Acta Physica Polonica A. – 2017. – V. 131. – I. 4. – P. 1084–1086.
181. Paes V.Z.C. Strain-induced magnetization changes and magneto-volume effects in ferromagnets with cubic symmetry / V.Z.C. Paes, J. Varalda, D.H. Mosca. – Текст: непосредственный // Journal of Magnetism and Magnetic Materials. – 2019. – V. 475. – P. 539–543.

182. Whole wafer magnetostriction metrology for magnetic films and multilayers / C.B. Hill, W.R. Hendren, R.M. Bowman [и др.]. – Текст: непосредственный // Measurement Science and Technology. – 2013. – V. 24. – P. 1–6.
183. Сташков А.Н. Магнитный метод определения количества остаточного аустенита в мартенситно-стареющих сталях / А.Н. Сташков, В.М. Сомова, Е.Ю. Сажина [и др.]. – Текст: непосредственный // Дефектоскопия. – 2011. – № 12. – С. 36–42.
184. Боровик, Е.С. Лекции по магнетизму / Е.С. Боровик, В.В. Еременко, А.С. Мильнер // М.: Физматлит, 2005. – 510 с. – Текст: непосредственный.
185. Ren W. Fast Measurement of Magnetostriction Coefficients for Silicon Steel Strips Using Magnetostriction-Based EMAT / W. Ren, K. Xu, P. Zhou. – Текст: непосредственный // Sensors. – 2018. – V. 18. – I. 12. – P. 1–13.
186. Choe G. High precision magnetostriction measurement employing the B-H loop bending method / G. Choe, B. Megdal. – Текст: непосредственный // IEEE Trans. Magn. – 1999. – V. 35. – P. 3959–3961.
187. Костин В.Н. Магнитные и магнитоакустические свойства сплавов на основе железа, никеля и кобальта с различными значениями магнитострикции / В.Н. Костин, А.А. Клостер, Е.Г. Герасимов . – Текст: непосредственный // Физика металлов и металловедение. – 2000. – Т. 90. – № 3. – С. 51–57.
188. Белов, К.П. Магнитоэлектрические явления и их технические приложения. – М.: Наука, 1987. – 160 с. – Текст: непосредственный.
189. Неразрушающий контроль. В 5 кн. Кн. 3. Электромагнитный контроль: Практик. Пособие / В.Г. Герасимов, А.Д. Покровский, В.В. Сухоруков: под ред. В.В. Сухорукова. – М.: Высш. шк., 1992. – 312 с. – Текст: непосредственный.
190. Рабкин, Л.И. Высокочастотные ферромагнетики. – М.: Физматгиз, 1960. – 528 с. – Текст: непосредственный.
191. Смирнов А.Н. Влияние структурно-механического состояния стали 12Х1МФ на параметры сигналов акустической эмиссии при высокотемпературном деформировании / А.Н. Смирнов, В.В. Муравьев, А.Г. Васильев. – Текст: непосредственный // Проблемы машиностроения и надежности машин. – 1997. – № 2. – С. 112–115.
192. Roberts, W.L. Cold Rolling of Steel / W.L. Roberts // New York; Basel: Marcel Dekker Inc., 1978. – 808 p. – Текст: непосредственный.

193. Мак Лин, Д. Механические свойства металлов / Д. Мак Лин // М.: Металлургия, 1965. – 431 с. – Текст: непосредственный.
194. Бернштейн, М.Л. Механические свойства металлов / М.Л. Бернштейн, В.А. Займовский // М.: Металлургия, 1979. – 495 с. – Текст: непосредственный.
195. Костин В.Н. Оптимизация методов неразрушающего контроля качества изделий по величине остаточной магнитной индукции / В.Н. Костин, Г.В. Бида. – Текст: непосредственный // Дефектоскопия. – 1987. – № 10. – С. 17–24.
196. Honeycombe, R.W.K. The plastic deformation of metals / R.W.K. Honeycombe // 2nd ed. London, UK; Baltimore, MD., U.S.A.: E. Arnold; 1984. – 483 p. – Текст: непосредственный.
197. Костин В.Н. Оценка упругих и пластических деформаций феррито-перлитных сталей по магнитным свойствам вещества / В.Н. Костин, А.В. Кадров, А.Е. Кусков. – Текст: непосредственный // Дефектоскопия. – 2005. – № 10. – С. 13–22.
198. Bögre B. Study of ferrite decomposition in duplex stainless steel / B. Bögre, I. Mészáros. – Текст: непосредственный // Journal of Electrical Engineering. – 2015. – V. 66. I. 7. – P. 134–137.
199. O’Sullivan D. Characterisation of ferritic stainless steel by Barkhausen techniques / D. O’Sullivan, M. Cotterell, D.A. Tanner, I. Mészáros. – Текст: непосредственный // NDT & E International. – 2004. – V. 37. – I. 6. – P. 489–496.
200. Takahashi S. Comparison of magnetic nondestructive methods applied for inspection of steel degradation / S. Takahashi, S. Kobayashi, I. Tomas. – Текст: непосредственный // NDT & E International. – 2017. – V. 91. – P. 54–60.
201. Кулеев В.Г. Особенности поведения коэрцитивной силы пластически деформированных малоуглеродистых сталей / В.Г. Кулеев, Т.П. Царькова, А.П. Ничипурук. – Текст: непосредственный // Дефектоскопия. – 2005. – № 5. – С. 24–38.
202. Montmitonnet P. Metal Working: Cold Rolling / P. Montmitonnet, Y.E. Khalfalla, K.Y. Benyounis. – Текст: непосредственный // Reference Module in Mat. Sc. Mat. Eng., Encyclop. Mat.: Sc. Tech. – 2016. – P. 5500–5506.
203. Nakhoul R. Manifested flatness defect prediction in cold rolling of thin strips / R. Nakhoul, P. Montmitonnet, N. Legrand. – Текст: непосредственный // Int. J. Mat. Form. – 2015. – V. 8. – P. 283–292.

## ПРИЛОЖЕНИЕ А

Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ  
«Программа расчета критических полей, определяемых формой петли  
магнитного гистерезиса и кривой намагничивания ферромагнитных  
материалов “НкIНкс”»

РОССИЙСКАЯ ФЕДЕРАЦИЯ



СВИДЕТЕЛЬСТВО

о государственной регистрации программы для ЭВМ

№ 2023660786

**Программа расчета критических полей, определяемых  
формой петли магнитного гистерезиса и кривой  
намагничивания ферромагнитных материалов  
“НкIНкс”**

Правообладатель: *Федеральное государственное бюджетное  
учреждение науки Институт физики металлов имени М.Н.  
Михеева Уральского отделения Российской академии наук  
(RU)*

Авторы: *Сербин Евгений Дмитриевич (RU), Костин Владимир  
Николаевич (RU)*

Заявка № 2023660256  
Дата поступления 24 мая 2023 г.  
Дата государственной регистрации  
в Реестре программ для ЭВМ 24 мая 2023 г.



Руководитель Федеральной службы  
по интеллектуальной собственности

 Ю.С. Зубов

## ПРИЛОЖЕНИЕ Б

Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ  
«Программа расчета магнитострикционной чувствительности ферромагнитных  
материалов “MgntstrSens”»

РОССИЙСКАЯ ФЕДЕРАЦИЯ



СВИДЕТЕЛЬСТВО

о государственной регистрации программы для ЭВМ

№ 2023660788

Программа расчета магнитострикционной чувствительности ферромагнитных материалов “MgntstrSens”

Правообладатель: *Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук (RU)*

Автор(ы): *Сербин Евгений Дмитриевич (RU)*

Заявка № 2023660258  
Дата поступления 24 мая 2023 г.  
Дата государственной регистрации в Реестре программ для ЭВМ 24 мая 2023 г.



Руководитель Федеральной службы по интеллектуальной собственности

 Ю.С. Zubov

**ПРИЛОЖЕНИЕ В****Акт о практическом применении полученных результатов  
диссертационного исследования  
ООО «НПЦ «ВТД»**

№ 483/011 от 29 марта 2024 г.

**АКТ**


о практическом применении полученных результатов диссертационного исследования  
Сербина Е.Д. на тему «Магнитные и магнитоакустические параметры структуроскопии  
деформированных и термообработанных сталей»

Настоящий Акт составлен о том, что результаты измерений и практические рекомендации диссертационного исследования Сербина Е.Д. представляют интерес при разработке оборудования электромагнитно-акустического (ЭМА) неразрушающего контроля. Приведенные в работе результаты измерений магнитных, магнитоакустических и магнитострикционных характеристик могут быть приняты при разработке электромагнитно-акустических внутритрубных дефектоскопов.

Начальник научно-исследовательского отдела


 В.В. Лопатин

Руководитель центра разработки оборудования

 А.Е. Кусков

Заместитель генерального директора –

Руководитель обособленного подразделения

 М.А. Шашков



## ПРИЛОЖЕНИЕ Г

## Акт внедрения

ФГАОУ ВО «УрФУ имени первого Президента России Б.Н. Ельцина»



**Уральский  
федеральный  
университет**

имени первого Президента  
России Б.Н.Ельцина

**Физико-  
технологический  
институт**

Министерство образования и науки Российской Федерации  
Федеральное государственное автономное образовательное учреждение  
высшего профессионального образования «Уральский федеральный  
университет имени первого Президента России Б.Н.Ельцина» (УрФУ)  
ФИЗИКО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ ИНСТИТУТ

ул.Мира, д.21, г.Екатеринбург, 620002

тел.:(343) 375-41-51, 375-41-55, 375-41-54, факс: (343) 375-41-54

e-mail: eb.yarina@urfu.ru, http://fiztech.urfu.ru

28.02.2024 № 100225-08/57  
На № \_\_\_\_\_ от \_\_\_\_\_

## АКТ ВНЕДРЕНИЯ

результатов диссертационной работы в учебный процесс

Материалы диссертационной работы Сербина Е.Д. «Магнитные и магнитоакустические параметры структуроскопии деформированных и термообработанных сталей» используются в учебном процессе ФГАОУ ВО «УрФУ имени первого Президента России Б.Н. Ельцина» при изучении дисциплины «Электрический и магнитный контроль» (подготовка магистров по направлению 12.04.01 Приборостроение) и дисциплины «Электромагнитный контроль» (подготовка бакалавров по направлению 12.03.01 Приборостроение).

Директор Физико-технологического  
института



В.Ю. Иванов

Зав. кафедрой «Физические методы и  
приборы контроля качества»

С.В. Никифоров