

МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ РОССИЙСКОЙ
ФЕДЕРАЦИИ

ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ БЮДЖЕТНОЕ ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ
УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ «ТЮМЕНСКИЙ
ИНДУСТРИАЛЬНЫЙ УНИВЕРСИТЕТ»

На правах рукописи

СОКОЛОВ РОМАН АЛЕКСАНДРОВИЧ

РАЗРАБОТКА МЕТОДА КОНТРОЛЯ ЛОКАЛЬНЫХ НЕОДНОРОДНОСТЕЙ
КОРРОЗИОННЫХ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ
КОНСТРУКЦИЙ, ОБОРУДОВАНИЯ И СООРУЖЕНИЙ ПО
ХАРАКТЕРИСТИКАМ ПЕТЛИ МАГНИТНОГО ГИСТЕРЕЗИСА

Специальность 2.2.8 – Методы и приборы контроля и диагностики материалов,
изделий, веществ и природной среды

Д и с с е р т а ц и я

на соискание ученой степени кандидата технических наук

Научный руководитель -
кандидат технических наук, доцент
Муратов Камиль Рахимчанович

Тюмень – 2024 г.

Содержание

ПРЕДИСЛОВИЕ.....	5
ВВЕДЕНИЕ.....	6
1. ЛИТЕРАТУРНЫЙ ОБЗОР	15
1.1 Связь магнитных и физико-механических свойств металлов и сплавов ..	15
1.2 Влияние плотности дислокаций и остаточных внутренних напряжений на петлю магнитного гистерезиса	20
1.3 Применение метода высших гармоник в неразрушающем контроле	23
1.4 Влияние особенностей фазового и структурного состава стали на коррозионные свойства стали	27
1.5 Способы определения коррозионных свойств стали	29
1.6 Выводы и постановка задач исследования	32
2. ПРЕОБРАЗОВАНИЕ КРИВОЙ ПЕРЕМАГНИЧИВАНИЯ И ЕЕ ГАРМОНИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ.....	34
2.1 Алгоритм обработки петли магнитного гистерезиса	34
2.2 Спектральная функция	37
2.3 Влияние гармонических составляющих на форму петли магнитного гистерезиса.....	40
2.4 Влияние магнитных параметров ферромагнетика H_c , B_r , B_s на характер гармонических составляющих	43
2.5 Оценка влияния вихревых токов на гармонический спектр полученный по петле магнитного гистерезиса.....	47
2.6 Проверка закономерности связи коэрцитивной силы и гармонического спектра	59
2.7 Определение минимальных требований к анализируемым данным	63
2.8 Определение погрешности при расчёте гармонических составляющих при использовании системы магнитной структуроскопии DIUS-1.15M.....	65
2.9 Выводы по главе 2.....	68

3.РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ. МЕТОД КОНТРОЛЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СТАЛИ	70
3.1 Определение твердости по гармоническому спектру	70
3.2 Влияние способа измерения на гармонические составляющие и комплексный параметр	86
3.3 Анализ изменения комплексного параметра, физико-механических свойств и структуры стали 09Г2С	91
3.4 Регрессионный анализ полученных данных для частных петель магнитного гистерезиса	102
3.5 Анализ чувствительности гармонических составляющих	106
3.6 Применение метода группового учета аргументов для оценки твёрдости ферромагнитного материала	108
3.7 Определение предела прочности по гармоническому спектру	110
3.8 Выводы по главе 3	113
4.РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ (КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА СТАЛИ)	116
4.1 Определение коррозионных характеристик стали	116
4.2 Влияние обработки поверхности на коррозию стали	120
4.3 Влияние дисперсности структуры на коррозию	126
4.4 Влияние включений на коррозию стали 09Г2С	129
4.5 Определение коррозионных характеристик стали по гармоническим составляющим	137
4.6 Сравнение с существующими методами контроля коррозионных свойств	140
4.7 Программа для обработки петель магнитного гистерезиса	141
4.8 Устройство для регистрации петель магнитного гистерезиса	145
4.9 Выводы по главе 4	149
ЗАКЛЮЧЕНИЕ	151
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ	153
Приложение 1	179

Приложение 2	181
Приложение 3	184
Приложение 4	185

ПРЕДИСЛОВИЕ

Направление приведенных в диссертационной работе исследований были сформированы моим научным руководителем, который ввел меня в научную деятельность еще на бакалавриате, выдающийся российский ученый, профессор, доктор физико-математических наук Новиков Виталий Федорович.

К большому сожалению 28 июня 2022 года на 85-м году жизни Виталий Федорович скончался. Большинство экспериментов и положений, отраженных в работе были сформулированы благодаря наставничеству Виталия Федоровича. В связи с требованием процедур ВАК РФ для завершения и оформления диссертационного исследования решением ученого совета ФГБОУ ВО «Тюменского индустриального университета» от 28 августа 2022 г. научным руководителем был назначен исполняющий обязанности заведующего кафедрой «Физика, методы контроля и диагностика», доцент, кандидат технических наук Муратов Камилль Рахимчанович.

Камилль Рахимчанович участвовал в выполнении некоторых экспериментов необходимых для завершения диссертации и является соавтором публикаций, напрямую связанных с диссертационной работой. Как и Виталий Федорович, Камилль Рахимчанович значительно повлиял на мое становление в научной сфере. Заслуги Новикова Виталия Федоровича в подготовке данной диссертации значительны и не оспоримы, однако по сложившимся обстоятельствам, этот выдающийся человек не может быть записан руководителем диссертационного исследования.

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность темы

Физико-механические свойства стали зависят от различных факторов, включая тип кристаллической решетки, химический состав, взаимодействие элементов и наличие различных дефектов структуры. Локальная неоднородность химического состава и структуры стали может вызывать различия свойств в отдельных областях материала и влиять на надежность и долговечность изделия, изготовленного из него.

Случайный многокомпонентный характер нагрузок, действующих на стальные конструкции в реальных условиях эксплуатации, приводит к ускорению процесса разрушения материала. Этот процесс усугубляет локальная неоднородность свойств стали. Поэтому возникает необходимость в проведении периодического контроля свойств стальных материалов для обеспечения надёжной, безопасной и бесперебойной работы изготавливаемых из них конструкций и оборудования.

Поиск критериев контроля физико-механических свойств стали или особенностей её структурных изменений осуществляется уже долгое время. Для достижения цели могут применяться магнитные методы неразрушающего контроля. Однако у корреляционных связей между магнитными параметрами, физико-механическими свойствами и структурой стали обнаруживаются недостатки, которые затрудняют их использование в качестве контрольных параметров. Так, например, известные зависимости коэрцитивной силы, остаточной намагниченности могут быть применимы лишь для узкого спектра структурных состояний или отражать закономерности для небольшого набора разных марок стали. Вследствие этого в науке и практике актуализируется значительная потребность в универсальных приборных методах и методиках определения физико-механических свойств и структуры стали, что подтверждается большим количеством опубликованных исследований данной тематики.

Относительная простота измерения магнитных характеристик стали способствует широкому распространению магнитных методов в целях контроля структурного состояния и физико-механических свойств. В совокупности с математическими методами обработки экспериментальных данных, измерение магнитных свойств позволяет преодолеть ряд ограничений в ситуации применения магнитных методов в реальных условиях. Для повышения достоверности определения физико-механических свойств стали магнитными методами используют многопараметровый подход.

Степень разработанности темы исследования

Поиск приборных методов контроля механических и коррозионных свойств стали проводится на регулярной основе, что необходимо для проведения технического освидетельствования опасных производственных объектов. Основными методами контроля при этом являются разрушающие испытания, проводимые, в основном, в специализированных условиях. Необходимость проведения испытания в лабораторных условиях приводит к потребности в изготовлении специальных образцов установленной нормативно-технической документацией формы и размеров, а также к временным издержкам, связанным с особенностью проводимых испытаний и временем пробоподготовки. Именно по этим причинам по настоящий момент проводятся различные исследования, направленные на нахождение наиболее простого метода контроля механических и коррозионных свойств сталей, изделий и конструкций из них.

Возможность применения магнитных методов для контроля механических свойств исследовалась в работах В. В. Ключева, С. Г. Сандомирского, Э. С. Горкунова, В. А. Захарова, В. Н. Костина, В. Г. Кулеева, А. П. Ничипурука, В. Ф. Новикова и др. Кроме стандартных методов, основанных на измерении различных магнитных величин, в работах Н. Н. Зацепина, Г. М. Попова, П. М. Коваленко, Н. А. Потапова, М. А. Карамышева, Г. А. Сайфутдинова, Н. О. Гусак, Ю. Ф. Понамарева рассматривается применение высших гармонических составляющих ЭДС индукции, наводимой во вторичной катушке в качестве параметра контроля механических свойств стали.

В работе Н. П. Садовниковой предложен метод выделения высших гармоник в спектре петли магнитного гистерезиса, полученной при воздействии внешнего переменного магнитного поля определенной частоты на объект контроля. Подобный подход имеет недостаток, связанный с влиянием на регистрируемые величины вихревых токов.

В рассматриваемых работах изучаются методы определения механических свойств сталей, однако, кроме механических свойств, в условиях эксплуатации на работоспособность стального изделия влияет и его сопротивляемость процессам коррозии. Коррозионные повреждения стали ослабляют объект, снижая требуемые от него характеристики. Для контроля коррозионных свойств сталей применяются стандартные методы, основанные на разрушении объекта исследования или лабораторных образцов. Применение магнитных параметров в качестве критерия оценки коррозионных свойств стали рассматривались лишь в ограниченном перечне работ под авторством В. Ф. Новикова и В. А. Рышкова.

Проведенный анализ специальных источников показывает, что применение гармонического анализа относительно реальной квазистатической петли магнитного гистерезиса, полученной для стали в различных структурно-фазовых состояниях, для определения её механических и коррозионных свойств не производилось.

Целью работы является разработка магнитного метода контроля механических и коррозионных свойств стали на основе анализа поведения параметров гармонических составляющих, полученных по петле магнитного гистерезиса при вариациях химического, фазового и структурного состава стали.

Объектами исследования являются термообработанные образцы, изготовленные из различных марок сталей: 15ХСНД, Ст3, 09Г2С, ЭИ961, 45Х, 10ХСНДА и др.

Предметом исследования является установление корреляционной связи физико-механических и коррозионных свойств сталей с параметрами гармонических составляющих, полученными по петле магнитного гистерезиса.

Для достижения цели работы необходимо решить следующие **задачи**:

1. Разработать алгоритм обработки петли магнитного гистерезиса стали с возможностью извлечения отдельных параметров спектральных составляющих. Определить метрологические критерии и методические особенности предлагаемого алгоритма.

2. Установить технические и методические ограничения разрабатываемого магнитного метода, связанные с влиянием формы петли магнитного гистерезиса и основных магнитных характеристик на их гармонические составляющие.

3. Сформулировать требования, предъявляемые к количественной оценке параметров контроля механических и коррозионных свойств сталей по петле магнитного гистерезиса.

4. Определить влияние структуры стали на её магнитные параметры, характеристики гармонического спектра и параметры, используемые в разрабатываемом магнитном методе контроля.

5. Установить корреляционные связи физико-механических и коррозионных свойств стали с характеристиками гармонических составляющих петли магнитного гистерезиса и параметрами, используемыми в разрабатываемом методе контроля.

Научная новизна работы

Научная новизна полученных в работе результатов состоит в следующем:

1. Разработан новый метод контроля механических и коррозионных свойств сталей, основанный на измерении и гармоническом анализе петли магнитного гистерезиса.

2. Разработан способ разложения петли магнитного гистерезиса в гармонический спектр, включающий ее преобразование в псевдовременной сигнал, с применением методов численного интегрирования. Установлено, что такой подход дает возможность получать наименьшее искажение гармонических составляющих измеряемых магнитных параметров, вызванное индуцируемыми вихревыми токами и дискретностью получаемых данных.

3. На примере модельной петли магнитного гистерезиса выявлен характер влияния величины магнитных параметров (коэрцитивной силы, остаточной индукции, индукции насыщения) на гармонический спектр петли гистерезиса, комплексный параметр контроля и погрешность расчёта гармонических составляющих.

4. Выполнен поиск критериев контроля физико-механических свойств и скорости коррозии материала по спектральным характеристикам петли магнитного гистерезиса. С помощью метода разделения диагнозов в пространстве признаков (в диагностическом пространстве) и метода группового учета аргументов обнаружены комплексные параметры, основанные на величине амплитуды нескольких гармонических составляющих, обладающие наибольшей чувствительностью к изменению механических и коррозионных свойств стали. Показана возможность применения комплексного параметра для определения скорости коррозии стали с удовлетворительной точностью в различных по составу агрессивных средах.

5. Установлены ограничения предлагаемого метода контроля стали, связанные со способом спектральной обработки исходного массива данных и способом регистрации петли магнитного гистерезиса. Сформулированы основные требования, предъявляемые к разрабатываемому методу контроля.

6. Создано программное обеспечение, которое в совокупности с измерительной системой и изложенными в работе требованиями позволит реализовать предлагаемый метод магнитного контроля физико-механических и коррозионных свойств сталей.

Теоретическая и практическая значимость результатов работы

Результаты, полученные в диссертационной работе, направлены на разработку нового метода магнитного неразрушающего контроля физико-механических и коррозионных свойств сталей. Приведенные результаты исследований имеют значение для проведения организационно-технических мероприятий, выполняемых на объектах нефтегазовой, химической,

металлургической промышленности в целях контроля состояния оборудования в пределах установленных норм.

Часть результатов использована на предприятии «Завод БКУ» – филиал ООО «Уралмаш НГО Холдинг» в Тюмени и филиале АО «Мостострой-11» фирмы «Мостоотряд-36» для создания метода неразрушающего магнитного контроля физико-механических свойств бурового оборудования и металлических рам.

Методология и методы исследований

В работе использовались экспериментальные и расчётные методы исследования магнитных, механических свойств, химического состава и структуры стали. Обработка и анализ полученных экспериментальных результатов осуществлялись в системе математических вычислений Mathcad, а также с помощью набора программ, разработанных автором диссертации.

Достоверность основных научных положений, выводов и приводимых результатов обеспечивается корректностью постановки задач, физической обоснованностью полученных экспериментальных данных и используемых моделей, применением современных и стандартизованных методов обработки результатов, а также подтверждается непротиворечивостью и воспроизводимостью полученных экспериментальных результатов и расчетами других авторов.

Положения, выносимые на защиту

Способ преобразования и спектрального анализа петли магнитного гистерезиса, основанный на её временном представлении, дискретном преобразовании Фурье и методе численного интегрирования, позволяющий определять амплитуды гармонических составляющих, для массивов данных, содержащих минимум 128 строк с погрешностью, не превышающей 5 %.

Определяющее влияние магнитных свойств стали, структурно-фазового состава на амплитудные составляющие петли магнитного гистерезиса и установленные на их основе корреляционные зависимости амплитуда – коэрцитивная сила, амплитуда – остаточная индукция, амплитуда – индукция насыщения.

Метод определения и основные положения применения комплексного параметра для неразрушающего контроля физико-механических и коррозионных свойств сталей по гармоническому спектру петли гистерезиса. При этом обнаруженные корреляционные зависимости имеют в худшем случае коэффициент детерминации порядка 0,7, а величина ошибки определения свойств материала не превышает 30 %.

Требования, предъявляемые к измерительной системе, математическим методам обработки и исходному массиву анализируемых данных, а также интерпретация обнаруженных закономерностей и изменений параметров структуры материала.

Личный вклад

Результаты, представленные в диссертационной работе, получены лично автором. Постановка цели и задач исследования проводилась автором совместно с первым научным руководителем, выдающимся ученым, доктором физико-математических наук, профессором В. Ф. Новиковым (1937-2022). Автором проведены экспериментальные исследования, описанные в диссертации, обработаны полученные результаты. Анализ результатов и их интерпретация проводились совместно с научным руководителем и соавторами, указанными в приводимых публикациях. Полученные результаты исследований докладывались автором на научных мероприятиях различного уровня организации и значимости.

Апробация результатов

Основные результаты диссертации были доложены автором и обсуждены на следующих российских и международных конференциях в числе которых: VII Всероссийская конференция «Безопасность и мониторинг природных и техногенных систем» (г. Кемерово, 2020 г.); XVII International Forum-Contest of Students and Young Researchers «Topical Issues of Rational Use of Natural Resources» (г. Санкт-Петербург, 2021 г.); X Международная конференция школьников, студентов, аспирантов, молодых ученых «Ресурсоэффективные системы в управлении и контроле: взгляд в будущее» (г. Томск, 2021 г.); Девятая международная молодежная научная конференция

«Физика. Технологии. Инновации», (ФТИ-2022) (г. Екатеринбург, 2022 г.); XI Международная конференция школьников, студентов, аспирантов, молодых ученых «Ресурсоэффективные системы в управлении и контроле: взгляд в будущее» (г. Томск, 2022 г.); V Всероссийская научно-практическая конференция «Инновации и долговечность объектов транспортной инфраструктуры (материалы, конструкции, технологии)» (г. Санкт-Петербург, 2022 г.); XXXIV Уральская конференция с международным участием «Физические методы неразрушающего контроля» (Янусовские чтения) (г. Пермь, 2023 г.).

Публикации

Основное содержание работы отражено в 40 публикациях, в том числе 7 научных статьях в изданиях, рекомендуемых ВАК РФ, 1 статья в издании, индексируемом в РИНЦ, в 6 статьях входят в базу данных Web of Science, в 2 патентах РФ на изобретение, в 3 свидетельствах о государственной регистрации программы для ЭВМ и 21 публикации в других изданиях.

Структура и объем диссертации

Диссертация состоит из введения, четырех глав, заключения, списка использованной литературы, включающего 218 наименований, четырех приложений; содержит 185 страниц текста, 77 рисунков и 12 таблиц.

Тематика работы соответствует паспорту специальности 2.2.8 - Приборы и методы контроля природной среды, веществ, материалов и изделий:

п.1 «Научное обоснование новых и совершенствование существующих методов, аппаратных средств и технологий контроля, диагностики материалов, изделий, веществ и природной среды, способствующее повышению надёжности изделий и экологической безопасности окружающей среды»;

п.3 «Разработка, внедрение, испытания методов и приборов контроля, диагностики материалов, изделий, веществ и природной среды, способствующих повышению надёжности изделий и экологической безопасности окружающей среды»;

п.4 «Разработка методического, математического, программного, технического, приборного обеспечения для систем технического контроля и

диагностирования материалов, изделий, веществ и природной среды, экологического мониторинга природных и техногенных объектов, способствующих увеличению эксплуатационного ресурса изделий и повышению экологической безопасности окружающей среды».

1. ЛИТЕРАТУРНЫЙ ОБЗОР

1.1 Связь магнитных и физико-механических свойств металлов и сплавов

Физические свойства металлов являются многозависимыми характеристиками, влияние на которые оказывают: кристаллическая структура, химический состав, наличие в структуре всевозможных дефектов строения и другие факторы. Неравномерный химический состав и структурные отклонения в материале вызывают изменение его свойств на отдельных участках, влияя тем самым на надежность и продолжительность службы оборудования изготовленного из этого материала [1-5].

Под действием на оборудование сложных знакопеременных нагрузок происходит интенсификации процессов разрушения [6]. Из-за чего возрастает необходимость в определении величин механических свойств материала из которого оно изготовлено для обеспечения безопасной и бесперебойной работы.

Особый интерес при рассмотрении физических свойств сталей представляют магнитные характеристики [6-12]. Они проявляют достаточно высокую чувствительность к изменениям, происходящим в структуре и фазовом составе вещества [5].

К магнитным характеристикам ферромагнетиков относят: остаточную индукцию, коэрцитивную силу, намагниченность насыщения, магнитную проницаемость и др. величины.

Наиболее полной характеристикой ферромагнетика, в магнитном плане, является петля магнитного гистерезиса или кривая перемагничивания.

На основе магнитных свойств вещества разработано множество методов и методик контроля [1, 5, 13-15]. Например, метод контроля сплошности металла, который основан на фиксации возмущений магнитного поля в областях с локализованными в них дефектами [16, 17] или метод контроля твердости стали по величине коэрцитивной силы [18].

Поиск критериев для оценки механических свойств стали и особенностей ее структуры ведется уже длительное время. Однако, обнаруженные связи имеют

свою специфику, что усложняет использование обнаруженных параметров в качестве контрольных.

В работах [5, 18], экспериментально обнаружены зависимости между магнитными параметрами, механическими свойствами и структурой стали. В работах [5, 14, 19], авторы в качестве контрольного параметра используемого для определения величины твердости материала применяли коэрцитивную силу (H_c). Несмотря на положительные результаты, представленные в данных работах, такие зависимости обнаружены только для определенного класса сталей, например, углеродистых сталей 30, 35, 45, У8, У10, У12 подвергнутых закалке и отпуску при разных температурах [14, 19].

Кроме H_c одним из параметров для определения величины механических свойств материала, авторы в работе [5] указывают на релаксационную коэрцитивную силу H_r . Использование как H_c , так и H_r в качестве критериев оценки твердости в некоторых случаях достаточно эффективно. Однако, для сталей, относящихся к различным группам, обнаруженные зависимости перестают носить общий однозначный характер. Зачастую определение величины твердости по ним становится затруднительно. Данный факт связан с неоднозначным влиянием химического состава и термической обработки на структуру материала, а также его фазовый состав и физические свойства [20, 21].

Модельные исследования, проведенные авторами в [22], показывают, что наиболее подходящим параметром контроля твердости материала является индукция коэрцитивного возврата. Сложность измерения данной магнитной величины несколько ограничивает ее применимость в практическом плане.

Кроме вышеуказанных магнитных характеристик для определения величины механических свойств используются и другие параметры. Например, в работе [23] для контроля твердости предложено использовать измерения напряженности насыщения или остаточной напряженности магнитного поля.

В работе [24] проанализированы погрешности определения магнитных характеристик сформированных из параметров предельной петли магнитного гистерезиса для осуществления неразрушающего контроля твердости стали 40Х.

Авторами учтены погрешности измерения магнитных характеристик и определены погрешности операций расчета.

С. Г. Сандомирским и другими авторами в работах [25, 26] предложено использовать для контроля механических свойств параметры полученные из частных циклов петли магнитного гистерезиса. Достоинством подобного подхода является большая информативность анализируемых данных по сравнению с данными полученными методами регистрации предельных петель магнитного гистерезиса. Однако, несмотря на увеличение информативности, отрицательной стороной данного метода является нестабильность получаемых результатов.

Ввиду неоднозначности приводимых в работах данных о наличии корреляции между теми или иными магнитными характеристиками и механическими свойствами для разных марок стали, появились работы [27-30], в которых, рассматривается возможность использования комплекса магнитных характеристик для более точного определения механических свойств.

Так в работе [31], при помощи прибора СИМТЕСТ-2.10 исследована возможность контроля твердости закаленных и отпущенных среднеуглеродистых сталей по магнитным характеристикам вещества, при применении двухпараметрового метода, который включает в качестве контрольного параметра намагниченность (индукцию) коэрцитивного возврата и H_c . Кроме того, авторами установлено, что на чувствительность контроля оказывает влияние содержание углерода в стали, а также показана возможность практической реализации предлагаемого метода.

Удовлетворительная зависимость комплексного магнитного параметра от предела прочности промышленной партии болтов крепления противовеса, изготовленных из стали 40ХН представлена в обзорной работе [32]. Полученные результаты хотя и увеличивают достоверность определения контролируемого параметра, однако зачастую требуют использования различного оборудования и проведения нескольких измерений в одной контролируемой области.

Кроме контроля твердости стали, известны работы, в которых рассматриваются обобщенные магнитные характеристики применяемые для

осуществления неразрушающего контроля качества поверхности упрочненных слоев, полученных цементацией, закалкой с индукционного нагрева, поверхностной обкаткой [33]. Применение подобных методов в первую очередь связано с тем, что изменение свойств стали могут происходить на различных этапах производственного цикла. Такие изменения могут выходить за установленные нормативной документацией границы, в результате чего изделие теряет свои эксплуатационные свойства, сокращая при этом время безаварийной эксплуатации оборудования.

Кроме осуществления контроля магнитные характеристики используют для структуроскопии материала. В работе [34] проведены исследования зависимости H_c , намагниченности насыщения (B_s) и остаточной магнитной индукции (B_r), релаксационной намагниченности и других магнитных характеристик мартенситно-стареющей стали 08X15H5Д2Т от режимов предварительных термообработок, закалки и последующего старения. Определена величина твердости и количество остаточного аустенита. Определен комплексный параметр контроля и проградуирован дифференциальный магнитный прибор.

В связи с высокой потребностью в способах и методах определения величины напряжений действующих на оборудование и металлоконструкции в данном направлении проводится достаточно много исследований. Так, например, в практике применения неразрушающих методов контроля для определения величины внешних механических напряжений, действующих на сталь, известны работы, использующие для этих целей различные магнитные характеристики. Например, в работе [25] исследовано изменение комплекса магнитных свойств низкоуглеродистых сталей, связанное с действием упругих напряжений растягивающего и сжимающего вида, а также показаны новые возможности многопараметрового квазистатического контроля напряженно-деформированного состояния ферромагнитных объектов.

Кроме работ, выполненных в идеализированных лабораторных условиях, встречаются и работы, в которых исследования выполнены на реально эксплуатируемых объектах. Так, например, в работе [35] исследования проведены

на балках автомобильного моста. Определение напряженно-деформированного состояния производилось при помощи магнитного метода, на основе корреляционной зависимости остаточной намагниченности и механических напряжений стали (метод магнитоупругого размагничивания).

Применение критериев, полученных по петле магнитного гистерезиса в целях определения величины нагрузок, находящихся в упругой области, изложены в работе [36]. Авторы исследовали магнитоупругий эффект сталей, в результате было установлено, что закономерности изменения B_r и H_c при действии одноосных напряжений растяжения и сжатия в различных направлениях.

Кроме применения магнитных характеристик для контроля механических свойств металла имеются работы, использующие их для определения напряженно-деформированного состояния сварных соединений. Аналитическая зависимость между некоторыми магнитными параметрами стали, измеренными в металле околошовной зоны сварного соединения и механическими напряжениями, действующими в данной области, отражены в работе [37]. Данные приведенные в работе [37] показывают, что механические напряжения не изменяют взаимосвязи между магнитными характеристиками металла наблюдаемой в ненапряженном состоянии.

Применение магнитных характеристик для определения механических свойств стали и проведения ее структурного анализа является достаточно изученным направлением. При этом, однозначно говорить о решении задач контроля данных параметров, по магнитным характеристикам, на сегодняшний день не представляется возможным, так как в большинстве случаев обнаруженные зависимости несут высокую достоверность и информативность лишь для узкого круга материалов.

1.2 Влияние плотности дислокаций и остаточных внутренних напряжений на петлю магнитного гистерезиса

Одними из основных факторов определяющих итоговую величину физико-механических свойств стали являются несовершенства кристаллической структуры, выраженные в виде дефектов, а также остаточные внутренние напряжения. Известно, что пластическая деформация ферромагнитного материала в 0,5 % приводит к заметному увеличению коэрцитивной силы H_c . В результате чего происходит увеличение ширины петли магнитного гистерезиса. Кроме изменения ширины петли наблюдаются изменения и на участках, для которых характерны процессы вращения магнитных моментов, что приводит к достаточно сильному изменению величины остаточной намагниченности B_r . В работе [38] отмечается, что подобные изменения формы петли (перегибы и изломы) при пластической деформации связаны с изменением системы 90° – и 180° – междоменных границ и наличием магнитомягкой и магнитотвердой подсистем. При увеличении степени деформации материала в большей степени на процесс изменения индукции начинает влиять 180° - междоменные границы, которые и вносят значительный вклад в изменение формы кривой перемагничивания. Сущность данного явления связана с увеличением величины внутренних остаточных напряжений действующих в зёрненной структуре, а также их знаком (одноосные остаточные сжимающие напряжения) [39-43].

Появление перегибов на петле магнитного гистерезиса, по мнению авторов [44], свидетельствует о появлении магнитной текстуры типа «легкая плоскость», которая способствует сильному изменению величины коэрцитивной силы H_c .

Для остаточной намагниченности B_r [38], при росте величины внутренних остаточных напряжений, наоборот, наблюдается уменьшение величины. Однако, при рассмотрении данных процессов не стоит забывать, что при деформации материала, кроме процесса изменения величины внутренних остаточных напряжений, связанных с деформациями структурных составляющих, происходят

процессы приводящие к увеличению количества дефектов структуры, в частности дислокаций.

В работе [44] показано влияние пластической деформации, полученной путем растяжения материала на внутренние остаточные напряжения и полевые зависимости магнитной восприимчивости. Показана связь величины поля наведенной магнитной анизотропии и внутренних остаточных напряжений. Излагаемый авторами подход требует регистрации частных кривых возврата, что несколько осложнено с технической точки зрения.

Изменение участков петли магнитного гистерезиса при воздействии на образец внешних напряжений носящих растягивающий характер, рассматриваются в работе [45]. Авторами отмечается, что на петле магнитного гистерезиса возникают области «устойчивости» магнитного состояния к изменению механических напряжений в районе значений напряженности магнитного поля равных коэрцитивной силе материала. В этих областях изменение величины намагниченности, вызванное изменением приложенных напряжений, не приводит к возрастанию погрешности измерения. Кроме того, отмечается, что подобный эффект наблюдали и авторы работы [46]. Этот процесс обусловлен тем, что пластическая деформация приводит: к увеличению количества дефектов кристаллической решетки материала (возрастанием плотности дислокаций); к возникновению анизотропии структуры (зерна вытянуты вдоль оси приложения внешней нагрузки); к появлению дополнительных внутренних сжимающих напряжений в материале.

Величины M_r , H_c , H_r , а также M_{Hr} в большей степени обусловлены наличием препятствий на пути движения междоменных границ. Этими препятствиями служат как локальные дефекты кристаллической структуры (вакансии, включения, дислокации и т.д.), так и границы между кристаллами, межфазные границы, немагнитные или слабомагнитные фазы и микротрещины. По мере увеличения напряженности внешнего магнитного поля междоменным границам приходится преодолевать все большее количество дефектов. В конечном итоге, отдельные кристаллы материала начинают представлять собой единую

область, намагниченность которой направлена вдоль направления легкого намагничивания.

Указанные выше величины напрямую зависят от свойств вещества и, следовательно, определяются исходя из их физической природы. При смещении доменных границ они неизбежно встречаются с дефектами кристаллической решетки и искажениями вызванными данными дефектами. Дефект представляет из себя, с энергетической точки зрения потенциальный барьер, на преодоление которого необходимо затратить некоторое количество энергии. В результате приближения доменной границы к дефекту кристаллического строения или зонам искажения кристаллической структуры могут образоваться вторичные доменные структуры.

Рассмотреть влияние данных механизмов возможно на основе результатов, приведенных в работе [47] полевых зависимостей продольной величины магнитострикции при различном воздействии на образец сжимающих и растягивающих напряжений в упругой области материала. В ненагруженном состоянии, с ростом величины магнитного поля, магнитострикция достигает положительного максимума, после чего начинает убывать, и при определенной величине напряженности магнитного поля проходит через нулевое значение. С дальнейшим ростом поля магнитострикция приобретает отрицательные значения и в больших полях достигает насыщения. Произведя разложение полевой зависимости магнитострикции на две составляющие, которые связаны с различными типами механизмов участвующих в процессе намагничивания вещества, можно получить положительную и отрицательную составляющую магнитострикции [6, 48]. При растяжении железа положительная составляющая магнитострикции уменьшается по экспоненте, что подтверждено в работе [49].

В работе Малекома [50] подробно исследовано влияние пластической деформации на коэрцитивную силу поликристаллического железа. В результате исследования было получено аналитическое выражение (1), находящееся в хорошем согласовании с опытными данными. Было отмечено, что коэрцитивная сила пропорциональна плотности дислокаций.

$$H_c = 0.87 \sqrt[4]{\frac{\Delta l}{l}} \quad (1)$$

Где H_c – коэрцитивная сила;

Δl -относительное удлинение.

Зависимость H_c от $\sqrt{N}$ при косвенной оценке плотности дислокаций подтверждается также исследованиями И. Я. Дехтяра [51] для не упорядочивающихся сплавов на основе железа и никеля.

Согласно работе [52] плотность дислокаций и относительная деформация связаны следующим соотношением

$$N = 0.54 \cdot 10^{11} \sqrt{\frac{\Delta l}{l} \cdot 100} \quad (2)$$

Таким образом, становится ясно, что между плотностью дислокаций, внутренними остаточными напряжениями и магнитными свойствами существует косвенная связь, которая обуславливает не прямое изменение величины одних характеристик при изменении величины других.

1.3 Применение метода высших гармоник в неразрушающем контроле

Метод высших гармоник, как один из методов электромагнитного контроля качества изделий применяется для извлечения из сигнала амплитудных, фазовых и частотных составляющих. В большинстве случаев данный метод применяется для анализа электромагнитного сигнала, возникающего например на датчике с использованием нелинейных характеристик ферромагнетика [8]. В зависимости от схемы включения датчика и его конструкции чаще всего используется гармонический анализ состава ЭДС наводимой в его вторичной обмотке.

В работе Н. С. Акулова [11] было предложено использовать высшие гармоники в сигнале ЭДС вторичной обмотки датчиков для изучения структуры и механических свойств ферромагнитных материалов и объектов. В своих исследованиях Н. С. Акулов обнаружил, что амплитуда и фаза высших гармоник,

полученные при анализе наводимой во вторичной катушке ЭДС зависят не только от магнитных параметров вещества, но и от режима намагничивания исследуемого материала. Проведя связь между магнитными параметрами материала и механическими свойствами, Н. С. Акулов попытался найти взаимосвязь между высшими гармониками ЭДС и механическими свойствами материала. Впоследствии было опубликовано лишь несколько работ, описывающих методы и устройства неразрушающего контроля с использованием высших гармоник. [5]. Однако, отсутствие техники применимой для осуществления гармонического анализа сдерживало развитие этого столь эффективного способа контроля качества изделий, хотя в неявной форме работы в данном направлении проводились. Их осуществление производилось по описанию динамических петель магнитного гистерезиса при помощи осциллографического метода по фигурам Лиссажу. Благодаря работам Р. Е. Ершова и других авторов, метод высших гармоник начал быстро развиваться [53].

В отличие от традиционных методов электромагнитного контроля, методы, применяющие высшие гармоники, отличаются значительно большей чувствительностью к изменениям различных параметров сигнала на контролируемой части объекта.

Известно, что симметричная кривая перемагничивания ферромагнетика является носителем многомерной информации о свойствах материала, в который происходит проникновение электромагнитного поля. Форма петли магнитного гистерезиса отражает состояние контролируемого материала, а также его механические свойства. В поликристаллическом материале, под воздействием нагрузок технического характера или искажений вызванных наличием примесей возникают остаточные внутренние напряжения, которые изменяют кривую перемагничивания материала.

В материале с идеальной кристаллической решеткой процесс перемагничивания проходил бы без гистерезиса. Даже в отсутствии гистерезиса будет происходить возникновение высших гармонических составляющих [53].

Фактором их появления является нелинейность кривой $B(H)$ или $M(H)$. Однако, гистерезис приводит к хаотичности изменения гармонических составляющих.

Положительные стороны применения методов основанных на определении высших гармоник заключаются не только в увеличении количества информации, что делает их перспективными для многопараметрического неразрушающего контроля, но также и в расширении возможностей для контроля качества объектов и материалов при помощи дополнительных параметров, полученных из гармонического спектра.

Метод высших гармоник традиционно применяют для контроля структуры ферромагнитных изделий. Метод гармонического анализа широко применяется при анализе гармоник ЭДС наводимых во вторичной катушке, при этом, помимо первой гармоники вторичной ЭДС (или вместе с ней), используют высшие гармоники, которые более тесно, чем первая, связаны с чувствительными к структурным параметрам исследуемого материала.

Третья гармоника менее, чем первая, подвержена изменению магнитного потока в зазоре между объектом контроля и измерительной обмоткой. Метод высших гармоник широко применяется для контроля структуры таких ферромагнитных материалов, как сталь и чугун. Структура ферромагнетика тесно связана с его механическими свойствами. Применение метода высших гармоник для ферромагнитного материала обладает некоторой особенностью, которая связана с тем, что высшие гармоники появляются в самом ферромагнетике [53].

В работах [55-58] показана возможность применения высших гармоник намагниченности в целях определения величины переменного и постоянного магнитного поля для ферромагнитных сталей.

Анализ изменения гармоник, полученных по аппроксимируемой различными функциями намагниченности в безразмерном виде для сердечников, находящихся в переменном магнитном поле показан в работе [59].

Расчет амплитуд и фаз высших гармоник ЭДС с учетом магнитного гистерезиса наводимых во вторичной обмотке расположенной на ферромагнитном сердечнике приведен в работах [60, 61].

В работе [62] рассматривается возможность применения амплитуд и фаз высших гармоник ЭДС, (второй или третьей) для нахождения основных параметров петли магнитного гистерезиса. Подобный подход, однако, ограничивает информативность исходного набора данных.

В работе [63] показано применение гармонических составляющих, полученных по ЭДС вторичной катушки для определения величины действующих на объект напряжений.

При анализе сигнала также необходимо учитывать мешающие факторы, например, такой как влияние размагничивающего фактора, который характерен для ферромагнитных тел и препятствует полному намагничиваю контролируемого объекта. В работах [25, 26] проводится анализ влияния данного фактора на вид петель магнитного гистерезиса, а также амплитудные и фазовые составляющие вторичной ЭДС при воздействии на них синусоидального магнитного поля. Полученные карты горизонтального рельефа позволяют определить характер оказываемого влияния на исследуемые параметры со стороны размагничивающего фактора.

В работах Зацепина изучено влияние оказываемое вихревыми токами на динамические параметров петли гистерезиса (коэрцитивную силу) [35, 64-67], учтены влияния поверхностного эффекта вихревых токов и рассчитаны гармонические составляющие исследуемых параметров.

По гармоническому спектру возможно восстановить исходную первичную функцию основываясь на том, что индукция в исследуемом образце является функцией времени [23].

Проведенный анализ литературных источников показывает, что при помощи гармонического анализа в магнитном контроле решается довольно широкий класс задач, однако, применимость гармонических составляющих в задачах неразрушающего контроля может быть существенно расширена при учете влияния величины внутренних остаточных напряжений и несовершенств структуры на гармонический спектр, которое в литературе не рассматривается. Кроме того, в изученных работах не проводится дифференциация влияния контролируемых

параметров на гармоническое составляющее, а также не учитываются изменения, происходящие в гармоническом спектре при статическом и динамическом определении петель магнитного гистерезиса.

1.4 Влияние особенностей фазового и структурного состава стали на коррозионные свойства стали

Структура материала определяет не только его механические свойства, но и его восприимчивость к коррозионным процессам [68-70].

Влияние различных фазовых составляющих на процесс коррозии материала (стали) достаточно сложно описать. Известно, что с точки зрения электрохимического потенциала феррит и аустенит по сравнению с цементитом более электроотрицательны [71]. Соседство в структуре материала феррита и цементита создает условия для возникновения микрогальванопары, в которой роль микроанодов выполняет ферритная фаза.

В структуре стали присутствуют также и другие фазы, являющиеся неравновесными, имеющими высокую дефектность строения, и, как следствие, высокую активность в коррозионной среде. Такой фазой является мартенсит, что показано в работе [72].

Согласно работе [71] термодинамическое равновесие фазы напрямую определяет склонность структуры к коррозии. Однако, в работе [68] показано, что стали с ферритно-перлитной структурой, также достаточно сильно склонны к локальной коррозии. Это можно объяснить сильным искажением механической смеси и мелкодисперсностью фазы феррита входящей в ее состав.

Для сталей с низким содержанием легирующих элементов на стойкость металла к коррозии влияет и гомогенность его поверхности [71].

В работах [71, 73] показано, что структура стали с разным уровнем неравновесности, а, следовательно, гомогенизации обладает разной коррозионной стойкостью. Установлено, что наибольшую чувствительность к процессу коррозии

имеет сталь, в которой матрица основной фазы имеет высокую плотность дислокаций и уровень остаточных микронапряжений.

С увеличением однородности структуры при термической обработке возрастает стойкость металла к коррозии в следствии увеличения анодной поляризации и изменения гетерогенности структуры [71]. Металл, структура которого находится в более равновесном состоянии обладает более сильной сопротивляемостью коррозии.

Размер зерна, наравне с другими параметрами системы, оказывает влияние на процесс коррозии. Известно, что межзеренная граница является стоком дефектов кристаллической структуры и атомов включений. Кроме того, чем большую площадь имеет тело зерна, тем хуже оно противостоит процессу коррозии.

Для аустенитных сталей с высоким содержанием никеля характерно протекание межкристаллитной коррозии. С увеличением размеров зерна, у данных сталей, склонность к интеркристаллитной коррозии возрастает. Данный эффект связан с обеднением межзеренных границ никелем и скоплением в них углерода.

Наличие примесных элементов в составе стали сегрегирующих по границам зерен могут приводить к протеканию питтинговой коррозии. В работе [74] показано, что процессы производства стали сказываются на наличии посторонних примесных элементов, таких как сера, кислород, марганец, кремний, кальций и др. Данные химические элементы могут присутствовать в стали не только как включения отдельных фаз, но и образовывать неметаллические включения [75]. Наличие неметаллических включений существенно сказывается на механических свойствах стали [74]. В работах [68, 76] продемонстрировано наличие связи между присутствием в металле неметаллических примесей различного состава и интенсивностью процесса локальной коррозии.

Наличие неметаллических включений в структуре металла приводит к интенсификации процесса коррозионного разрушения, что показано авторами [77, 78] на примере коррозии нефтепромысловых трубопроводов. Основным типом неметаллических включений приводящих к коррозии нефтепромысловых

трубопроводов согласно [68], является сульфид кальция или сульфид марганца. Ускорение коррозионных процессов связано с тем, что матрица вокруг включений наиболее сильно искажена, что приводит к возрастанию величины внутренних остаточных напряжений и плотности дефектов кристаллического строения. Во время протекания коррозионного процесса разрушение прилегающей к включению матрицы приводит к образованию полости на месте включения с затруднением протекания диффузионного процесса, что ускоряет коррозию материала [68].

Неметаллические включения независимо от типа оказывают влияние на локальные коррозионные процессы, изменяя тем самым электрохимическую гетерогенность металла, хотя степень их влияния различна [79].

Приведенные выше работы показывают, что коррозионные процессы зависят от множества параметров структуры материала, включая его однородность и наличие посторонних химических элементов в структуре. Результаты исследований, проведенные различными авторами, раскрывают различные аспекты протекания коррозионных процессов, что позволяют в некоторой степени определить причины коррозионного разрушения материала в определенном случае.

1.5 Способы определения коррозионных свойств стали

Существуют разнообразные методы контроля коррозионных свойств стали, которые направлены на определение коррозионной восприимчивости материала или текущего состояния изделия, изготовленного из стали.

Суть всех методов сводится к определению убыли физического параметра (массы, толщины) за период контакта материала с коррозионноактивной средой.

Коррозионные процессы, протекающие в агрессивных средах, оцениваются различными параметрами, ключевыми из которых являются скорость коррозии или коррозионная убыль массы [80].

Основным лабораторным методом определения коррозионных характеристик материала является гравиметрический метод [81], использующий образцы стандартной формы для проведения испытаний.

Непрерывный мониторинг коррозионного воздействия на практике реализуются при помощи различных систем основанных на акустических или электромагнитных явлениях [82-87].

Существуют способы предполагающие использовать образцы помещаемые в грунт вблизи объекта контроля на которых определяется коррозионное воздействие на металл контролируемого объекта [88, 89]. Минусом таких методов является необходимость извлечения из грунта образцов-свидетелей для изучения коррозионного процесса. Это приводит к существенным временным затратам, а также появлению отличий в наблюдении протекания процесса коррозии на образцах и металле контролируемого объекта.

Кроме образцов-свидетелей в виде металлических пластин существуют образцы-свидетели, использующие резистивный метод измерения коррозионной убыли металла образца-свидетеля [90]. Апробация данного метода [91] проведена на действующих магистральных газопроводах Моострансгаза и Тюментрансгаза. Недостатками данного подхода является сложность учета температурного фактора, влияющего на получаемые результаты, а также необходимость градуировки применяемых образцов.

Известен способ измерения скорости коррозии деталей в агрессивной среде [92] по электросопротивлению или электроемкости зонда (датчика-свидетеля) вблизи исследуемой детали. Минусом такого подхода является сильная зависимость контрольных параметров от свойств окружающей среды.

Коррозионные процессы, протекающие на поверхности металла при его контакте с агрессивной средой, сопровождаются возникновением сопутствующих электрических величин (электрический ток, разность потенциалов) [93]. Данные электрические величины могут быть использованы для контроля коррозионных процессов. Так авторами [94] для определения величины коррозионного

разрушения рассматривается возможность применения электрохимического метода, который основан на измерении флуктуации потенциала и тока.

Существует способ, который предусматривает использование электрохимического шума протекающего при коррозионном разрушении объекта контроля [95]. Основным ограничением способа является малая по величине флуктуация тока не превышающая 1 мкА, что затрудняет расшифровку получаемых результатов.

Существуют методы, основанные на магнитном принципе преобразования коррозионной убыли металла в электрический сигнал. Например, в [96] предлагается использовать сигнал получаемый с датчик-катушки, который возбуждает в объекте контроля вихревые токи и фиксирует изменения их величины. Недостатком указанного решения является низкая точность измерения и влияние свойств металла на фиксируемое значение.

Авторы в работе [97] разработали метод контроля скорости коррозии металлических образцов, который основан на возбуждении поверхностных электромагнитных волн в объекте контроля и определении скорости коррозии на основе анализа параметров этих волн.

Известен способ оценки коррозионной стойкости изделия [98], который основан на использовании в качестве критерия оценки акустического шума возникающего при разрушении металла. Такой метод может быть применим для измерения мгновенной скорости коррозии, однако невозможность отделения посторонних шумов, не связанных с коррозией несколько ограничивает его применимость.

Анализ литературных источников показывает, что на сегодняшний день существует достаточно большое разнообразие методов, направленных на определение текущего развития коррозионных повреждений в объекте контроля. Однако, отсутствуют методы и средства, позволяющие осуществить определение склонности металла к коррозионному разрушению в агрессивной среде, что несколько ограничивает возможность определения срока эксплуатации различных ответственных изделий.

1.6 Выводы и постановка задач исследования

Проанализированные литературные данные показывают, что применение магнитных характеристик для определения механических свойств стали и проведения ее структурного анализа является достаточно изученным направлением. При помощи магнитных свойств можно определять и плотность дислокаций, и величину внутренних остаточных напряжений, что открывает возможность использования магнитного контроля для определения данных параметров.

Открытие новых возможностей применения магнитных методов связана с использованием математического аппарата и различного рода математической обработки. Так, например, при помощи гармонического анализа в магнитном контроле решается довольно широкий класс задач. Применимость гармоник в задачах неразрушающего контроля может быть существенно расширена при учете влияния величины внутренних остаточных напряжений и несовершенств структуры материала на исходный сигнал и гармонический спектр. Но в специальных научных источниках такое влияние не рассматривается. Кроме того, в изученных работах не учитываются изменения, происходящие в гармоническом спектре при статическом и динамическом определении петель магнитного гистерезиса.

Применение магнитных свойств вещества для контроля коррозионных свойств мало изучено, что связано со сложностью протекания коррозионных процессов. Данные процессы зависят от множества параметров структуры материала, включая его однородность и наличие посторонних химических элементов в структуре.

На сегодняшний день методы определения коррозионных свойств направлены лишь на определение текущего развития коррозионных повреждений в объекте контроля. Однако, отсутствуют методы и средства контроля, позволяющие осуществить определение склонности металла к коррозии в агрессивной среде в конкретной области без разрушения, что несколько

ограничивает возможность определения срока эксплуатации различных ответственных изделий.

Опираясь на вышеизложенное, были поставлены основные задачи исследования, представленные в разделе «Введение» настоящей диссертационной работы.

2. ПРЕОБРАЗОВАНИЕ КРИВОЙ ПЕРЕМАГНИЧИВАНИЯ И ЕЕ ГАРМОНИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ

2.1 Алгоритм обработки петли магнитного гистерезиса

Интерес для обеспечения точного анализа гармонических составляющих представляют магнитные поля, изменяющиеся во времени по треугольной функции. Такие поля в отличие от синусоидальных наиболее простые в математическом описании, так как содержат меньшее количество членов описывающих их уравнений и в меньшей степени приводят к возникновению спектральных составляющих обусловленных токовых хвостовыми эффектами [99].

В измерительных приборах предназначенных для определения магнитных характеристик вещества, в которых намагничивающий и размагничивающий ток протекающий в катушках описывается некоторой пилообразной или синусоидальной функцией. Создаваемая такой катушкой напряженность магнитного поля H связана с током i протекающим в катушке. Обе эти величины изменяются с течением времени, а, следовательно, для них можно сделать замену представив их следующем виде:

$$t = H/k \quad (3)$$

При наличии у вещества симметричной петли магнитного гистерезиса [53] связь величины намагничивающего тока и создаваемой напряженности магнитного поля определяется соотношением 4.

$$i(t) \approx H(t) = -H(t + \frac{T}{2}), \quad (4)$$

Из выражения (4) следует, что функция напряженности создаваемого магнитного поля является нечетной и все четные члены ее ряда Фурье, включая постоянную составляющую A_0 должны быть равны нулю. Откликом ферромагнетика на изменение напряженности внешнего магнитного поля является величина его намагниченности. Регистрация напряженности магнитного поля и намагниченности ферромагнетика или магнитной индукции позволяет получить петлю магнитного гистерезиса. Учитывая, что индуцируемое поле не имеет четных

членов, то и магнитная индукция (B) или намагниченность (M) характеризующие отклик ферромагнетика на происходящие изменения, не будут иметь при разложении в ряд Фурье четных гармонических составляющих. Данный факт позволяет разложить развернутую кривую перемагничивания в ряд Фурье содержащий только нечетные члены.

Симметрично отобразив нисходящую (верхнюю) ветвь петли магнитного гистерезиса относительно вертикальной прямой проходящей через точку H_{max} , соответствующей техническому насыщению материала (M_s), получается представление петли магнитного гистерезиса в виде функции намагниченности или магнитной индукции от времени (рисунок 2.1, формула 5).

$$f(H) = f(k \cdot t) \quad (5)$$

Кривая H , как функция от времени при синусоидальной форме кривой B или M , является периодической и несинусоидальной функцией с периодом 2π .

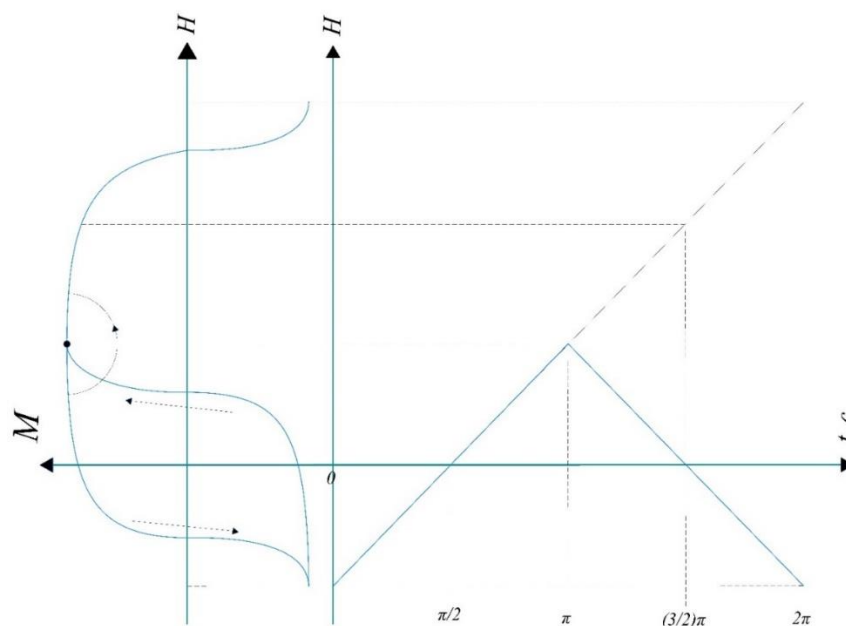


Рисунок 2.1 – Геометрическое представление способа развертки петли магнитного гистерезиса

Для полученной функциональной зависимости можно выполнить дискретное преобразование Фурье [100, 101]. Гармонический спектр при этом представляет собой совокупность амплитуд всех гармоник формирующих изменение B или M в ферромагнетике проявляющихся при изменении H [102].

За начало отсчета временной шкалы зависимости принимается максимальное значение B или M , которое равняется соответственно $-B_s$ и $-M_s$ и расположено на восходящей ветви петли магнитного гистерезиса.

При подобного рода преобразовании наблюдается изменение вида функциональной зависимости $H(t)$ с треугольной на линейный (рисунок 2.1). Начало координат при этом смещается относительно нуля. Происходит замена значения H в конкретный промежуток времени на относительное значение времени характерное для данной напряженности магнитного поля.

При дискретном определении параметров петли магнитного гистерезиса (кривой перемангничивания) наблюдается наличие осцилляций в зависимостях амплитуд высших нечетных гармоник и появление незначительных по величине четных гармонических составляющих, что связано с дискретностью анализируемых данных [100, 101].

Согласно [99], теория подобия может быть последовательно применена как к дискретным спектрам полученным из анализа намагниченности и обусловленным этой намагниченностью, так и к величине магнитной индукции.

$$\varepsilon(t) \approx -\frac{d\phi(t)}{dt} = -S \frac{dB(t)}{dt} = -S\mu_0 \frac{dM(t)}{dt} \quad (6)$$

Где ε – индуцированная ЭДС;

Φ – магнитный поток;

S – площадь поперечного сечения измерительной катушки;

$\mu_0 = 4\pi \cdot 10^{-7}$ Гн/м — магнитная постоянная;

B – магнитная индукция;

M – намагниченность.

Однако, при применении метода высших гармоник для анализа петли магнитного гистерезиса необходимо в каждом конкретном случае четко представлять физические причины, приводящие к тем или иным закономерным изменениям в величине амплитуд и фаз гармонических составляющих. Учитывая при этом изменения физических и геометрических характеристик контролируемых

материалов и изделий, а также изменение условий их перемагничивания в магнитном поле.

2.2 Спектральная функция

Применение дискретного преобразования Фурье для анализа данных при недостаточном количестве точек в анализируемом массиве или наличии резковыпадающих значений, обусловленных особенностями работы измерительной системы, приводит к появлению ошибок в найденных параметров гармонического спектра.

В функциях, используемых для Фурье - анализа задается определенная передаточная характеристика, которая может приводить к усечению количества членов гармонического ряда. Полученная спектральная функция, отличается от исходной из-за усечения, возникающего во временном интервале в частотной области. Усечение ряда Фурье до конечного числа членов приводит к возникновению отклонения частотной характеристики спектра от первоначально заданной. Сходимость суммы составляющих членов данного ряда к исходной передаточной функции при этом ухудшается. Возникающие отклонения тем больше, чем меньше членов входит в анализируемый ряд. Данный эффект называется явлением Гиббса [103, 104] и наиболее четко заметно на резких перепадах (разрывах, скачках) передаточных функций.

Явление Гиббса приводит к увеличению ширины пиков гармонических составляющих и возникновению выбросов, и затухающих колебаний с частотой, близкой к частоте первого отбрасываемого члена гармонического ряда. Выбросы и затухания появляются по обе стороны от основных гармоник. Подобные явления имеет место при усечении любых числовых массивов. В самих усекаемых данных не наблюдается проявление этих явлений так как они проявляется в виде изменения частотного образа сигнала.

Особенно сильно эффекты, связанные с явлением Гиббса, проявляется при дискретном преобразовании Фурье, где происходит нарушение монотонности функции, описывающей наблюдаемый процесс.

Нивелировать эффект Гиббса возможно изменив селективное окно сигнала так, чтобы его частотная характеристика при свертке минимально искажала получаемый спектр. В работе [105] для этого предлагается использовать промежуточные значения, находящиеся между соседними элементами в исходном массиве дискретных данных, полученные путем применения метода численного интегрирования или других математических методов.

С учетом этого формулы для расчёта коэффициентов ряда Фурье, включающие метод численного интегрирования, примут вид:

$$a_i = \frac{1}{l} \sum_{j=0}^{m-1} \left\{ f[x_j] \cos\left(\frac{2\pi}{l} i(x[j] - x_n)\right) + f[x_{j+1}] \cos\left(\frac{2\pi}{l} i(x[j+1] - x_n)\right) \right\} (x[j+1] - x[j]) \quad (7)$$

$$b_i = \frac{1}{l} \sum_{j=0}^{m-1} \left\{ f[x_j] \sin\left(\frac{2\pi}{l} i(x[j] - x_n)\right) + f[x_{j+1}] \sin\left(\frac{2\pi}{l} i(x[j+1] - x_n)\right) \right\} (x[j+1] - x[j]) \quad (8)$$

Где l – период функции;

x_n – начальное значение аргумента;

x_j – значение аргумента в анализируемой точке;

m – число анализируемых точек;

$x[j+1] - x[j]$ – шаг дискретизации по аргументу.

Амплитуды гармоник определяются по формуле (9), как модуль комплексного числа.

$$A_i = \sqrt{a_i^2 + b_i^2} \quad (9)$$

Где a_i – коэффициент ряда Фурье, характеризующий косинусоидальные составляющие;

b_i – коэффициент ряда Фурье, характеризующий синусоидальные составляющие.

Реализация изложенных выше алгоритмов была проведена в программах [106, 107].

Применение описанного подхода к обработке данных приводит к частичному устранению погрешности в определении гармонических составляющих петли магнитного гистерезиса, что показано на рисунке 2.2. N – номер гармонической составляющей

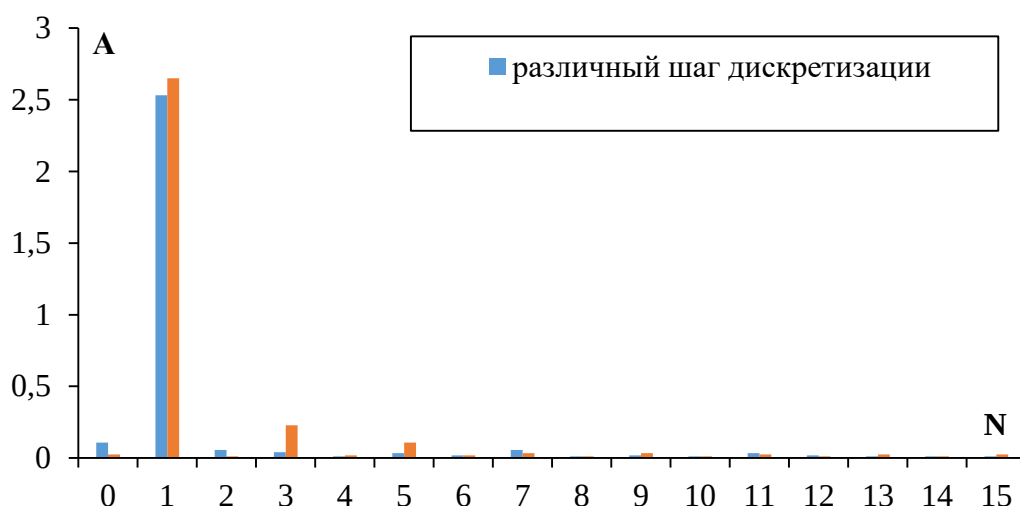


Рисунок 2.2 – Амплитуды гармонических составляющих петли магнитного гистерезиса, полученные при различной обработке дискретных данных

Из рисунка 2.2 видно, что при анализе дискретных данных, описывающих петлю магнитного гистерезиса, для которых шаг дискретизации различен, наблюдается появление четных гармонических составляющих (в отсутствии внешнего постоянного подмагничивающего поля) имеющих более высокое амплитудное значение. Для амплитуд нечётных гармоник, несущих всю основную информацию о исследуемом объекте, наблюдается отклонение определяемых величин от искомых значений, которое возрастает с увеличением порядного номера гармонической составляющей. Отклонение может достигать 70 % от величины амплитудного значения гармоники.

2.3 Влияние гармонических составляющих на форму петли магнитного гистерезиса

Практический интерес при рассмотрении петель магнитного гистерезиса (кривых перемангничивания) восстановленных по отдельным гармоническим составляющим представляет дифференциация их вклада в итоговую форму зависимости $B(H)$. Для понимания этих процессов необходимо определить каким образом ведут себя отдельные гармонические составляющие, а также кривые полученные при восстановлении результирующей функциональной зависимости без их учета. Кроме того, необходимо произвести анализ влияния, оказываемого на форму функциональной зависимости со стороны гармонических составляющих из алгебраического ряда $1, 3 \dots n$.

Для проведения такого рода анализа была взята петля магнитного гистерезиса образца, изготовленного из стали Ст3 в состоянии поставки, полученная при регистрации значений B и H в открытой магнитной цепи.

В приложении 1 приведены полученные результаты, характеризующие изменение гармонических составляющих по анализируемой петле магнитного гистерезиса. Полученные данные показывают, что наибольший вклад в формирование исходной зависимости $B(H)$ вносит первая гармоника, определяющая величину размаха и ширину исходной кривой. Первая гармоника, из геометрических соображений, несет в себе в большей степени информацию о H_c исследуемого материала.

Изменение вертикальных участков петли магнитного гистерезиса, на которых происходят процессы смещения междоменных границ, связаны напрямую с величинами 1, 3 и 5 гармонических составляющих. Именно в этих составляющих в большей степени проявляется взаимосвязь с коэрцитивной силой и магнитострикцией $\lambda_{[100]}$. Величина H_c при преобразовании петли магнитного гистерезиса во псевдовременной сигнал становится связанной как с величиной амплитуды, так и с фазой гармонических составляющих. Горизонтальные участки развернутой петли магнитного гистерезиса в большей степени связаны с

амплитудами гармонических составляющих начиная с 7. На этих участках петли магнитного гистерезиса происходит начало процессов вращения векторов намагниченности.

Практический интерес представляет и анализ влияния отдельных гармонических составляющих при их изъятии из гармонического спектра. На рисунке 2.3 представлены кривые, полученные суммированием восстановленных гармонических составляющих.

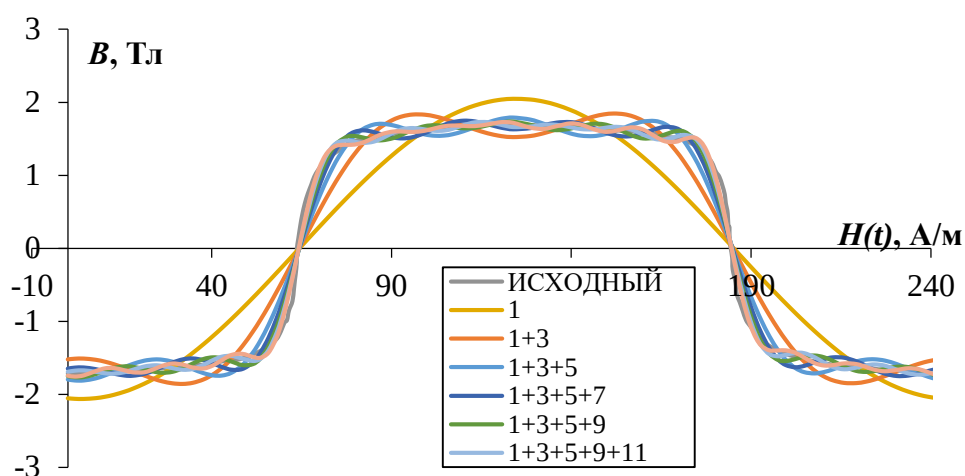


Рисунок 2.3 – Развернутая петля магнитного гистерезиса для стали Ст3 в состоянии поставки и восстановленные кривые полученные при суммировании отдельных гармонических составляющих

Определение гармонических составляющих выше 13 не несет большой информативной нагрузки в области малых полей, так как восстановление исходной кривой происходит почти полностью при сложении кривых полученных по гармоническим составляющим с 1 по 13. Отсекаемая при таком ограничении информативная часть обрабатываемого сигнала не велика.

Проанализируем приближение отдельных участков (вертикальный участок, участок перегиба и горизонтальный участок) восстановленных кривых к исходной развернутой петле магнитного гистерезиса (рисунок 2.4). Произведем оценку отклонения восстановленных кривых и их участков от исходной зависимости

путем сравнения площадей, находящихся под данными кривыми. Полученные в результате такого анализа данные представлены в таблице 2.1.

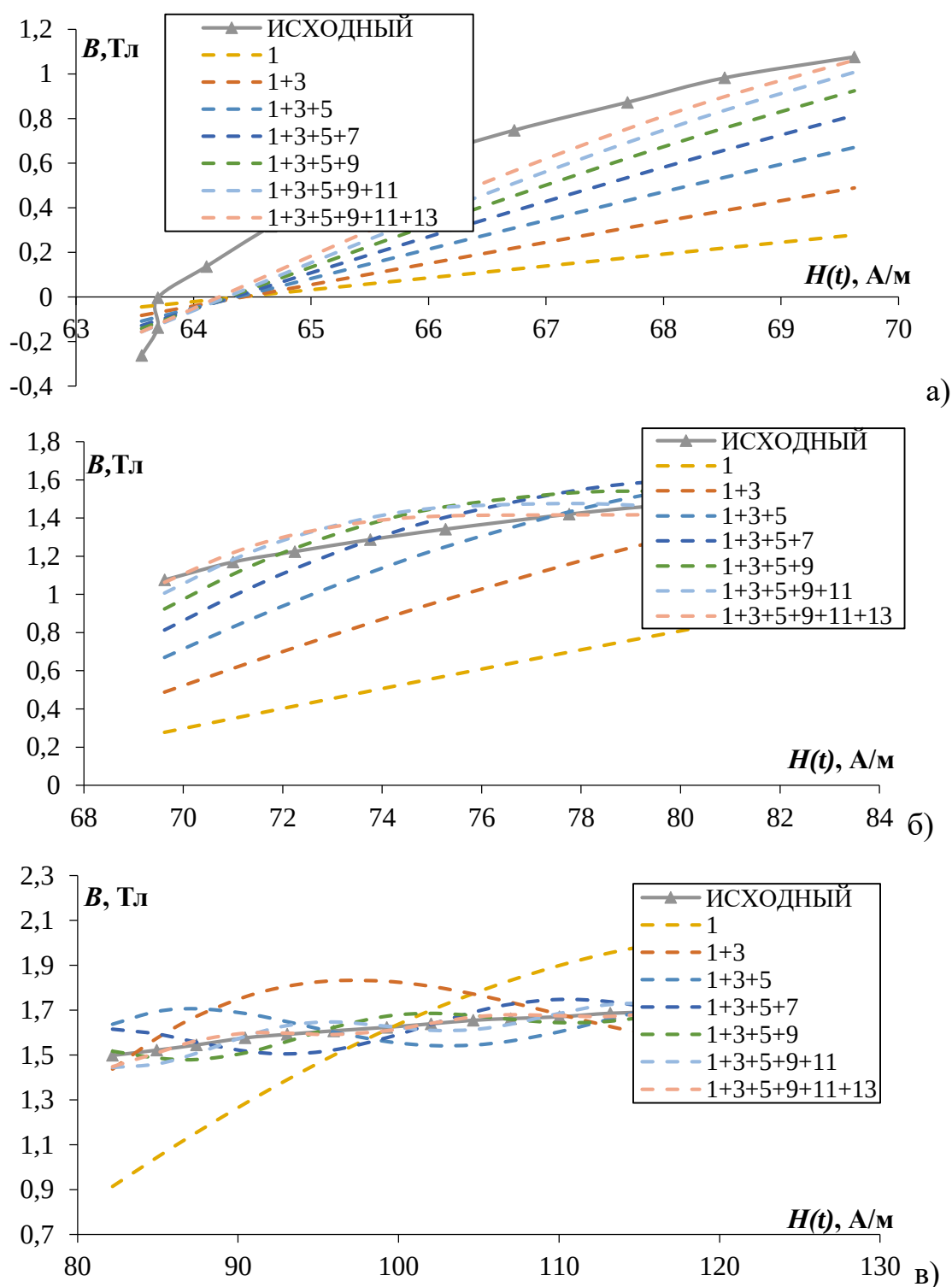


Рисунок 2.4 – Участки восстановленных по гармоническим составляющим кривых и исходной развернутой петли магнитного гистерезиса:

- а) вертикальный участок – 1; б) переходный от вертикального к горизонтальному участку – 2; в) горизонтальный участок – 3

Таблица 2.1 – Относительное отклонение восстановленных по гармоническим составляющим кривых от исходной зависимости на различных участках

Рассматриваемый участок	Модуль относительного отклонения Δ , %						
	1	1-3	1-5	1-7	1-9	1-11	1-13
1	81,53	67,41	54,59	43,81	34,77	27,54	20,89
2	55,19	25,41	6,97	5,59	3,67	3,10	1,66
3	0,68	4,38	0,84	0,21	0,13	0,07	0,05

Полученные результаты показывают, что наибольшее отклонение восстановленных кривых от исходной зависимости наблюдается на участке 1. Наименьшее отклонение на нем составляет порядка 21 %. При рассмотрении участка 2 наименьшее отклонение составляет менее 2 %, а для участка 3 менее 0,1 %. Таким образом можно сделать вывод, что при анализе гармонических составляющих основную информацию о свойствах исследуемого материала несут в себе гармонические составляющие с 1 по 13. Применяя такое ограничение стоит учитывать, что существует большая вероятность потери части полезной информативной составляющей, которая в большей степени будет проявляться на вертикальных участках петли магнитного гистерезиса. Именно эти участки определяются процессами вращения вектора спонтанной намагниченности материала.

2.4 Влияние магнитных параметров ферромагнетика H_c , B_r , B_s на характер гармонических составляющих

Рассмотрим изменения, вызванные в гармоническом спектре величиной H_c , B_r , B_s . Для этого воспользуемся модельной петлей гистерезиса, полученной при помощи аналитической формулы, описанной в работе [108]. Стоит учесть, что при таком подходе величины H_c^* , B_r^* , B_s^* являются условными.

Петля гистерезиса в рассматриваемом случае является безразмерной и единичной. Для исключения влияния переходных участков петли гистерезиса (наклонных), наклон на которых определяется величиной условной остаточной индукции, рассмотрение начнем с модельной петли гистерезиса прямоугольной формы (рисунок 2.5).

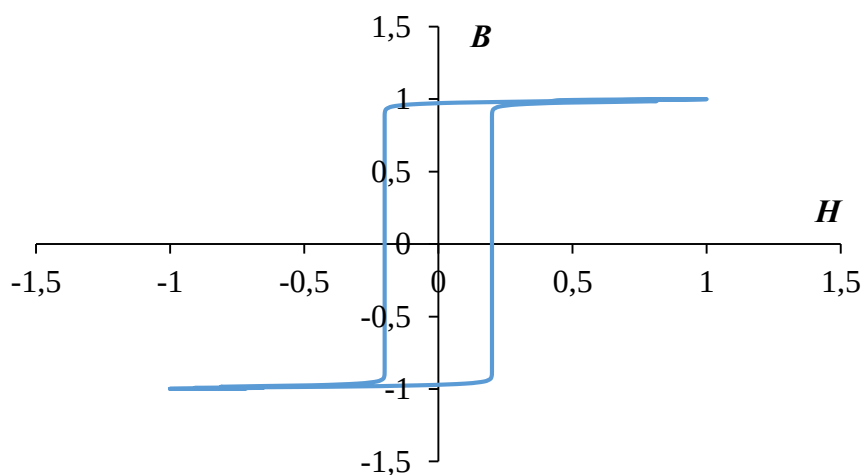


Рисунок 2.5 – Единичная петля гистерезиса, полученная аналитическим способом

Влияние величины B_s^* на гармонические составляющие представлено на рисунке 2.6. Увеличение величины B_s^* ведет к пропорциональному изменению гармонических составляющих по линейному закону.

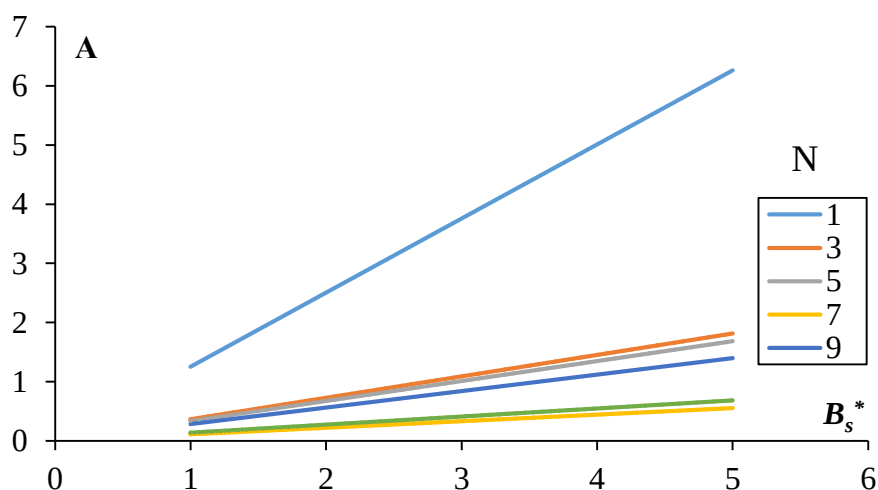


Рисунок 2.6 – Зависимость амплитуд нечетных гармоник от безразмерной величины B_s^*

Варьирование величиной условной коэрцитивной силы без изменения остальных характерных точек (рисунок 2.7) оказывает различное влияние на амплитудные составляющие гармонического спектра. Так, например, амплитуда 1, 5 и 9 гармоники с ростом величины H_c^* снижается, в то же время амплитуда 3, 7 и 11 гармоники возрастает (рисунок 2.8).

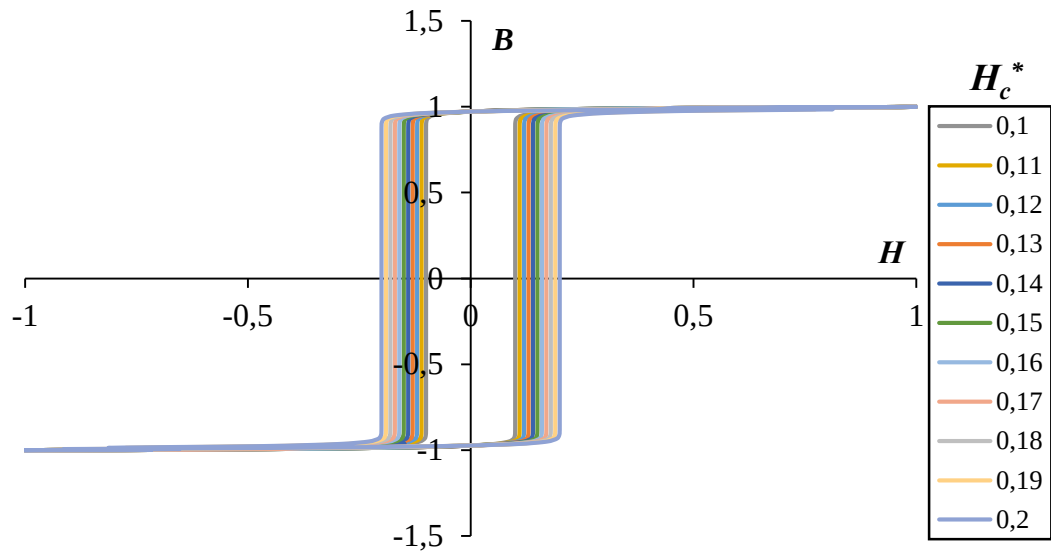


Рисунок 2.7 – Модельные петли гистерезиса, полученные аналитическим способом с различным значением H_c^*

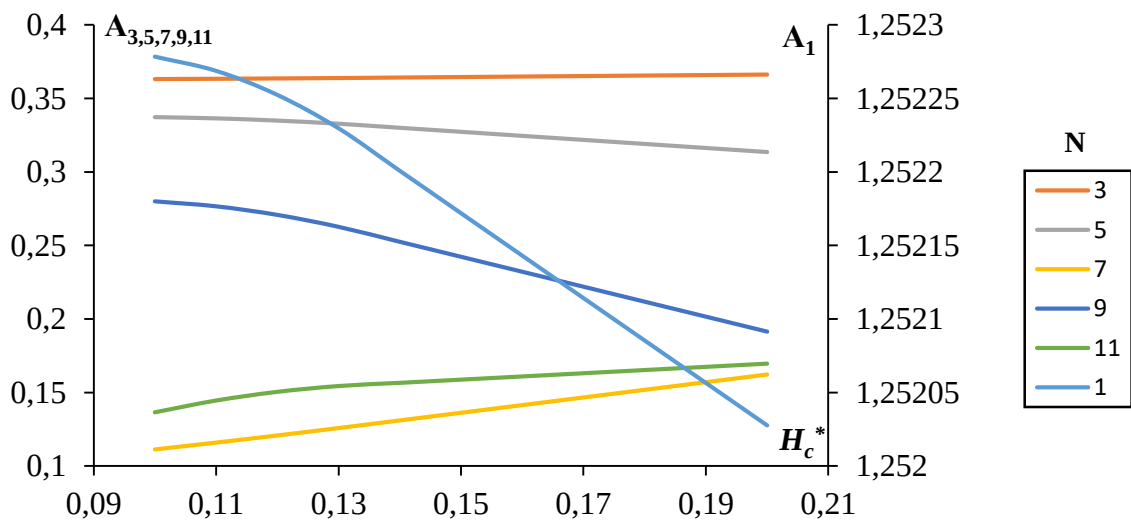


Рисунок 2.8 – Зависимость амплитудных составляющих гармонического спектра от величины H_c^*

Наименьшее изменение в величине наблюдается у первой гармонической составляющей. С увеличением номера гармоники степень влияния величины H_c^* на амплитуду гармоник возрастает.

Рассмотрим процессы, происходящие с гармоническим спектром при изменении величины B_r^* . Петли гистерезиса с различным значением B_r^* представлены на рисунке 2.9.

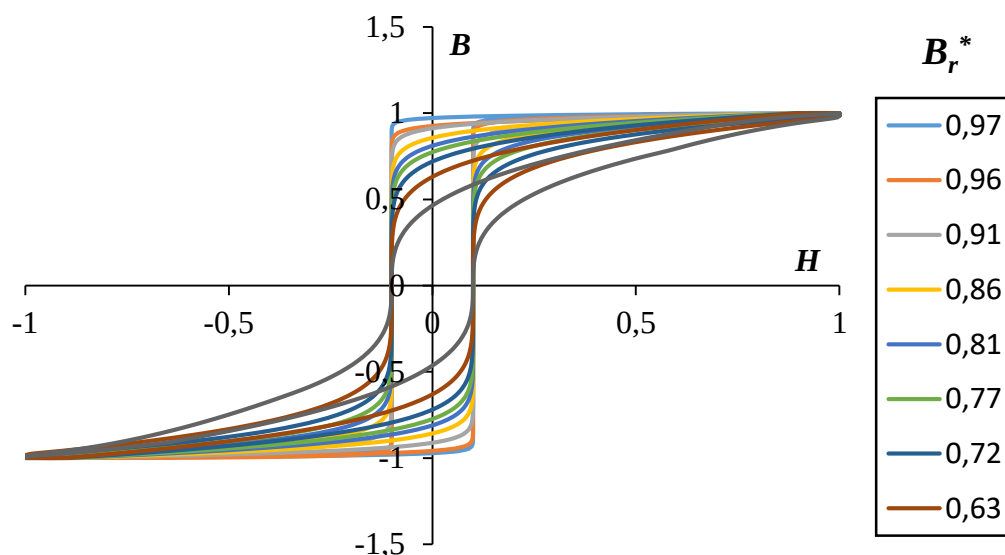


Рисунок 2.9 – Модельные петли гистерезиса, полученные аналитическим способом с различным значением B_r^*

Влияние B_r^* на амплитуду гармоник начинает сказываться, только начиная с 3 гармоник. Для первой гармоники при изменении B_r^* в 2 раза изменение величины амплитуды достигает 15 %, для 3 – 122 %, 5 – 144 % и т. д. (рисунок 2.10).

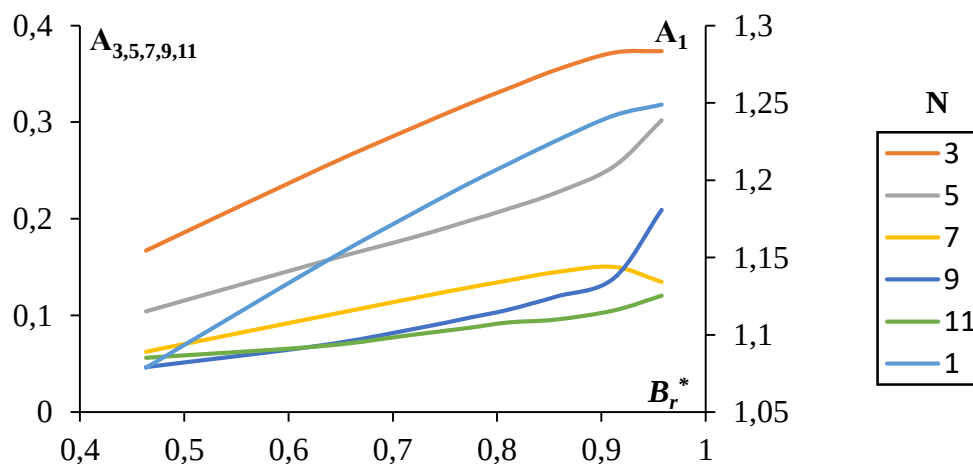


Рисунок 2.10 – Зависимость амплитудных составляющих от величины B_r^*

2.5 Оценка влияния вихревых токов на гармонический спектр полученный по петле магнитного гистерезиса

Спектральное разложение электромагнитного сигнала не является чем-то новым. Поэтому естественным является вопрос о преимуществе предлагаемого подхода по сравнению со спектральным разложением ЭДС индукции, наводимой в измерительной катушке при возбуждении переменного магнитного поля в стальном образце. Рассмотрим последовательно процессы, сопровождающие регистрацию ЭДС индукции.

Переменное магнитное поле внешнего источника будет усиливаться за счет магнитных свойств материала. Кроме того, за счет нелинейности этих характеристик в наводимой ЭДС индукции возникнут гармоники высшего порядка. За счет проводимости металла в нем возникнут вихревые токи, создающие свою дополнительную палитру спектрального состава измеряемого вторичного сигнала. Известно, что при низких частотах возбуждения чувствительность к магнитным свойствам высокая, к проводимости низкая. С ростом частоты чувствительность к магнитным свойствам падает, к проводимости растет и затем снова падает.

Механические и коррозионные свойства, несомненно, зависят от фазового состава материала. Однако конструкционные стали в большинстве своем состоят из ферритной и цементитной фаз, а все многообразие их механических и коррозионных свойств обусловлено структурным составом, внутренними напряжениями, текстурой материала и дисперсностью системы в целом. Таким образом фаза-чувствительные параметры (например, намагниченность насыщения) менее информативны по отношению к структурно-чувствительным (коэрцитивная сила, остаточная намагниченность). Влияние намагниченности насыщения в конечном результате спектрального разложения петли магнитного гистерезиса можно ослабить если рассматривать не намагниченность, а ее отношение M/M_s . То есть выполнить в некотором роде нормировку. Информацию о фазовом составе в этом случае можно «держат» в виде самого значения M_s или связанным с ним значением B_s .

Электрическая проводимость является фаза-чувствительной характеристикой, то есть в случае регистрации спектрального состава наводимой ЭДС индукции в нем будет присутствовать информация о фазе. То есть это должно привести к снижению информативности о механических и коррозионных свойствах. С ростом частоты информативность будет снижена еще сильнее. Можно, конечно, использовать низкие частоты где магнитные свойства играют заметную роль. Согласно известному уравнению $\delta = \frac{1}{\sqrt{\pi \cdot f \cdot \mu \cdot \sigma}}$ глубина

проникновения вихревых токов (а вместе с тем и магнитного поля) на промышленной частоте 50 Гц в сталях составляет несколько миллиметров. Для оценки состояния толстостенных стальных изделий потребуется еще меньшие частоты. Это приведет к необходимости намотки большого числа витков вторичной измерительной катушки и усложнению измерительной аппаратуры. В этом случае легче регистрировать величину поля, а не ЭДС индукции.

На примере модельных петель гистерезиса и результатов, полученных при моделировании в компьютерной среде Elcut, рассмотрим основное преимущество предлагаемого подхода по сравнению с методами регистрации и анализа ЭДС индукции наводимой во вторичной катушке. Такой гибридный подход обусловлен тем, что в программной среде Elcut отсутствует возможности задавать гистерезисную зависимость с $B(H)$, то есть не получится модельно оперировать параметрами H_c и B_r . Алгоритм работы в модельном эксперименте последовательно описан далее.

Пусть перемагничивание ферромагнетика осуществляется внешним переменным полем, напряженность которого меняется по гармоническому закону

$$H = H_0 \cdot e^{i \cdot \omega_0 \cdot t}, \quad (10)$$

где ω_0 – циклическая частота, H_0 – амплитуда напряженности поля. Учитывая нелинейный характер магнетика итоговую индукцию поля внутри измерительной катушки можно представить рядом Фурье

$$B = \sum B_n e^{i(\omega_0 \cdot n \cdot t + \varphi_n)} \quad (11)$$

Предполагается, что индукция B определяется только магнитными свойствами материала, а влияние вихревых токов, обусловленных проводимостью, не рассматриваются. Компоненты B_n определяются по модельным петлям, как это было описано в п. 2.5.

Напряжение U в измерительной катушке противоположно по знаку с наводимой в ней ЭДС индукции. Тогда с учетом закона Фарадея напряжение можно записать в виде:

$$U = S \cdot N \cdot \omega_0 \sum B_n \cdot n \cdot e^{i(\omega_0 \cdot n \cdot t + \varphi_n + \pi/2)} \quad (12)$$

Для определения вклада, вносимого вихревыми токами в значение регистрируемого напряжения, примем, что магнитная проницаемость материала равна единице.

Далее в среде Elcut выполнено моделирование вихревых токов в цилиндрическом образце (рис.2.11), который находится в однородном переменном магнитном поле амплитуда индукции которого B_n и циклическая частота $\omega_0 \cdot n$.

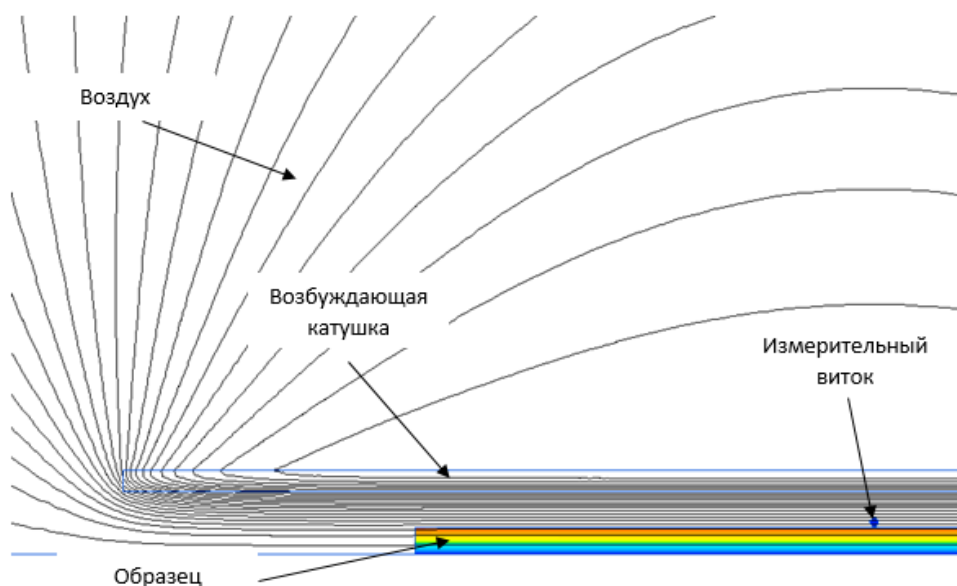


Рисунок 2.11 – Модель вихревых токов в цилиндрическом образце выполненная в программе Elcut

В модели для определения вклада, вносимого именно вихревыми токами в величину наводимого ЭДС, примем, что магнитная проницаемость материала равна единице, при этом проводимость материала являлась переменной величиной.

В результате был получен годограф, представленный на рисунке 2.12.

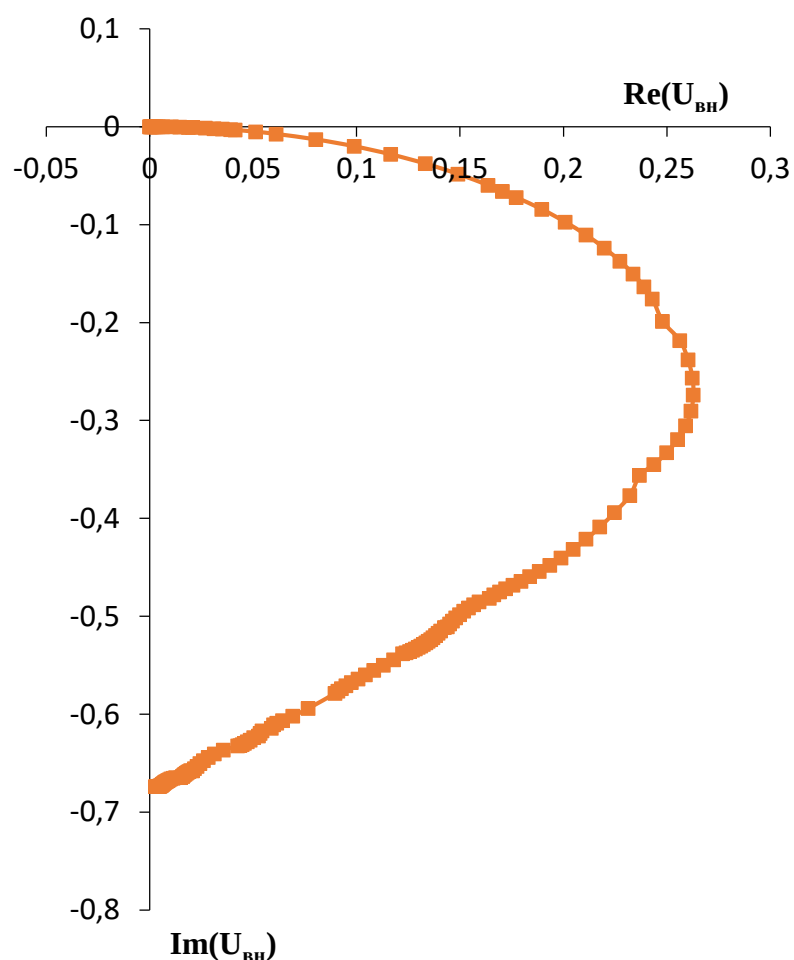
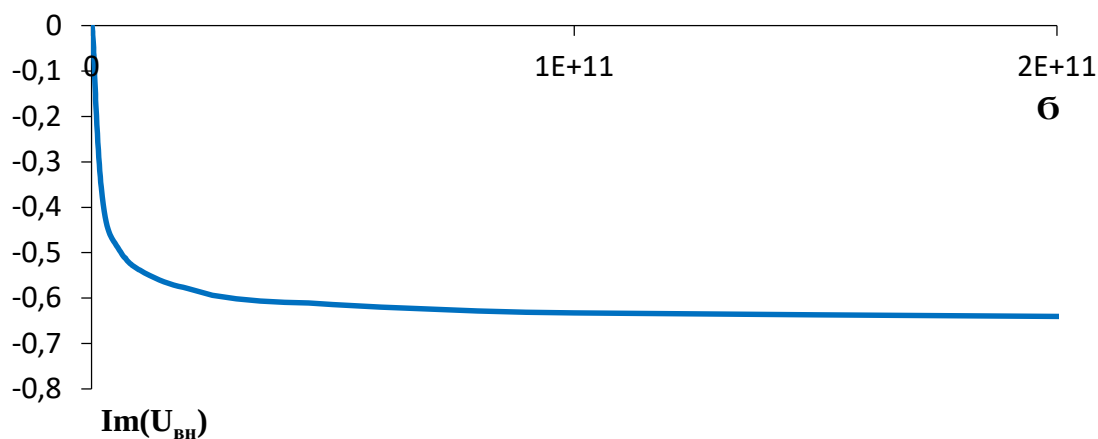
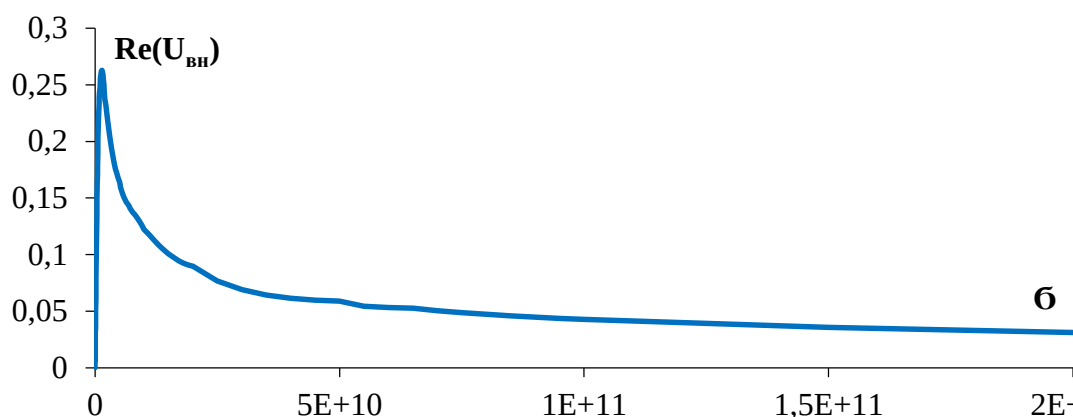


Рисунок 2.12 – Годограф вносимого во вторичную катушку напряжения полученный при моделирования

Изменение действительной и мнимой части вносимого напряжения при вариации проводимости происходит по различным законам (рисунок 2.13).



a)



б)

Рисунок 2.13 – Изменение, а) мнимой и б) действительной части напряжения, вносимого во вторичную катушку при изменении проводимости материала

Напряжение, вносимое в катушку пропорционально величине ЭДС наводимой в катушке, но взятой с обратным знаком

$$U_{\text{вн}} = -E \quad (13)$$

Для методов регистрации и анализа ЭДС индукции наводимой во вторичной катушке, ЭДС с учетом гармонических составляющих определяется как:

$$E = -\frac{d(S \cdot N \cdot B)}{dt} = S \cdot N \cdot \sum A_n \cdot \omega \cdot n \cdot \sin(\omega \cdot n \cdot t + \phi_n) \quad (14)$$

Таким образом, величина ЭДС наводимой во вторичной катушке для отдельной гармонической составляющей, связанной с магнитными свойствами вещества, при неизменных параметрах системы, будет определяться как

$$E_n \approx A_n \cdot \omega \cdot n \quad (15)$$

Определить величину ЭДС, наводимой во вторичной катушке, связанной с магнитными свойствами вещества, можно зная амплитуду гармонических составляющих, которые можно получить при анализе модельной петли магнитного гистерезиса.

Результирующее значение наведенной во вторичной катушке ЭДС связанной с проводимостью материала и его магнитными свойствами будет определяться как

$$E = E_n + E_\sigma \quad (16)$$

Определение E_σ возможно произвести исходя из данных полученных при моделировании (годографа вносимого напряжения). При этом необходимо сделать допущение, что изменение вносимого напряжения происходит не от проводимости материала, а от изменения величины обобщенного параметра, в котором изменяемая часть связана с частотой индуцирующего поля.

В результате подобных операций были получены данные представленные на рисунке 2.14.

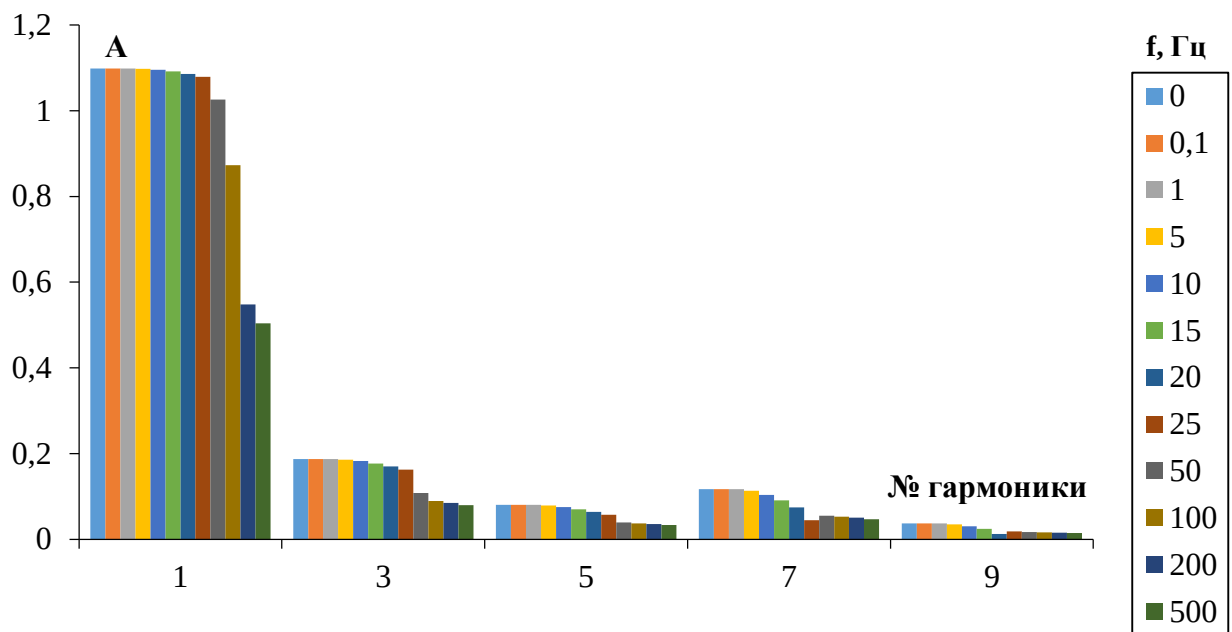
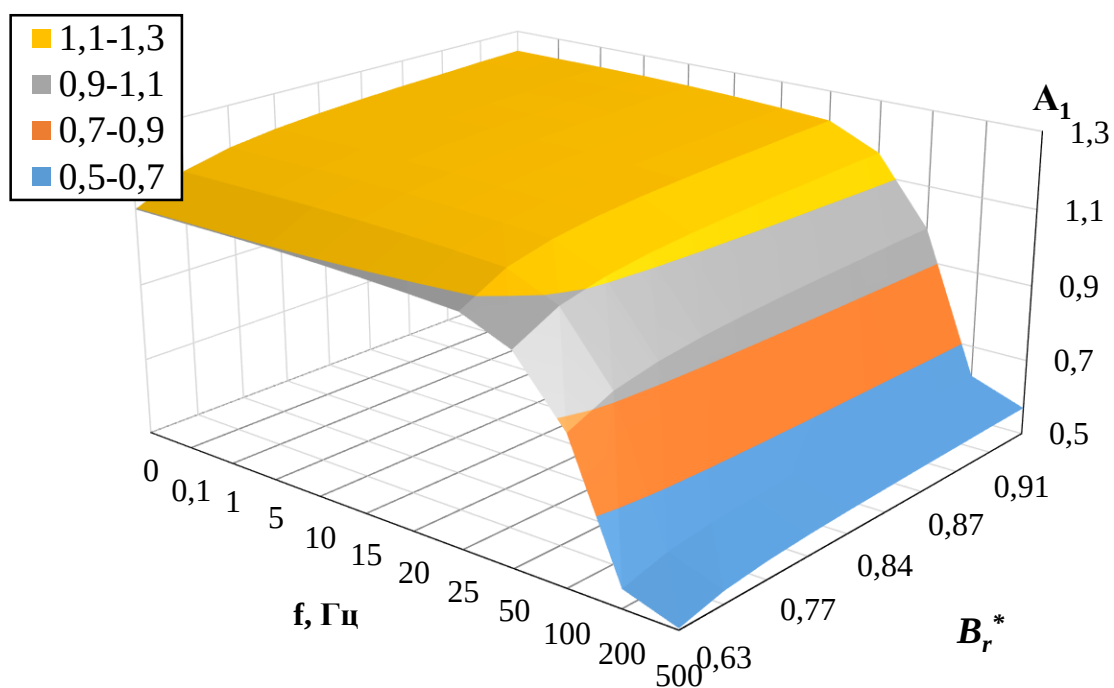
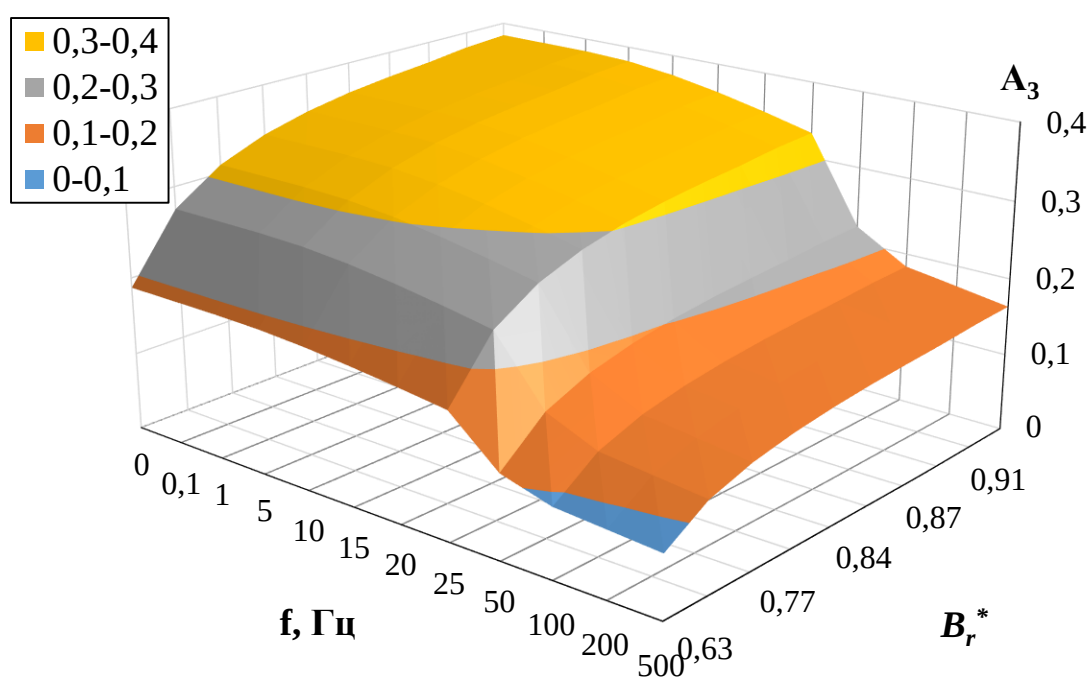


Рисунок 2.14 – Изменение амплитуд гармоник, полученных по модельной петле гистерезиса с величиной $B_r^* = 0,46$ и $H_c^* = 0,1$ при вариации частоты вихревых токов

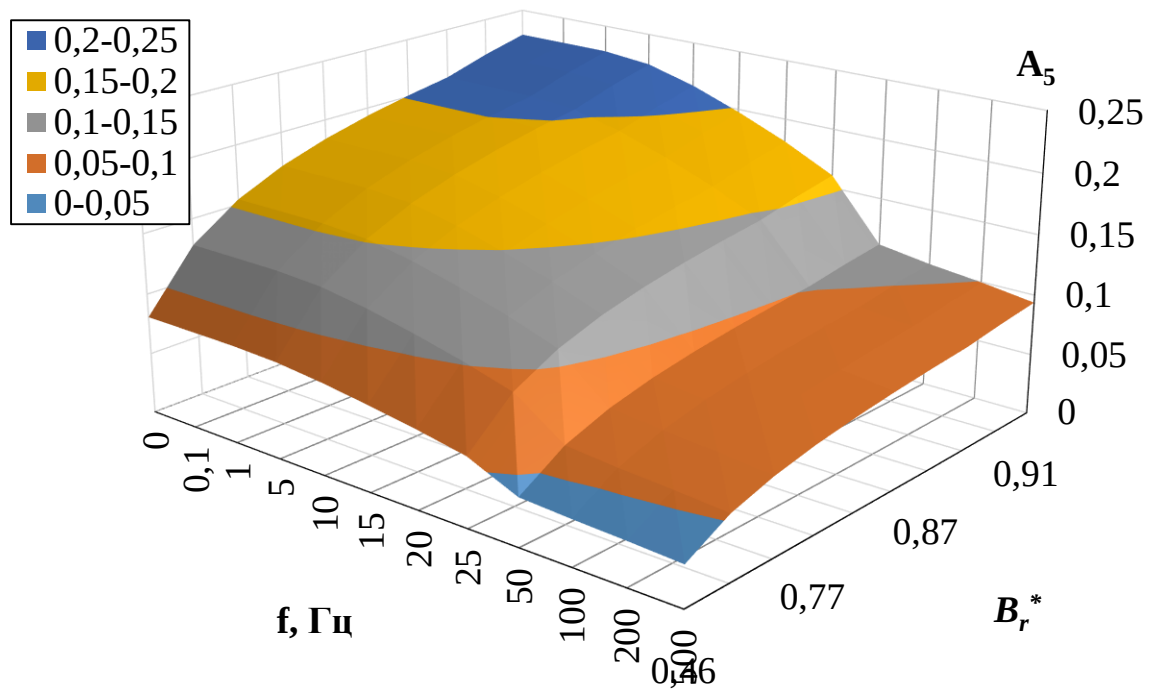
Как можно заметить из рисунка 2.14 при увеличении частоты индуцирующего поля происходит заметное снижение амплитуды гармонических составляющих, полученных по петле магнитного гистерезиса. Так, например, при частоте 500 Гц изменение величины первой гармоники составляет порядка 54% от реальной. Влияние индуцирующего поля на полученные гармонические составляющие не линейно, о чем свидетельствуют данные приведенные на рисунке 2.15 и 2.16.



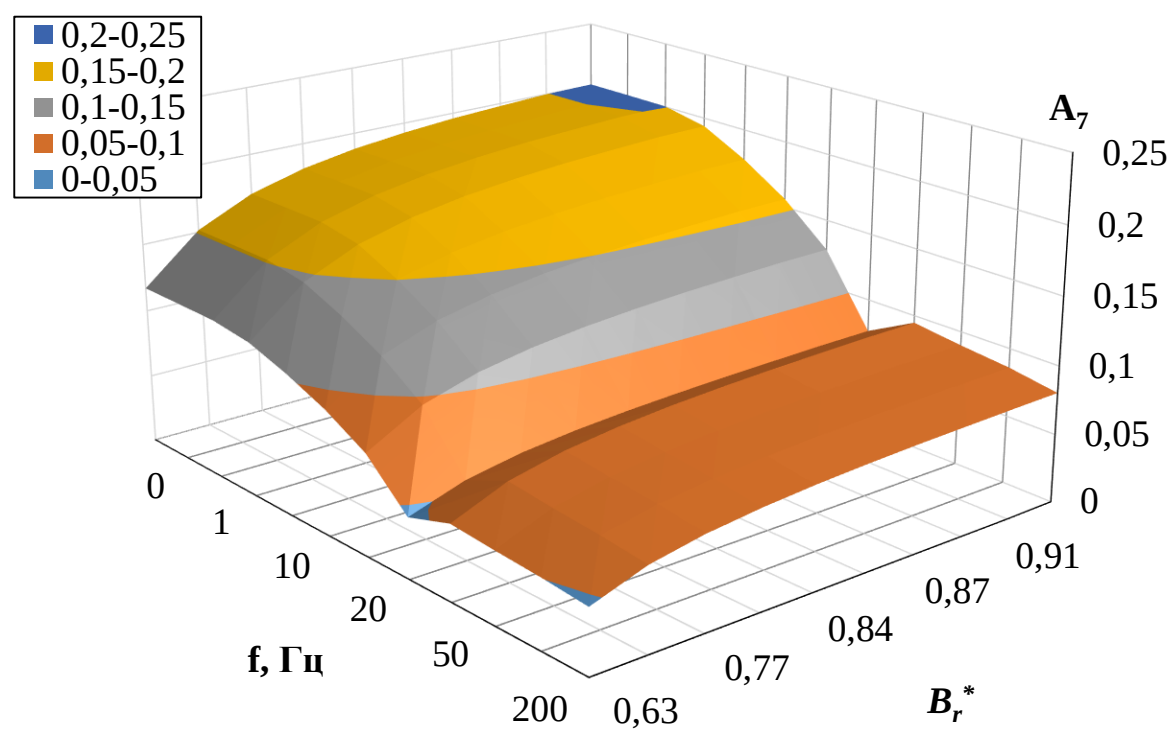
a)



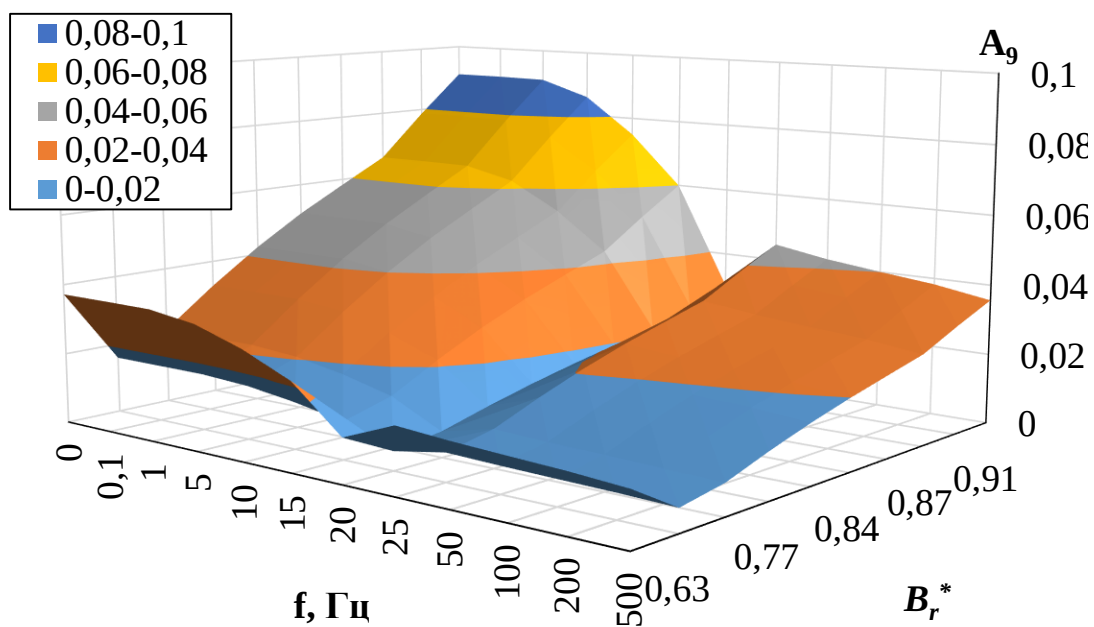
б)



B)

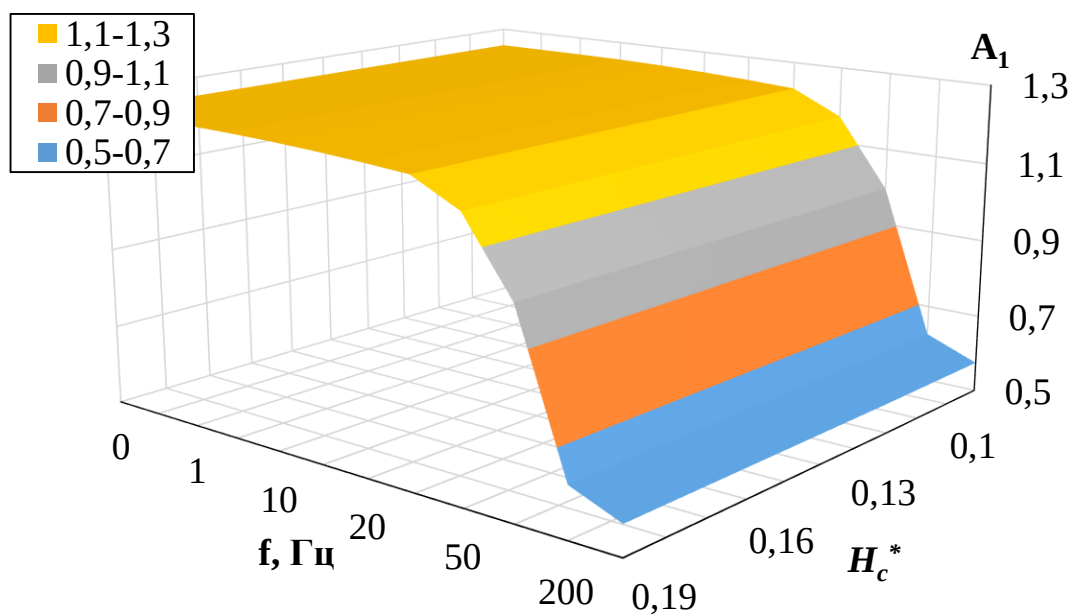


Г)

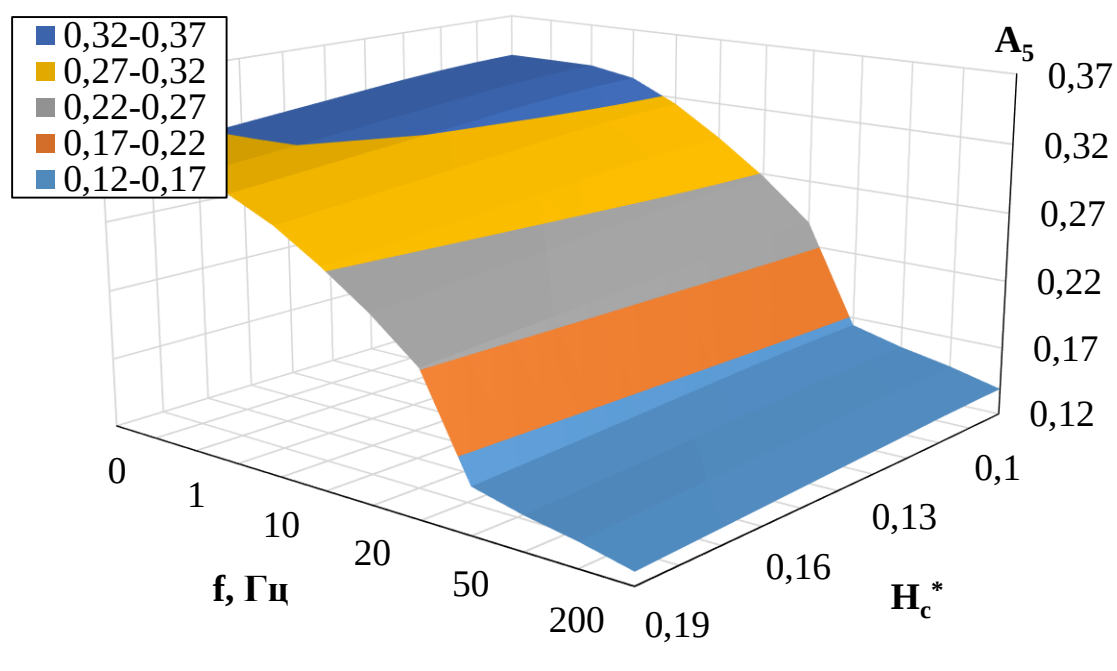
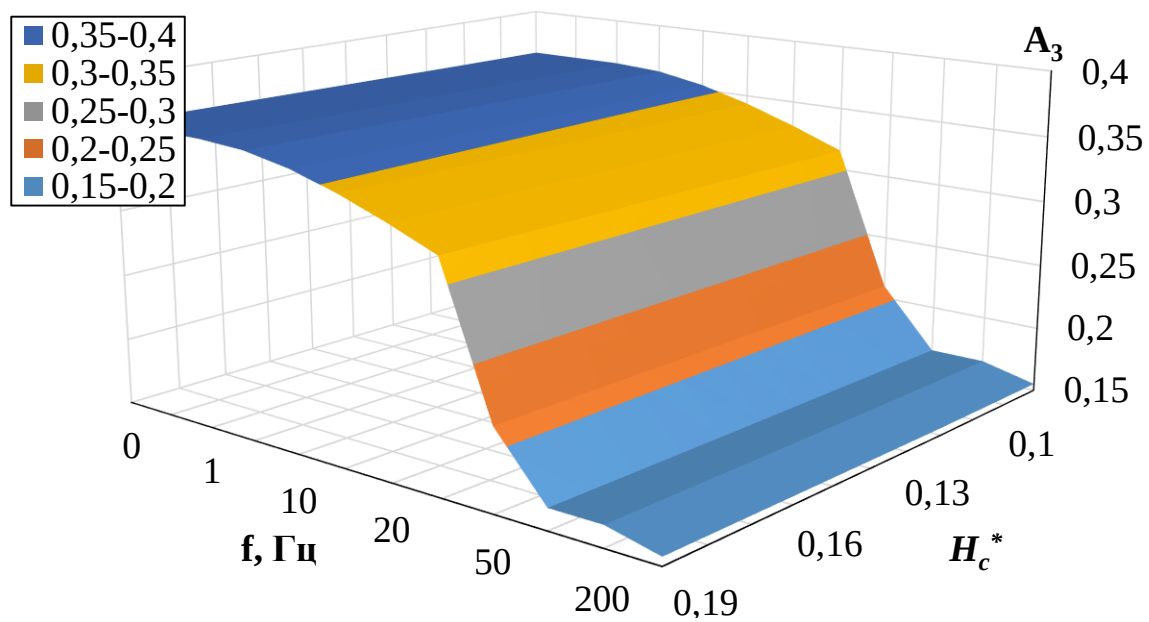


д)

Рисунок 2.15 – Изменение величины гармонических составляющих при вариации частоты индуцирующего поля и величины B_r^* при $H_c^*=0,1$: а) первой гармоники; б) третьей гармоники; в) пятой гармоники; г) седьмой гармоники; д) девятой гармоники



а)



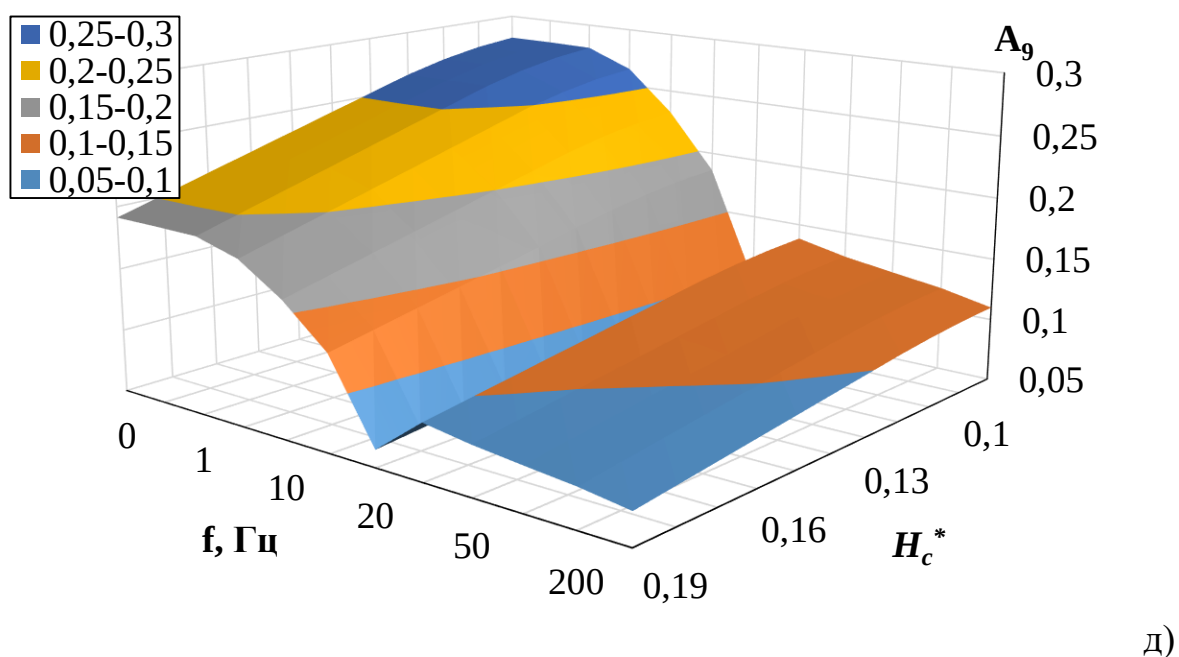
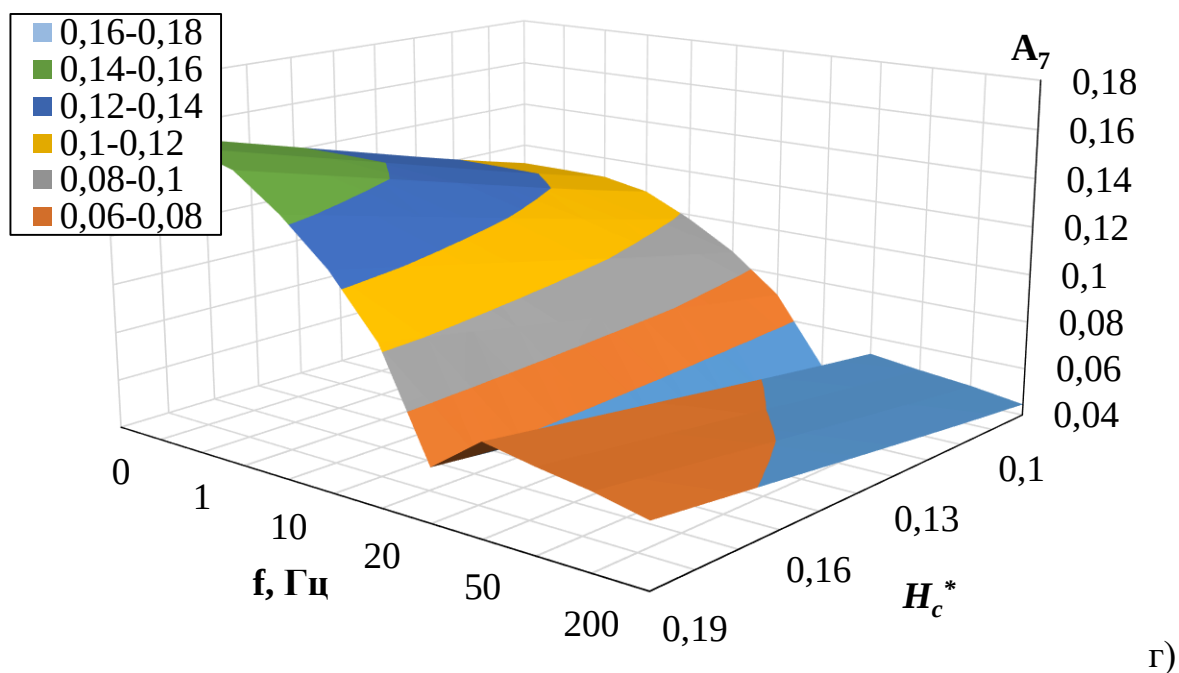


Рисунок 2.16 – Изменение величины гармонических составляющих при вариации частоты индуцирующего поля и величины H_c^* при $B_r^*=0,91$: а) первой гармоники; б) третьей гармоники; в) пятой гармоники; г) седьмой гармоники; д) девятой гармоники

При рассмотрении полученных данных видно, что с увеличением номера гармоники изменения амплитуд гармоник начинают подчиняться все более сложной функциональной зависимости. Данный факт дает представление о том,

что при увеличении частоты индуцирующего поля происходит сильное, неравномерное влияние на получаемые величины гармонических составляющих. Это в совокупности с возможными вариациями магнитных характеристик вещества, приводит к усложнению описания наблюдаемых связей.

Изменения амплитудных составляющих гармонического спектра при вариации величиной условной остаточной индукции, регистрируемые на разной частоте, описываются полиномиальными уравнениями второго порядка, имеющие вид:

$$y = a \cdot x^2 + b \cdot x + c \quad (17)$$

При этом изменение коэффициентов a и b уравнения 17 от частоты индуцируемого поля происходит не линейно (рисунок 2.17).

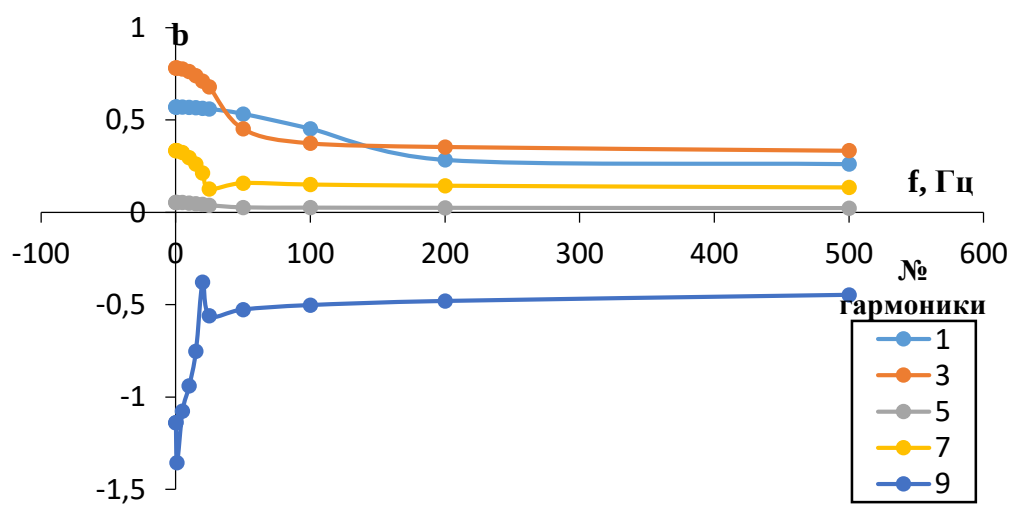
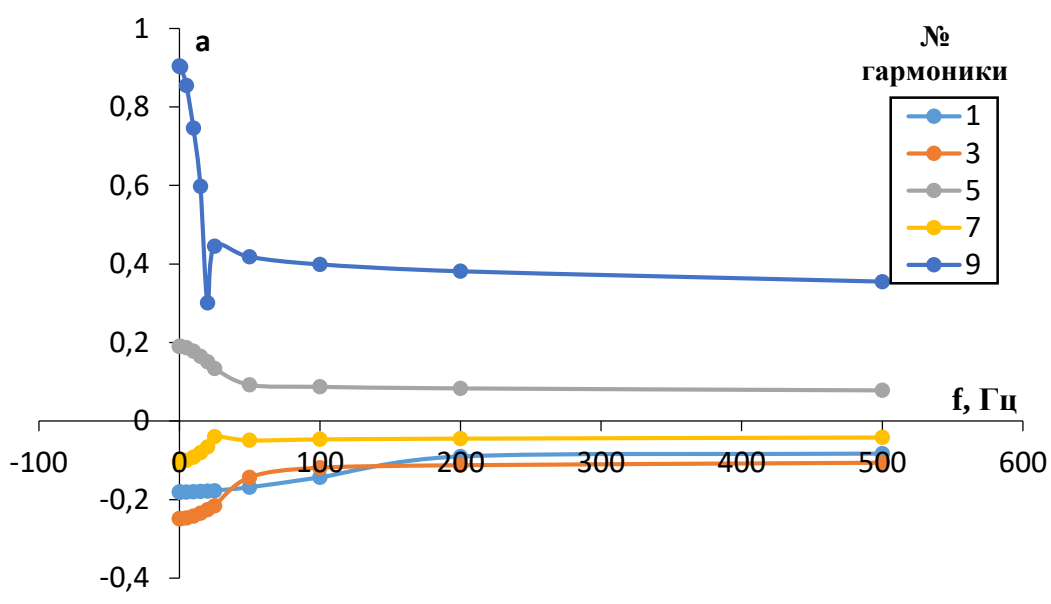


Рисунок 2.17 – Изменение величины коэффициентов полиномиального уравнения при вариации частоты индуцирующего поля

Величина амплитудных составляющих гармонического спектра при изменении величины условной коэрцитивной силы, регистрируемые на разной частоте, описывается линейным уравнением вида

$$y = a \cdot x + c \quad (18)$$

При этом величина коэффициента a при изменении частоты индуцируемого поля, также, как и в случае уравнений, описывающих изменения амплитудных составляющих при вариации условной величины остаточной индукции, происходит не линейно (рисунок 2.18).

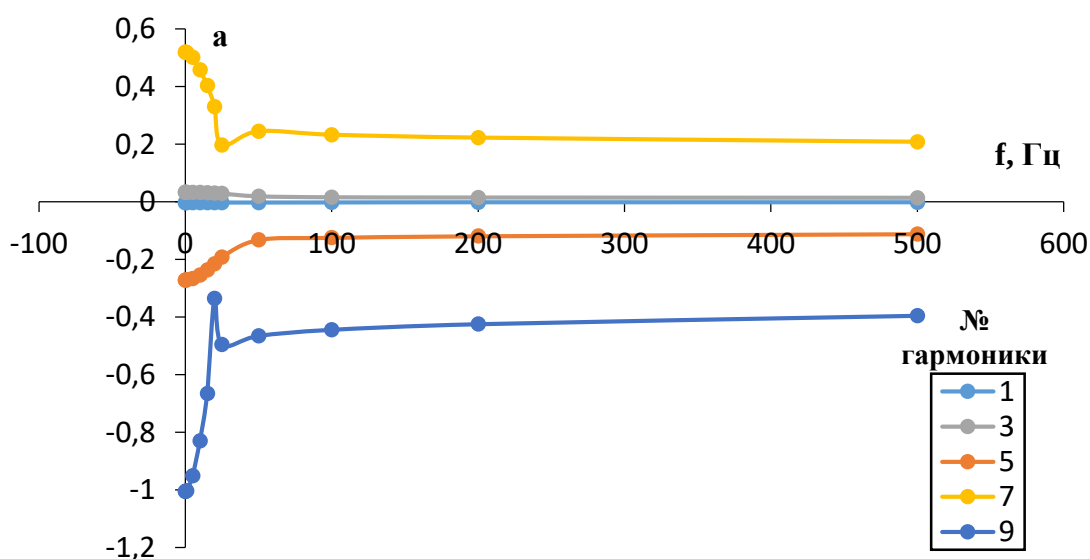


Рисунок 2.18 – Изменение величины коэффициента a линейного уравнения при вариации частоты индуцирующего поля

2.6 Проверка закономерности связи коэрцитивной силы и гармонического спектра

Зависимости гармонических составляющих от какого-либо из переменных аргументов при неизменности остальных настолько разнообразны и сложны, что

расшифровка их физической сущности несколько затруднена. Ее можно уяснить только при анализе простых, идеализированных ситуаций, например, предельно нелинейной кривой перемагничивания и т. п. Вид отдельных критериев может быть установлен из частных случаев, когда их роль определяющая, а влияние других критериев незначительно или они равны нулю. Анализ взаимосвязи между этими критериями позволяет глубже понять физическую сущность рассматриваемых явлений. Анализ взаимосвязи можно провести, например, пользуясь методами физического подобия [102].

При изучении зависимости гармонических составляющих от различных магнитных характеристик материала ограничим их количество, исходя из следующих соображений.

$$H = \frac{B}{\mu_0} - M \rightarrow M = \frac{B}{\mu_0} - H \quad (19)$$

В случае применения гармонического анализа магнитную индукцию можно представить в виде суммы косинусоидальных составляющих.

$$B = \sum A_n \cdot \cos\left(n \cdot \frac{2\pi}{\Delta H} \cdot H + \varphi_n\right) \quad (20)$$

Выразим магнитную проницаемость исходя из условия, описанного в 20

$$\mu = \frac{1}{\mu_0} \cdot \frac{dB}{dH} \quad (21)$$

$$\mu = \frac{d}{dH} \sum \frac{1}{\mu_0} A_n \cdot \cos\left(n \cdot \frac{2\pi}{\Delta H} \cdot H + \varphi_n\right) \quad (22)$$

Возьмем производную от данного выражения 22, получим, что

$$\mu = \sum \frac{1}{\mu_0} A_n \cdot n \cdot \frac{2\pi}{\Delta H} \cdot (-\sin(n \cdot \frac{2\pi}{\Delta H} \cdot H + \varphi_n)) \quad (23)$$

Из графических изображений кривых полученных по отдельным гармоническим составляющим и развернутой петли магнитного гистерезиса, приведенных в приложении 1 видно, что размах развёрнутой петли магнитного гистерезиса определяется в большей мере первой гармонической составляющей

начальная фаза, которой равна нулю. Тогда для первой гармонической составляющей выражение 23 примет вид.

$$\mu \approx \frac{1}{\mu_0} A_1 \cdot \frac{2\pi}{\Delta H} \cdot (-\sin(\frac{2\pi}{\Delta H} \cdot H)) \quad (24)$$

Каждая точка, расположенная на петле магнитного гистерезиса может характеризоваться определенной величиной магнитной проницаемостью материала. При рассмотрении величины магнитной проницаемости для поля равного по величине коэрцитивной силе фаза рассматриваемой функции должна равняться -90° , тогда $\sin(-90) = -1$. С учетом этого из 24 получим, что

$$\mu \approx \frac{1}{\mu_0} A_1 \cdot \frac{2\pi}{\Delta H} \quad (25)$$

Выразим магнитную восприимчивость исходя из следующего соотношения

$$\chi = \frac{dM}{dH} = \frac{1}{\mu_0} \cdot \frac{dB}{dH} - 1 = \mu - 1 \quad (26)$$

Тогда, учитывая 16, магнитная восприимчивость равна:

$$\chi_n \approx \frac{1}{\mu_0} \cdot \left| A_1 \cdot \frac{2\pi}{\Delta H} \right| - 1 \quad (27)$$

Проиллюстрируем описанные выше преобразования с помощью петель магнитного гистерезиса полученных на образцах из стали 34ХН3М с различной термообработкой (рисунок 2.11) в работе [1]. Сравним расчётное значение магнитной восприимчивости со значением, полученным из наклона ветви петли магнитного гистерезиса.

Определение магнитной проницаемости на исходных петлях производилось на прямых участках, проходящих через значение, соответствующее коэрцитивной силы материала, по угловому коэффициенту (рисунок 2.19).

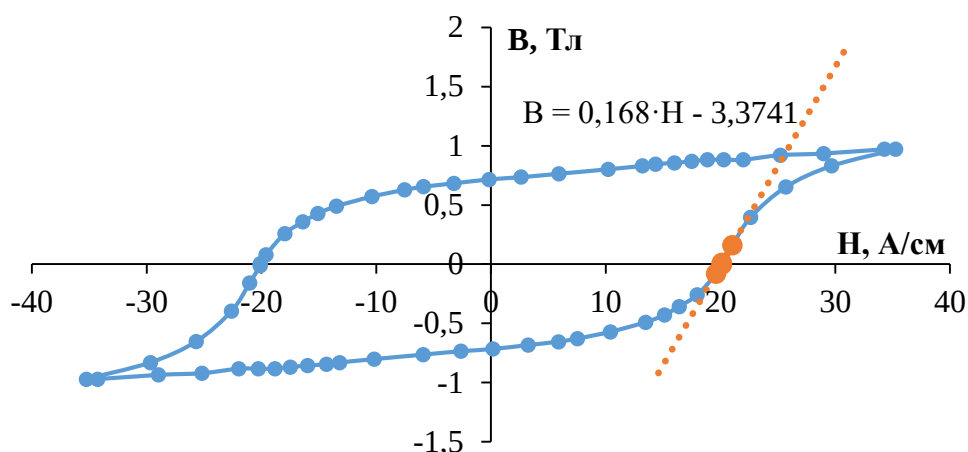


Рисунок 2.18 – Петля магнитного гистерезиса для образца из стали 34ХН3М с температурой отпуска 200 °С и прямая угол наклона которой характеризует магнитную проницаемость на восходящей ветви

Далее полученные значения сравнивались с рассчитанными, полученными по амплитудной составляющей первой гармоники (рисунок 2.19). Из рисунка 2.19 видно, что наблюдается совпадение в ходе найденных зависимостей. Отклонения, наблюдаемые в величинах магнитной восприимчивости найденных различным образом, возможно происходят из-за того, что при преобразовании петли во временной сигнал происходит распределение информации о напряженности магнитного поля, а, следовательно, и величины коэрцитивной силы по нескольким гармоническим составляющим, их амплитудам и фазам. Кроме того, в рассчитанной по гармоническому спектру величине существует погрешность, связанная с особенностями спектральной обработки сигнала.

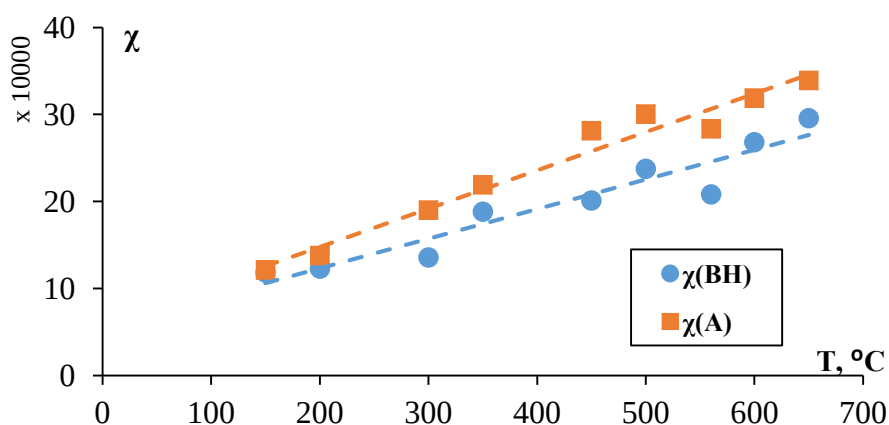


Рисунок 2.19 - Магнитная восприимчивость для образцов из стали 34ХН3М с различной температурой отпуска определенная из амплитудной составляющей первой гармоники и по исходной петле магнитного гистерезиса

Построив значения магнитной восприимчивости, полученные по гармоническому спектру от значений, найденных по предельной петле магнитного гистерезиса можно заметить, что зависимость с высокой долей достоверности описывается линейной функцией, проходящей через точку начало координат. Кроме того, регрессионное уравнение, описывающее найденную взаимосвязь, близко к виду $y=x$.

Почти полное совпадение двух значений магнитной восприимчивости вещества, найденных различным образом, говорит о удовлетворительной достоверности предлагаемого подхода. Полученная зависимость описывается линейной функцией с точностью 92 % (рисунок 2.20).

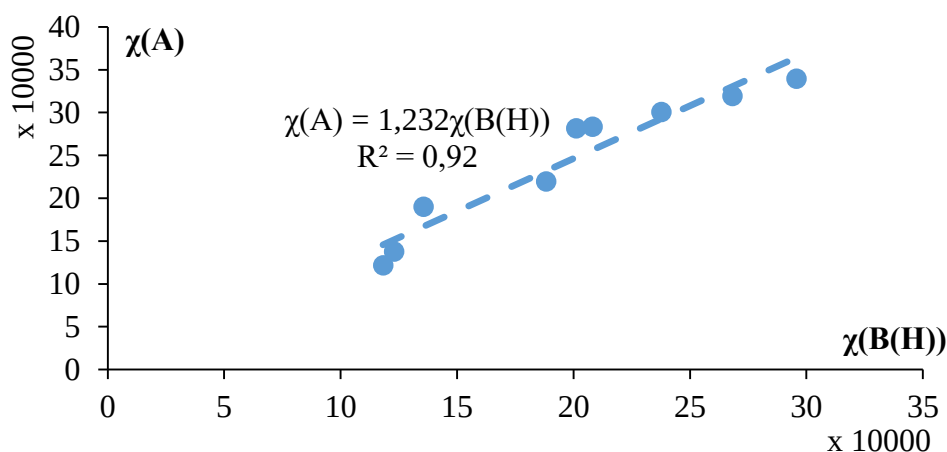


Рисунок 2.20 – Зависимость магнитной восприимчивости стали 34ХН3М с различной температурой отпуска, определенной по амплитуде первой гармоники от магнитной восприимчивости, определенной по петле магнитного гистерезиса

2.7 Определение минимальных требований к анализируемым данным

Для определения минимального необходимого набора дискретных данных для гармонического анализа, с помощью предложенных выше формул, были использованы модельные безразмерные петли гистерезиса, полученные при помощи параметрических функций предложенных Р. В. Лапшиным [109, 110]. Пример полученной петли представлен на рисунке 2.21.

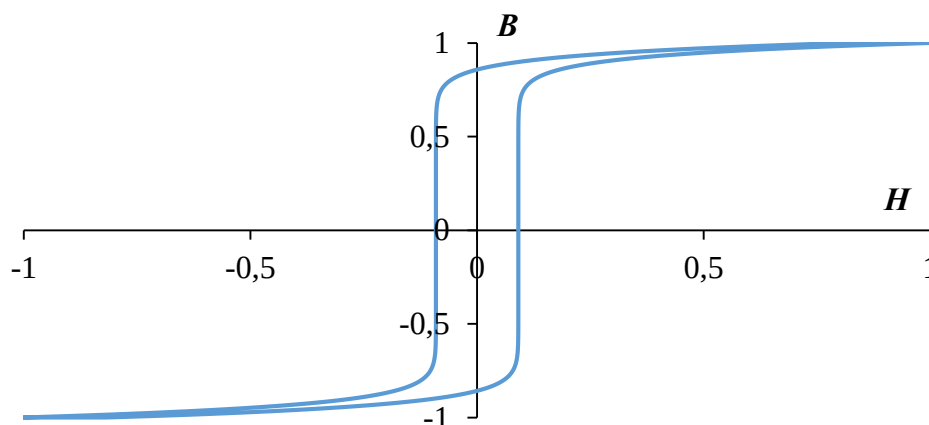


Рисунок 2.21 – Модельная петля гистерезиса, полученная при помощи параметрических функций

Петли, используемые для анализа, включали в себя ограниченный набор данных соответствующий: 40, 58, 92, 126, 158, 212, 318, 630 точкам. К исходным данным при помощи прямоугольной функции были добавлены случайные отклонения имитирующие шумы или помехи, которые могут возникнуть в измерительной системе. Полученные результаты определения величины относительного отклонения амплитудных составляющих представлены в приложении 2.

Рассмотрим случай, когда измерительная система может характеризоваться достаточно большой погрешностью, достигающей величины до 10 % от максимального уровня регистрируемого сигнала. Тогда минимальное количество точек в массиве анализируемых данных, при котором погрешность определения амплитудных составляющих не превышает 5 %, составит 126 (рисунок 2.22). Однако при таких условиях можно наблюдать излишне высокую погрешность в определении девятой гармонической составляющей, что видимо связано с формой

функции, используемой для добавления случайных отклонений в исходный массив данных.

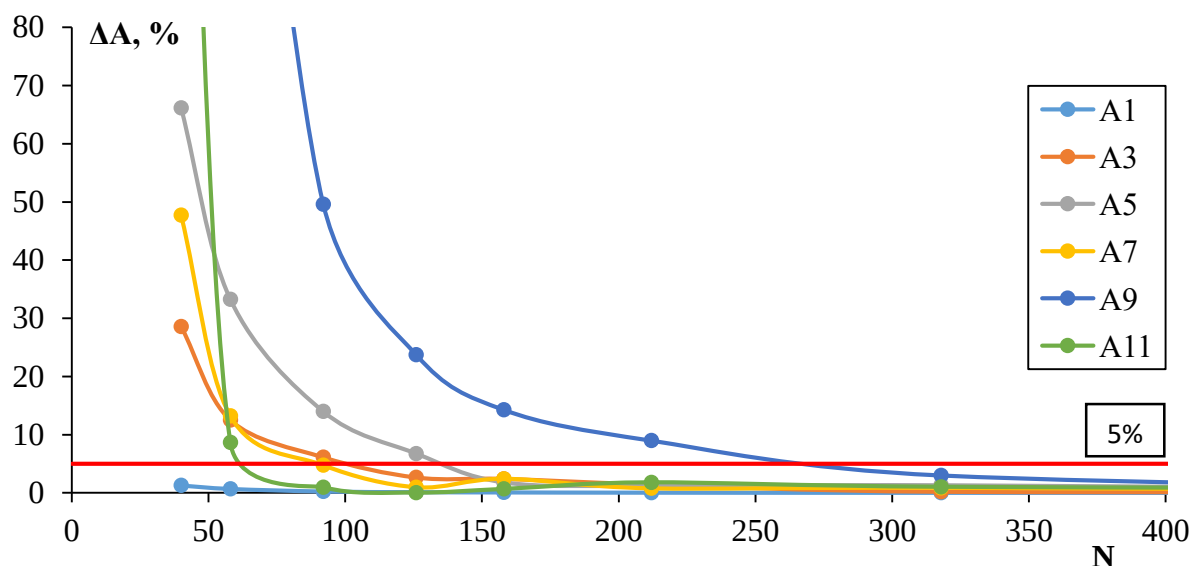


Рисунок 2.22 – Погрешность определения амплитуд гармоник модельной петли гистерезиса при различном содержании данных в исходном массиве

2.8 Определение погрешности при расчёте гармонических составляющих при использовании системы магнитной структуроскопии DIUS-1.15M

Получая первичный анализируемый сигнал напрямую через специализированное оборудование, необходимо учитывать погрешности измерения, возникающие в результате: отклонения параметров электрической схемы от идеальных; наличия внешних изменяющихся во времени факторов; неоднородности свойств исследуемого материала. Именно поэтому при анализе дискретных данных необходимо понимать пределы допустимой погрешности. В рассматриваемом случае, ввиду применения метода регистрации петли магнитного гистерезиса в магнитозамкнутой цепи необходимо определить влияние магнитной жёсткости исследуемого материала на получаемые результаты.

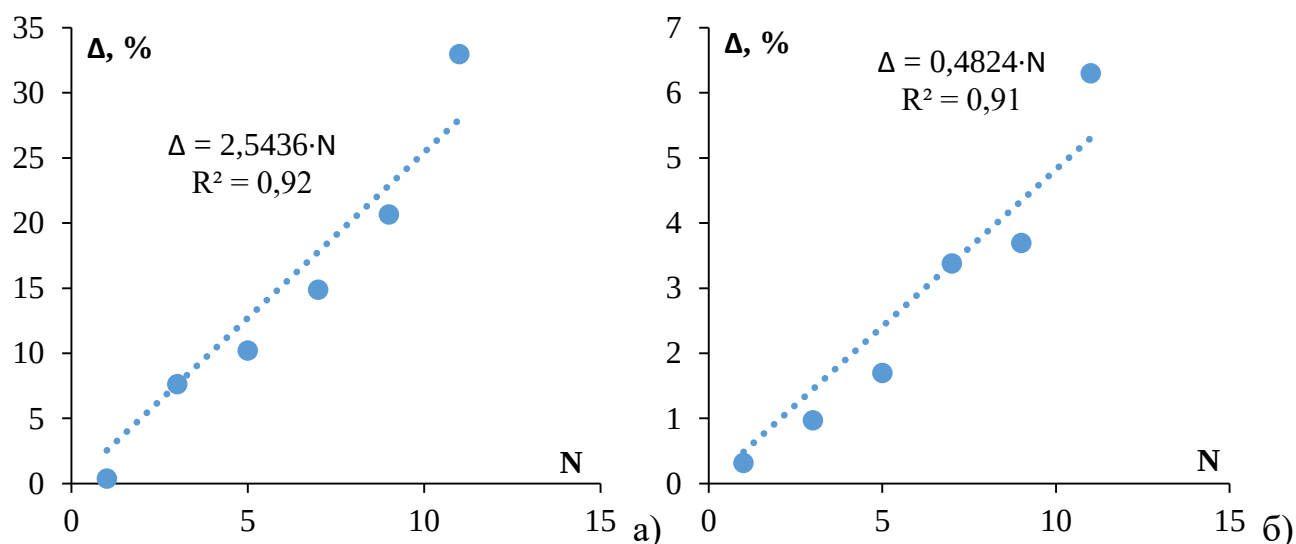
Для этого проводилась регистрация петель магнитного гистерезиса на трех стандартизированных калибровочных образцах с коэрцитивной силой 2,5; 20,4;

38,2 А/см при помощи аппаратно-программной системы магнитной структуроскопии DIUS-1.15M.

Определение опорных амплитуд гармонических составляющих происходило путем усреднения величины амплитуд, полученных по 10 отдельным измерениям. Относительно опорных значений происходило определение наибольшего относительного отклонения величин гармонических составляющих.

Как можно заметить из представленных на рисунке 2.23 данных, нарастание ошибки в определении величины амплитуды происходит с ростом номера гармоники. У амплитуд, полученных на низкокоэрцитивном образце наблюдается наибольшая величина относительного отклонения гармонических составляющих. Данный факт скорее всего связан с влиянием магнитных свойств магнитопровода, используемого в измерительном блоке.

С ростом коэрцитивной силы происходит уменьшение величины погрешности. Так, если у образца с $H_c = 2,5$ А/см наблюдается наибольшая величина относительного отклонения равная 33 % для 11 гармонической составляющей, то у образца с $H_c = 20,4$ А/см она составила уже 6,3 %, а у образца с $H_c = 38,2$ А/см – 2,2 %.



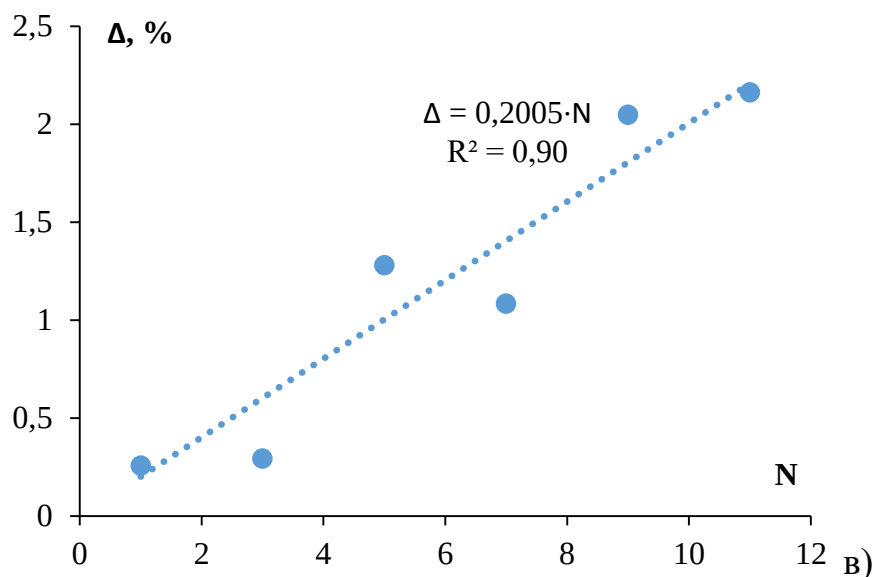


Рисунок 2.23 – Зависимость относительного отклонения в определяемой величине гармонических составляющих от порядного номера гармоники (N) для образца:

а) $H_c=2,5$ А/см; б) $H_c=20,4$ А/см; в) $H_c=38,2$ А/см

Определение Δ амплитуд гармоник у материалов с различной магнитной жесткостью представляется в некоторой степени достаточно трудоемким процессом, поэтому возникает необходимость в нахождении метода, позволяющего наиболее быстро определить данную величину.

Для рассматриваемого случая это возможно сделать, исходя из изменения угловых коэффициентов линейных зависимостей, полученных регрессионных уравнений (рисунок 2.23). Представив изменение величины коэффициентов от H_c материала (рисунке 2.24), можно получить уравнение, описывающее их взаимное изменение. Полученная зависимость наиболее полно описывается полиномиальным регрессионным уравнением второго порядка 19.

$$a = 0.003 \cdot H_c^2 - 0,1828 \cdot H_c + 3,3027 \quad (28)$$

Где a - угловой коэффициент;

H_c – коэрцитивная сила.

Таким образом для используемого оборудования исходя из величины коэрцитивной силы, можно определить погрешность измерения гармонических

составляющих. Для этого необходимо по величине коэрцитивной сила определить угловой коэффициент зависимости относительного отклонения величины гармоники от ее номера, а затем по формуле 29 определить величину относительного отклонения для каждой гармонической составляющей.

$$\Delta = a \cdot x \quad (29)$$

Где Δ - относительное отклонение величины гармоники от среднего значения;
 x – номер гармонической составляющей.

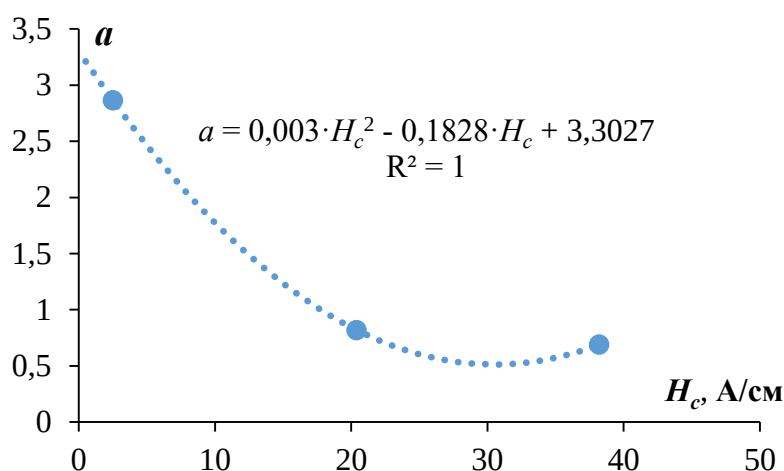


Рисунок 2.24 – Зависимость углового коэффициента a от величины H_c

2.9 Выводы по главе 2.

1. Приведен алгоритм преобразования петли магнитного гистерезиса в псевдовременной сигнал. Показано, что шаг дискретизации исходного массива данных влияет на искомую величину гармонических составляющих. Для устранения возникающей ошибки предложено использовать модифицированное дискретное преобразование Фурье включающее в свой состав метод численного интегрирования.

2. Проанализировано взаимное влияние гармонических составляющих и формы петли магнитного гистерезиса. Установлено, что отдельные магнитные параметры петли, такие как коэрцитивная сила, индукция насыщения и остаточная индукция вносят существенный вклад в изменение отдельных гармонических

составляющих. Одновременное изменение данных характеристик материала оказывает комплексное влияние на спектральный состав.

3. На примере дифференциальной магнитной восприимчивости, определенной в точке соответствующей коэрцитивной силе материала, показана взаимосвязь магнитных параметров и спектральных характеристик петли магнитного гистерезиса. Сопоставление магнитной восприимчивости найденной по параметрам гармонического спектра и определенной в точке соответствующей коэрцитивной силе материала, показывает, наличие прямой связи. Расхождение найденных величин связано с количеством используемых гармонических составляющих используемых при расчёте.

4. Проанализирована погрешность определения гармонических составляющих при помощи лабораторного оборудования. Показано, что при применении магнитного структуроскопа DIUS-1.15M регистрация петель магнитного гистерезиса на магнитомягких материалах сопровождается возникновением дополнительной ошибки, связанной с влиянием характеристик магнитопровода измерительного блока.

5. Определены ограничения, предъявляемые к анализируемому набору данных. Показано, что для оптимального определения величины гармонических составляющих при котором относительная погрешность не превышает 5% исходный массив анализируемых данных должен содержать минимум 128 значений.

6. Проведен модельный эксперимент, демонстрирующий ограничения методов регистрации ЭДС индукции наводимой во вторичной катушке. Показано неоднозначное влияние частоты индуцируемого поля на результаты определения гармонических составляющих. При высоких частотах, соответствующих 500 Гц искажения амплитуды первой гармоники составляет порядка 54%. С увеличением номера гармоники величина ошибки определения амплитуды растет нелинейно.

3. РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ. МЕТОД КОНТРОЛЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СТАЛИ

3.1 Определение твердости по гармоническому спектру

В практике применения магнитных характеристик стали в качестве диагностических параметров на промышленных предприятиях, а также при проведении исследований известны устоявшиеся методики и методы. Так, например, коэрцитиметрический метод используется для определения качества стальных изделий [111], широко распространен в машиностроении.

Применение подобных методов в первую очередь связано с тем, что изменение свойств стали могут происходить на различных этапах производственного цикла. Данные изменения могут выходить за установленные нормативно-технической документацией нормы в результате изделие теряет свои эксплуатационные свойства, сокращая время безаварийной эксплуатации.

Кроме H_c в качестве косвенных диагностических параметров используют B_r , H_r , а также в некоторых случаях и петлю магнитного гистерезиса [23]. Экспериментально установленные корреляционные зависимости между магнитными и механическими свойствами, а также и структурой ферромагнетика представлены в работах [5, 18].

Особый интерес с точки зрения применения на промышленных предприятиях, представляет контроль твердости изготавливаемых изделий при помощи магнитных параметров. Известны работы [5, 14, 19, 22] в которых в качестве параметра применяемого для контроля твердости стали используют H_c . Несмотря на положительные стороны использования коэрцитивной силы в качестве критерия, применимость данного подхода на сегодняшний день несколько ограничено, в виду отсутствия общей закономерности в изменении твердости и H_c для различных марок сталей при различной обработке [14, 19, 24].

Кроме коэрцитивной силы одним из универсальных параметров для контроля механических свойств авторы [5] считают релаксационную коэрцитивную силу H_r . При рассмотрении взаимосвязи H_c и H_r с твердостью для сталей различных марок,

отдельные зависимости перестают носить однозначный характер, что приводит к затруднению определения величины твердости по ним. Данное явление связано, как с влиянием химического состава, температуры нагрева, скорости отвода тепла при термической обработке, так и с влиянием параметров структуры на магнитные свойства [20, 21, 34].

Для повышения точности определения твердости по магнитным характеристикам разрабатываются различные методики [31, 111, 112, 114-117].

Известны также работы, в которых в качестве диагностического параметра для определения твердости термообработанных образцов, предложено использовать амплитуды и фазы третьей гармоники ЭДС [112]. Отметим, что амплитуда третьей гармоники имеет линейную зависимость от твердости контролируемых деталей, однако в указанной работе рассматриваются образцы из определенной марки стали с определенной термической обработкой, соответствующей среднему и высокому отпуску, что несколько ограничивает применимость предлагаемого технического решения.

Также для определения твердости используют методы, основанные на интерпретации величины релаксационной намагниченности [117], индукции коэрцитивного возврата [22]. Однако применение лишь одной магнитной величины материала влечет за собой существенное ограничение применимости того или иного подхода. Например, материал может обладать схожей величиной коэрцитивной силы при различном структурно-фазовом состоянии и, следовательно, с различными по величине механическими свойствами. Важно учитывать так же мешающие факторы в виде неконтролируемых нагрузок, которые тоже влияют на магнитные характеристики тем или иным образом.

Для повышения точности определения твердости по магнитным характеристикам применяют различные методики [31]. Например, которые могут рассматривать изменение нескольких магнитных параметров и находить на их основе контролируемую величину [118-120].

Известны работы [23], в которых для контроля механических свойств используют петлю магнитного гистерезиса. Петли магнитного гистерезиса

являются носителями многомерной информации о свойствах ферромагнитных материалов. Извлечение информации из такого носителя требует применения методик, например, основанных на методе высших гармоник. Основой таких методик является анализ гармоник ЭДС вторичной обмотки датчика, полученной при создании магнитного поля синусоидальной формы или анализ аппроксимированной кривой индукции, полученной по петле магнитного гистерезиса [121-130]. Применение, в качестве параметра для определения твердости термообработанных образцов, амплитуды и фазы третьей гармоники ЭДС, предложено в работе [112]. Отметим, что амплитуда третьей гармоники имеет линейную зависимость от твердости контролируемых деталей, однако в указанной работе рассматриваются образцы из определенной марки стали с термической обработкой, соответствующей среднему и высокому отпуску, что несколько ограничивает применимость предлагаемой методики.

В приведенных работах выделение гармоник происходит с использованием аппаратных средств, включающих в себя фильтры, что ведёт к некоторой ограниченности в точности определения гармонических составляющих, а использование переменного во времени поля, частота которого колеблется от нескольких герц до нескольких герц, влечёт за собой увеличение влияния вихревых токов, возникающих в объекте на фиксируемый гармонический спектр. Кроме того, в простейшем случае контроль ведется по одной из высших гармоник. Однако максимальный эффект получается, если при контроле одновременно учитываются соотношения между амплитудами и фазами нескольких гармоник.

Использование нескольких гармонических составляющих совместно с математическими методами обработки предложено в работах [131, 132].

Применение магнитных параметров для контроля механических свойств стали и структурного анализа хорошо изучено, но нельзя утверждать, что задачи контроля в этой области полностью решены, потому что в большинстве случаев найденные зависимости имеют высокую достоверность и информативность только для ограниченного круга материалов и его структурно-фазовых состояний.

Исходя из данного положения в настоящей главе проведен поиск

диагностического критерия, применимость которого не ограничена определенными марками стали.

Исследования, осящающиеся в данной главе, были проведены на образцах, характеристики которых приведены в таблица 3.1. Кроме данных полученных на образцах, изготовленных для проведения исследования в таблице 3.1 приведены данные для контрольных образцов твердости материала по методу Роквелла [113], наличие данных образцов необходима для предварительной оценки полученных данных.

Магнитные характеристики, включая петлю магнитного гистерезиса измерялись при помощи аппаратно-программной системы магнитной структуроскопии DIUS-1.15M. Магнитный структуроскоп DIUS-1.15M реализует способ измерения петли магнитного гистерезиса в замкнутой магнитной цепи [133]. Однако стоит отметить, что измеренные величины магнитной индукции и напряженности магнитного поля фиксируются прибором в милливольтках, что связано с используемыми в конструкции практическими решениями. При таком подходе фактически тарированными значениями петли магнитного гистерезиса является остаточная индукция и коэрцитивная сила [134]. Для этих величин паспортизированы кривые перевода в стандартные единицы измерения и определены погрешности измерений. Относительная погрешность измерения коэрцитивной силы 4%, остаточной намагниченности 6%. Устройство имеет возможность ограничения величины создаваемого поля, что необходимо для получения предельных или частных петель магнитного гистерезиса. Согласно руководству по эксплуатации магнитного структуроскопа DIUS-1.15M, максимальная напряженность магнитного поля в межполюсном пространстве составляет не менее 800 А/см. Варьирование максимальной напряженностью поля возможна при помощи регулировки напряжения на входящем в состав системы модуле E14-440D.

Измерение твердости исследуемых образцов проводилось на стационарном твердомере по Роквеллу – N3A с относительной погрешностью измерения $\pm 2\%$. Значения твердости были определены по различным шкалам и подвергались

переводу к значениям по шкале С, что возможно сделать согласно [116, 4]. Стоит отметить, что разные условия механического воздействия на металл при проведении измерений твердости различными методами, и даже по разным шкалам одного, не позволяют получить физически обоснованные аналитические взаимосвязи между значениями твердости, однако в работе [4] были приведены данные, указывающие на возможность перевода величины твердости между различными методами измерения с высокой степенью корреляции - порядка 0,9987 и относительным отклонением расчётных результатов от табличных в пределах 1,63 %, что почти в три раза меньше погрешности измерения твердости *HV* стационарными твердомерами [116].

Таблица 3.1 – Твердость и коэрцитивная сила исследуемых сталей

Марка стали	Термическая обработка	<i>HRC</i>	<i>H_c</i> , А/м	Размеры образцов , мм
09Г2С	Н (930 °С)+ЗВ	40,9	2470,0	58,5×26,0×3,7
	Н (930 °С)+ЗВ + О (200 °С)	43,2	2205,0	
	Н (930 °С)+ЗВ + О (350 °С)	41,3	1380,0	
	Н (930 °С)+ЗВ + О (500 °С)	32,0	780,0	
	Н (930 °С)+ЗВ + О (650 °С)	24,1	668,3	
Ст3	Н (930 °С)+ЗВ	30,3	1695,0	59,0×29,0×3,8
	Н (930 °С)+ЗВ + О (200 °С)	28,0	1520,0	
	Н (930 °С)+ЗВ + О (350 °С)	25,5	905,0	
	Н (930 °С)+ЗВ + О (500 °С)	21,0	615,0	
	Н (930 °С)+ЗВ + О (650 °С)	18,3	463,3	
15ХСНД	Н (930 °С)+ЗВ	36,5	2470,0	59,0×28,0×7,5
	Н (930 °С)+ЗВ + О (200 °С)	39,0	2205,0	
	Н (930 °С)+ЗВ + О (350 °С)	39,6	1380,0	
	Н (930 °С)+ЗВ + О (500 °С)	31,4	780,0	
	Н (930 °С)+ЗВ + О (650 °С)	24,8	668,3	
15ХСНД	О (200 °С)	39,2	1940,0	80,0×81,0×12,0
	О (300 °С)	38,3	1190,0	
	О (400 °С)	34,1	1080,0	
	О (500 °С)	22,2	740,0	

Продолжение таблицы 3.1

	О (550 °С)	21,0	660,0	
	О (600 °С)	16,4	630,0	
	О (700 °С)	13,1	627,5	
ЭИ961	О (200 °С)	42,0	3930,0	80,0×80,0×10,0
	О (300 °С)	38,0	4230,0	
	О (400 °С)	40,0	4115,0	
	О (500 °С)	32,0	3705,0	
	О (600 °С)	27,0	1480,0	
45Х	Н (930 °С)+ 3В + О (200 °С)	52,2	3230,0	62,0×62,0×5,0
	Н (930 °С)+ 3В + О (300 °С)	48,5	1468,0	
	Н (930 °С)+ 3В + О (400 °С)	45,2	1350,0	
	Н (930 °С)+ 3В + О (500 °С)	37,0	1079,0	
	Н (930 °С)+ 3В + О (550 °С)	35,7	1196,0	
	Н (930 °С)+ 3В + О (600 °С)	32,4	1375,3	
	Н (930 °С)+ 3В + О (650 °С)	27,2	1381,2	
	Н (930 °С)+ 3В + О (700 °С)	22,2	1162,2	
	Н (930 °С)+ 3В + О (750 °С)	18,0	1211,4	
	Н (930 °С)+ 3В + О (800 °С)	24,4	1807,4	
10ХСНДА	Н (970 °С)+ 3В + О (400 °С)	36,7	830,0	81,0×81,0×11,0
	Н (970 °С)+ 3В + О (500 °С)	30,3	705,0	
	Н (970 °С)+ 3В + О (600 °С)	32,5	590,0	
	Н (970 °С)+ 3В + О (700 °С)	19,3	475,0	
	Н (970 °С)+ 3В + О (800 °С)	22,2	625,0	
КО (HR)		27,3	1290,5	60,0×40,0×10,0
		62,3	2974,9	
		60,8	2884,3	
		44,26	977,5	
Н – нагрев; 3В – закалка в воде; О – отпуск				

Петли магнитного гистерезиса исследуемых образцов полученные при помощи магнитного структуроскопа DIUS-1.15M представлены на рисунке 3.1. Частные петли магнитного гистерезиса получены при максимальном напряжении на выходе ЦАП равном 170 мВ, предельные при напряжении в 50 мВ.

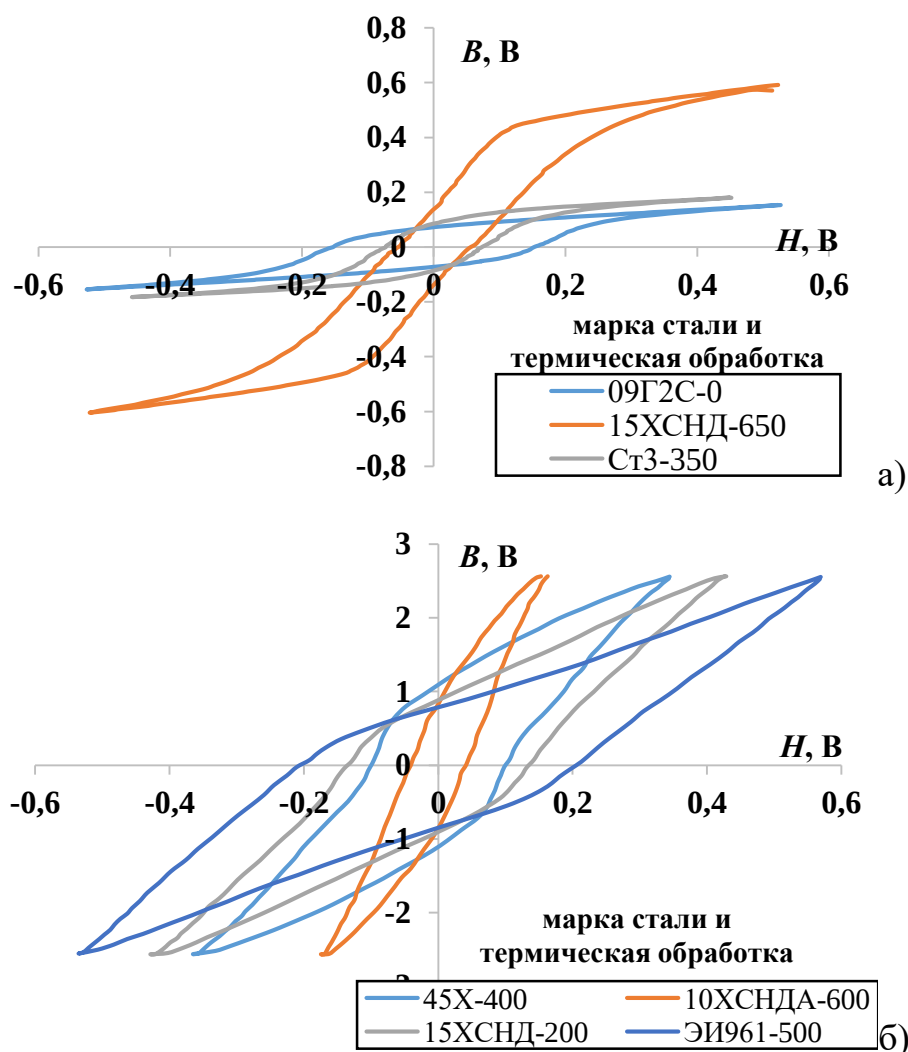


Рисунок 3.1 – Петли магнитного гистерезиса: а) предельные; б) частные

На рисунке 3.1а представлены предельные петли магнитного гистерезиса для стали 09Г2С, 15ХСНД, Ст3 получены при помощи магнитного структуроскопа DIUS-1.15M в замкнутой магнитной цепи. Частные петли магнитного гистерезиса (рисунок 3.1б) также получены при помощи магнитного структуроскопа DIUS-1.15M. Наличие как частных, так и предельных петель при измерениях связано с отличием в геометрических параметрах исследуемых образцов. Подобный эффект при измерении коэрцитивной силы описан в работе [135]. Физическая причина данного явления лежит в «растекании» магнитного потока по сечению образца [136]. Для нивелирования этого эффекта необходимо производить расчёты, направленные на определение оптимальных размеров электромагнита, применяемого для намагничивания [137].

Связь магнитных и механических свойств стали возможно объяснить с точки зрения структурно-фазового состава и конкретно свойств каждой ее составляющей. На рисунке 3.2 и 3.3 представлены зависимости коэрцитивной силы от твердости исследуемых сталей.

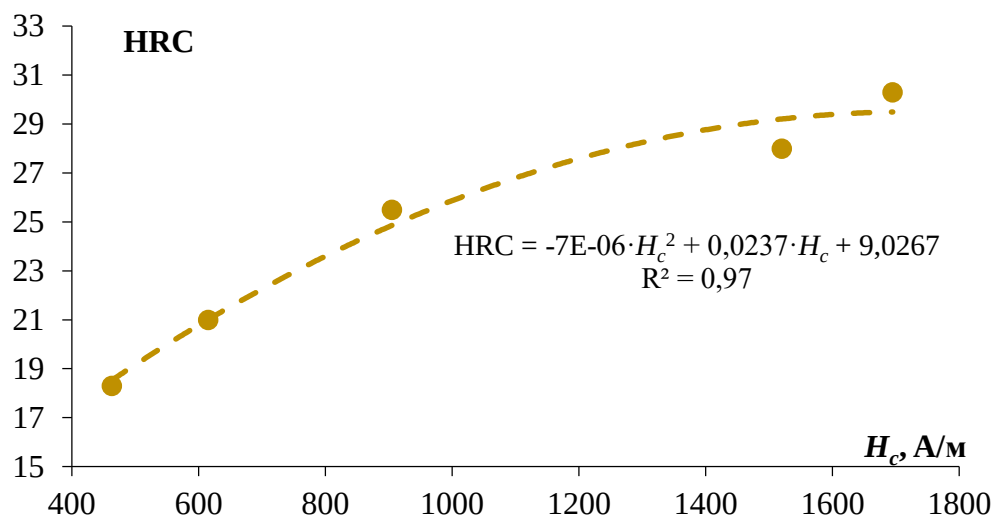


Рисунок 3.2 – Зависимость коэрцитивной силы от твердости для стали Ст3

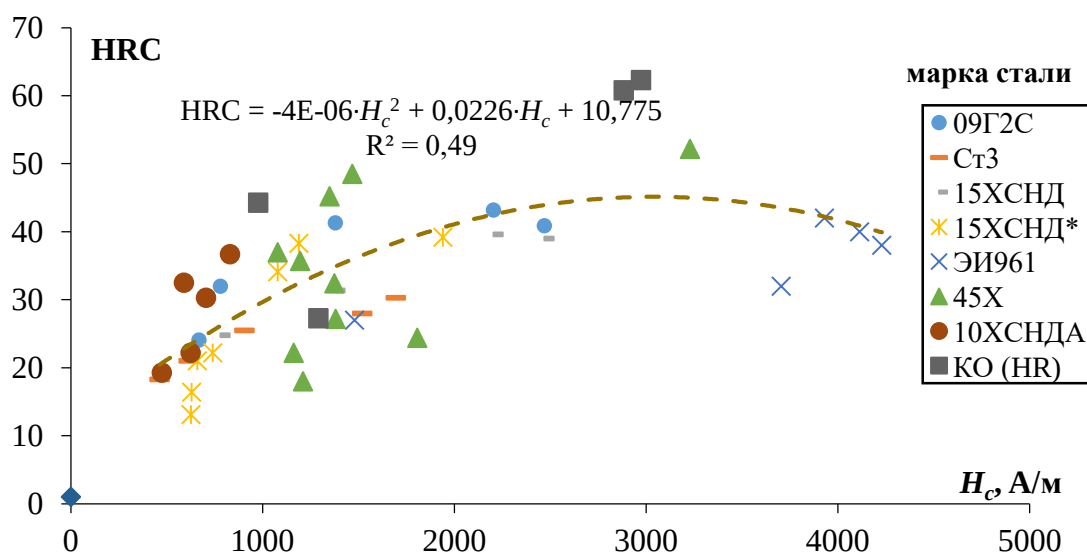
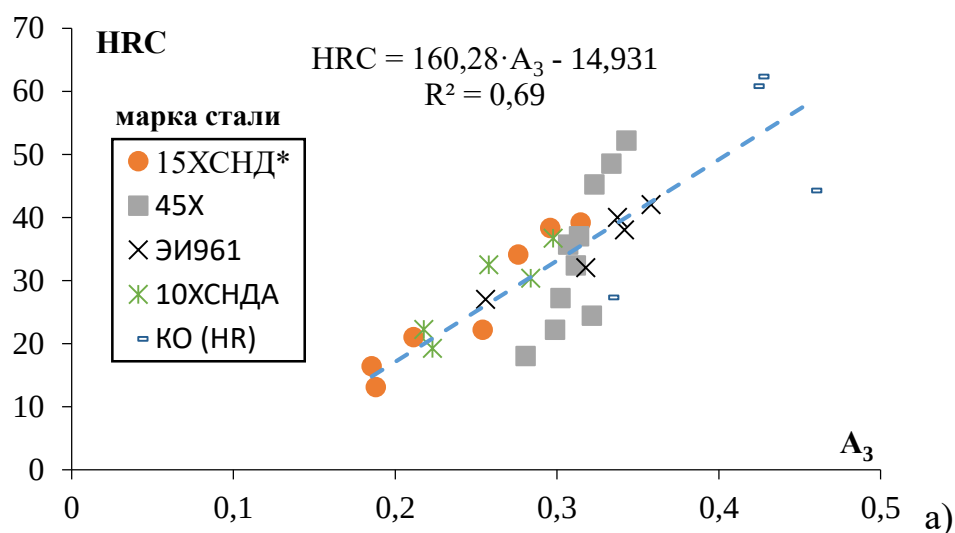


Рисунок 3.3 – Связь коэрцитивной силы и твердости для различных групп стали

Как видно из рисунков 3.2 и 3.3 для отдельных марок стали зависимости могут описываться достаточно простыми функциями, но при рассмотрении всей совокупности полученных данных однозначной взаимосвязи между коэрцитивной силой и твердостью различных сталей не наблюдается. Отдельные установленные зависимости формируют вместе рассеянное поле данных, которое достаточно сложно использовать для дальнейшего анализа.

Неоднозначность в поведении рассматриваемых характеристик стали в рамках нескольких различных марок, наталкивают на необходимость применения других подходов. Так например в работе [112] указывается на возможность использования амплитуды и фазы третьей гармоники ЭДС, возникающей при электромагнитном воздействии, для контроля твердости термообработанных деталей из стали 40ХН. Отмечается, что амплитуда третьей гармоники имеет линейную зависимость от твердости контролируемых деталей, в отличие от фазы которая имеет экстремум и поэтому использование ее в качестве информативного параметра несколько затруднительно. Однако стоит отметить, что в указанной работе рассматривались результаты, полученные на образцах, стали 40ХН с температурой отпуска 450, 500, 550, 600, 650, 700 °С, что соответствует среднему и высокому отпуску.

Именно по этой причине было произведено сравнение амплитуд спектральных составляющих с твердостью исследуемых материалов. В результате чего было установлено, что как и в работе [112] амплитуда третьей гармоники, однако полученной при анализе петли магнитного гистерезиса, обладает наибольшей корреляцией с твердостью (рисунок 3.4).



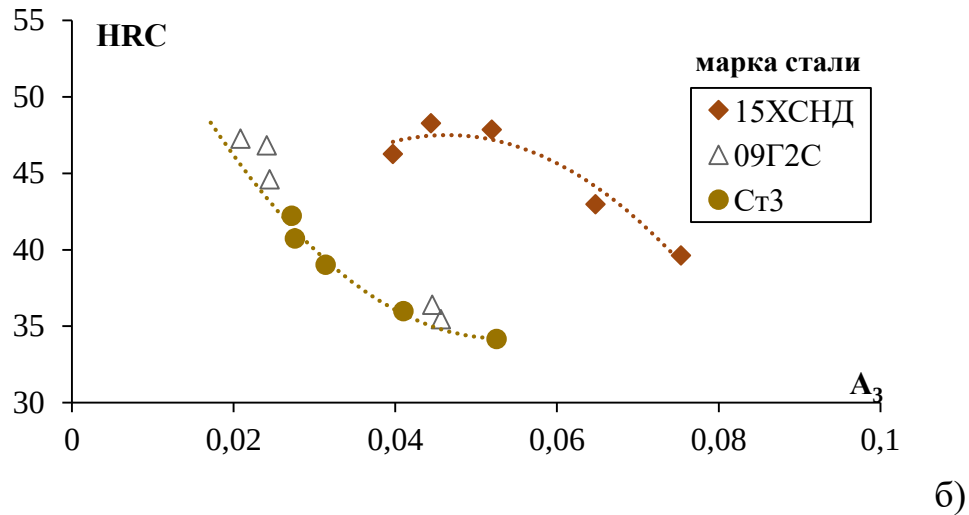


Рисунок 3.4. Связь амплитуды третьей гармоники и твердости для исследуемых марок стали: а) данные полученные по частным петлям магнитного гистерезиса; б) данные полученные по предельным петлям магнитного гистерезиса

Полученные результаты, представленные на рисунке 3.4 показывают, что происходит уменьшение разброса данных, по твердости и амплитуде до 2 раз. Конечно, уровень корреляции параметров в таком массиве все еще остается недостаточно удовлетворительным, $R^2=0,69$, однако здесь мы наблюдаем тенденцию к формированию единой однозначной закономерности для большого количества марок сталей, описывающейся в отличие от коэрцитивной силы не полиномиальной функцией, а линейной. Стандартная ошибка нахождения твердости по найденной функции составляет $\pm 7,62$ единицы.

Заменяя один параметр другим, вряд ли можно получить универсальную зависимость для большой группы сталей, твердость которых зависит от большого числа факторов (химический, фазовый и структурный состав и др.). То есть вполне ожидаемо что, используя одновременно несколько различных магнитных параметров, достоверность определения твердости возрастет. В этом отношении спектральное разложение петли магнитного гистерезиса мы считаем выигрышным. Этот спектр содержит в себе информацию о всех точках петли, а не отдельных величинах, пусть и имеющих четкий физический смысл (H_c , H_r и др.). Если использовать амплитуды гармоник в качестве осей координат некоторого

пространства признаков [138], то каждая петля гистерезиса (а вместе с ней и образец) будет представляться точкой (рисунок 3.5). Заметим также что амплитуды гармоник Фурье-преобразования имеют единую размерность, поэтому такое пространство признаков будет однородным [138].

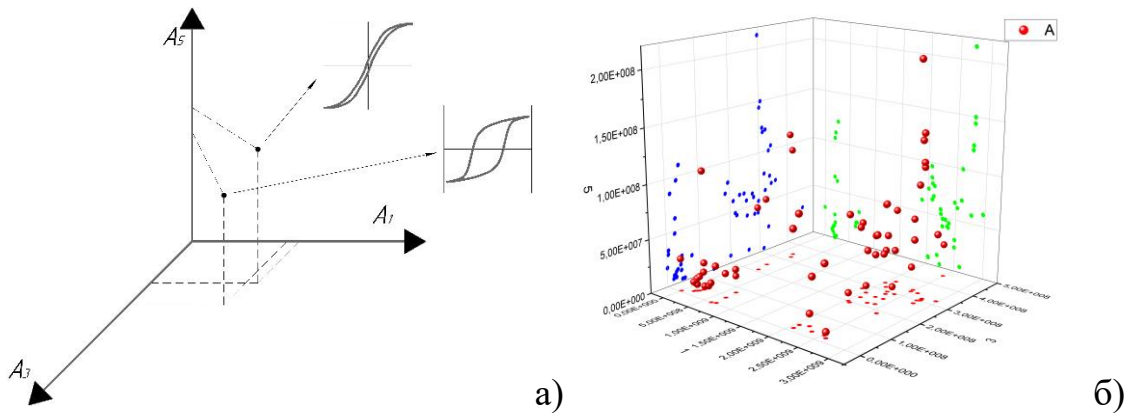


Рисунок 3.5 – Представление гармонических составляющих в пространстве признаков: а) схематическое представление; б) экспериментальные данные полученные при разложении петель магнитного гистерезиса исследуемых образцов

Согласно «гипотезе компактности» [138] точки в пространстве признаков, относящиеся к одному состоянию группируются в одной области. Поэтому можно предположить, что образцы одинаковой твердости в этом пространстве признаков будут иметь свою область локализации, с другим значением твердости – другую область. Тогда определение твердости стали по спектру Фурье-разложения ее петли магнитного гистерезиса становится задачей разделения диагнозов в пространстве признаков [138, стр. 46]. Однако здесь может возникнуть ложное представление о существовании абсолютной корреляции между петлями магнитного гистерезиса (или спектром ее Фурье-разложения) и твердостью. Твердость и петля магнитного гистерезиса являются параметрами, определяемыми состоянием материала, но не определяют его. Оно задается составом и строением материала (рисунок 3.6). То есть прямой опосредованной взаимосвязи между величиной твердости и гармоническими составляющими нет. Из-за влияния состояния материала на все физико-механические свойства, возникает косвенная взаимосвязь

между различными параметрами. В конечном итоге это означает что заданному значению твердости материала будет соответствовать набор гармонических составляющих.

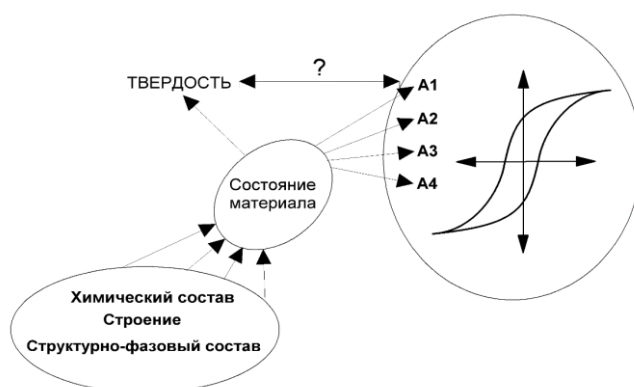


Рисунок 3.6 – Иллюстрация причинно-следственной связи, возникающей между величиной гармонических составляющих и твердостью материала

Гармонические составляющие характерные для материала формируют пространство признаков, положение точек в котором определяет величину твердости. Для сгруппированных областей возможно выполнить поиск контрольных критериев наиболее чувствительных к твердости материала. Подобный подход может быть реализован, например, при применении метода группового учёта аргументов [139, 140], который позволяет найти оптимальный комплексный параметр, корреляция которого с рассматриваемым параметром будет наиболее оптимальной за наименьшее количество действий.

Для поиска комплексного параметра в данной работе использовался схожий подход, однако основанный на анализе влияния отдельных гармонических составляющих для различных значений твердости. В результате был предложен параметр P_1 (формула 30), корреляция которого с рассматриваемой величиной (твердостью) должна быть выше по сравнению с отдельными гармоническими составляющими.

$$P_1 = \sqrt{\frac{A_1^2}{(A_3^2 + A_5^2)}} \quad (30)$$

Где A – значения нечетных амплитудных составляющих.

Сопоставив величину комплексного параметра P_1 и твердость для всех рассматриваемых марок стали при различной вариации структурно-фазового состава, была получена зависимость, удовлетворительно описываемая степенной функцией в рассматриваемом диапазоне для исследуемых величин (рисунок 3.7). Коэффициент коллкции составил $R^2=0,71-0,72$, что выше чем у отдельных гармонических составляющих $R^2=0,69$ и коэрцитивной силы $R^2=0,49$. Стандартная ошибка нахождения твердости материала по найденным зависимостям: для частных петель $\pm 6,77$; для предельных петель $\pm 3,51$.

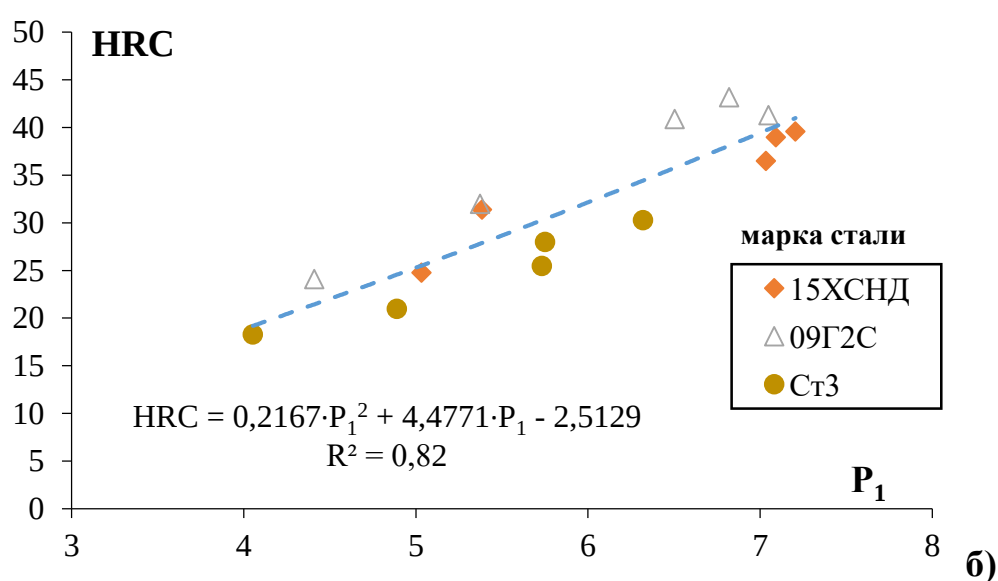
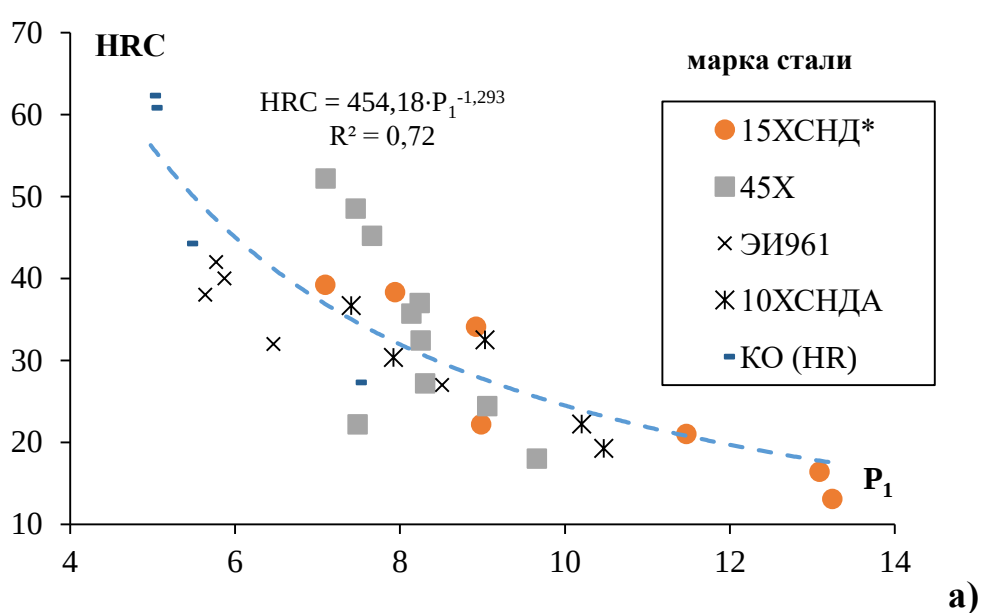


Рисунок 3.7 – Изменение величины комплексного параметра в зависимости от изменения твердости материала: а) для образцов с частной теплей магнитного

гистерезиса; б) для образцов с предельной петлей магнитного гистерезиса

Так как стали, участвующие в лабораторных экспериментах относятся к разным группам, то полученные результаты можно разделить согласно данных групп. Так из общей закономерности были исключены стали 45X и ЭИ961, в результате чего коэффициент детерминации регрессионного уравнения на рисунке 3.7а увеличился до $R^2=0,89$ (рисунок 3.8), при этом стандартная ошибка нахождения твердости материала по найденной зависимости уменьшилась до $\pm 5,85$.

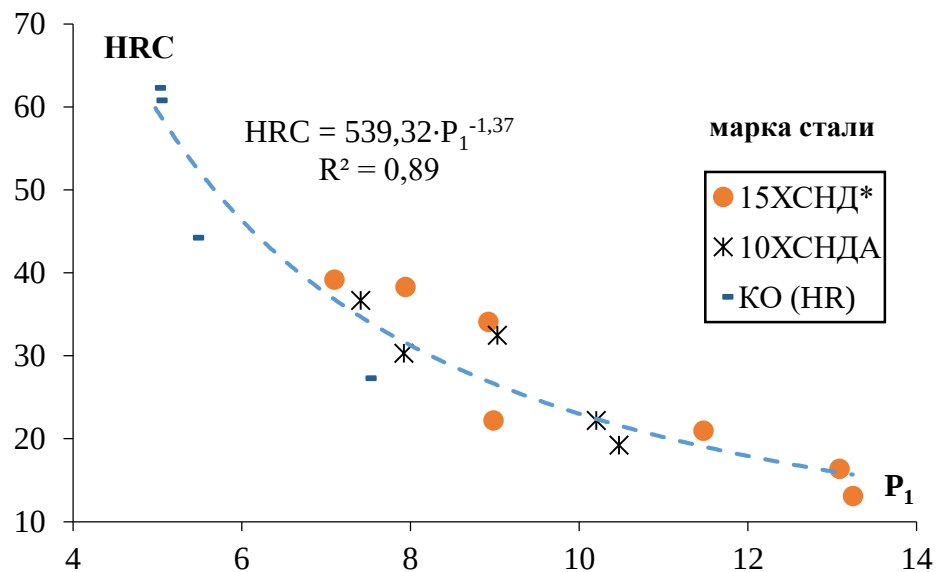


Рисунок 3.8 – Изменение величины комплексного параметра в зависимости от изменения твердости конструкционных сталей 15XCHD и 10XCHD, а также контрольных образцов твердости

Рассмотрим данные для сталей 45X и ЭИ961 (рисунок 3.9). Из рисунка 3.9 (а) видно, что коэффициент детерминации для зависимости комплексного параметра и твердости стали 45X описываемой степенной функцией составляет 0,94, в то время как для зависимости H_c и твердости, описываемой полиномиальным уравнением третьего порядка 0,87. Сложность зависимости $H_c(HRC)$ не позволяет осуществить определение твердости материала в рассматриваемом диапазоне, в виду возрастания неопределенности результатов. Если сравнивать подобные зависимости для стали ЭИ961, то можно заметить, что коэффициент детерминации

между ними отличается менее чем на 1 %.

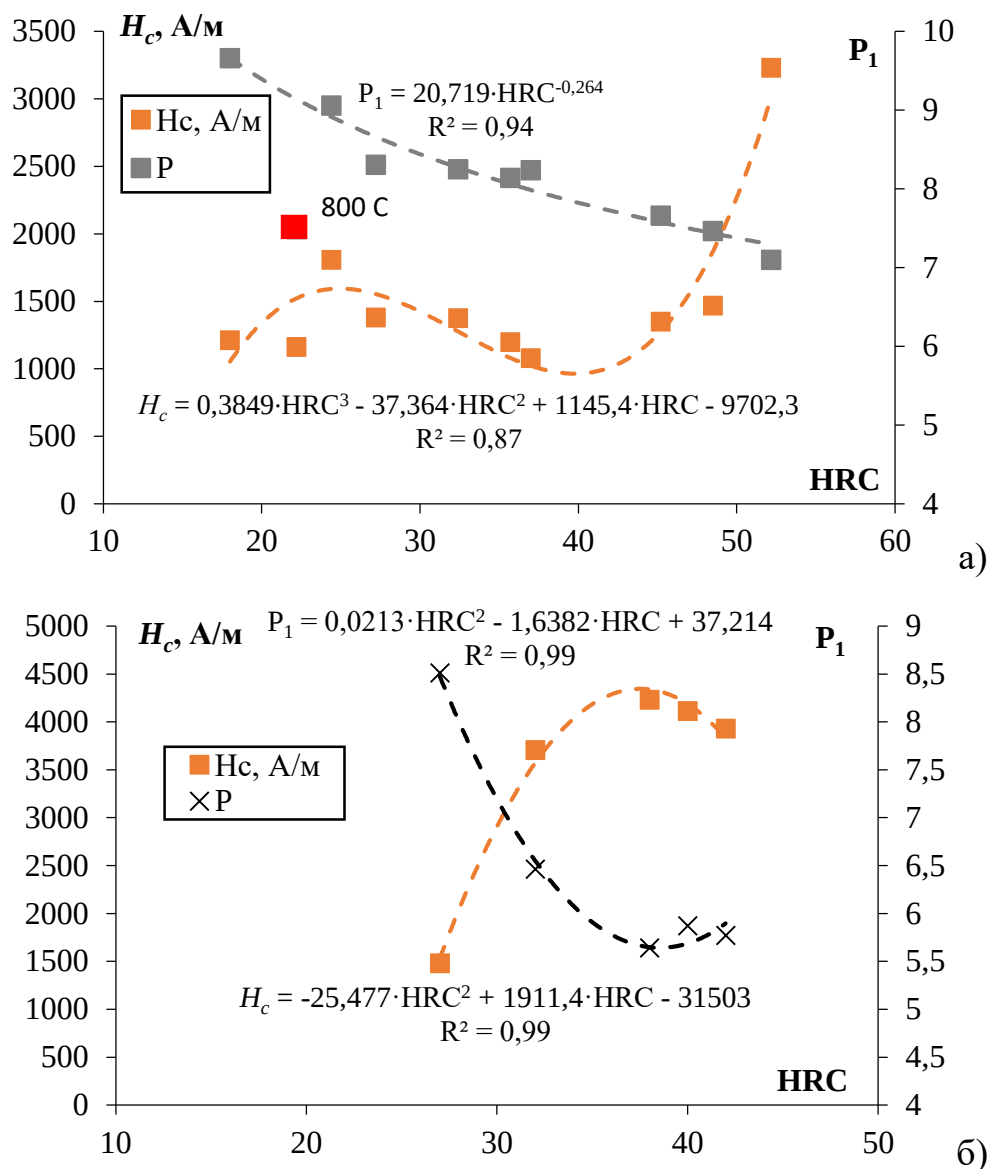


Рисунок 3.9 – Изменение величины комплексного параметра и коэрцитивной силы в зависимости от изменения твердости материала для образцов из стали:

а) 45X; б) ЭИ961

При использовании найденного комплексного наблюдается наличие удовлетворительной регрессионной зависимости. Корреляция комплексного параметра с твердостью материала в рассматриваемых случаях выше чем для коэрцитивной силы и отдельных гармонических составляющих. Коэффициент детерминации такой функции $R^2=0,72$ для широкой группы сталей и 0,99 для отдельных сталей. Стандартная ошибка нахождения твердости материала по

найденным зависимостям: для комплексного параметра, полученного по частным петлям $\pm 6,77$; для комплексного параметра, полученного по предельным петлям $\pm 3,51$. Различие в ходе зависимости при рассмотрении всех полученных данных скорее всего связано: для частных петлей – с усечением части полезного информационного сигнала; для предельных петлей магнитного гистерезиса – с влиянием способа измерения и параметров измерительной системы. Однако данный факт не должен отменять положительной стороны применения найденного параметра в качестве критерия контроля, однако для его использования необходимо соблюдать некоторые условия.

Полученные данные показывают наличие сложной с точки зрения дифференциации связи между твердостью материала и гармоническими составляющими, полученными при анализе петли магнитного гистерезиса.

В качестве контрольного эксперимента, на сварном стыковом соединении листового проката конструкционной стали 09Г2С толщиной 10 мм. (рисунок 3.10), был проведен замер твердости стандартным методом при помощи ультразвукового твердомера Константа ТУ, основная погрешность измерений твердости по Роквеллу (HRC) у которого составляет ± 1 . Величина твердости определялось по результатам 10 измерений. Полученные результаты были сопоставлены с результатами, полученными при помощи комплексного параметра (рисунок 3.11).

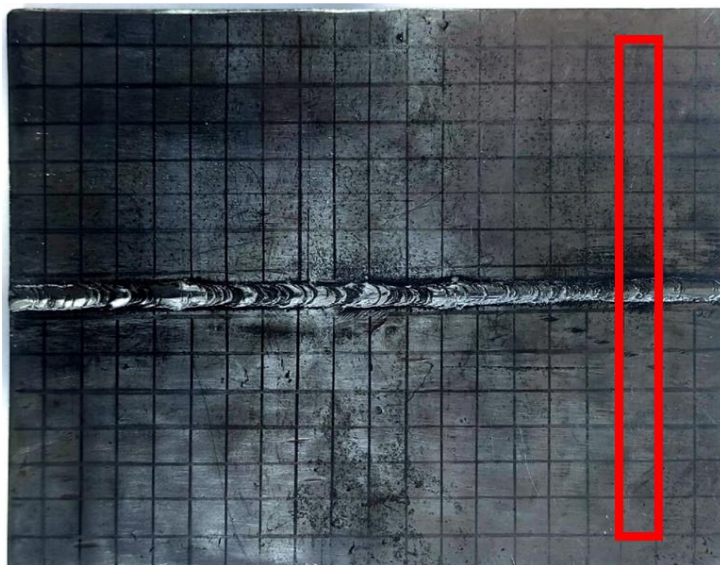


Рисунок 3.10 – Границы области измерения твердости по стыковому сварному соединению

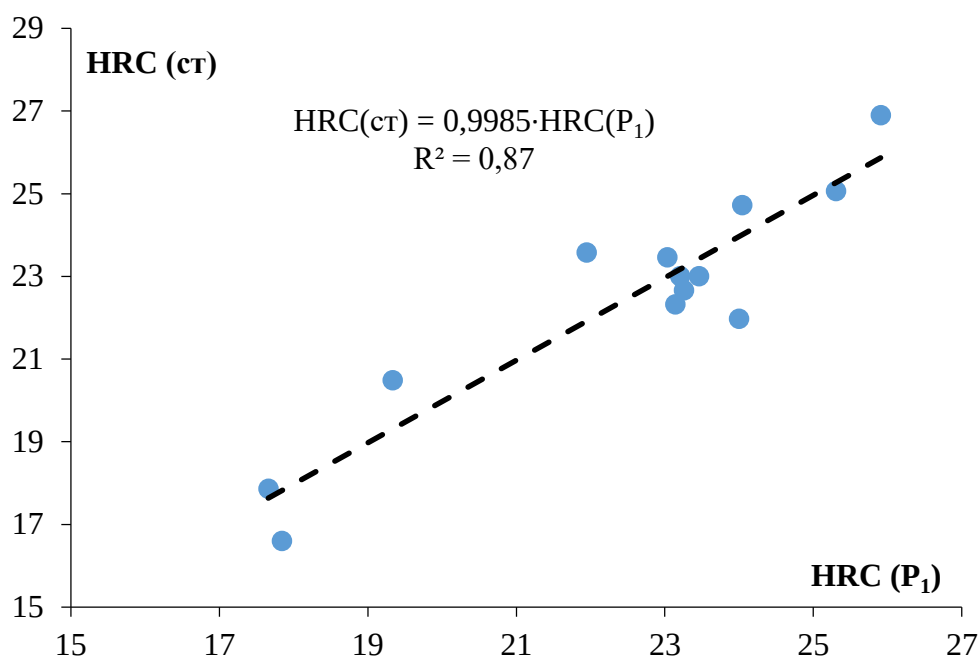


Рисунок 3.11 – Зависимость величины твердости материала сварного стыкового соединения полученной при стандартных измерениях и величины твердости, полученной при использовании описываемой методики

Полученная зависимость описывается линейным регрессионным уравнением, при этом угловой коэффициент обнаруженной функции близок к единице, а квадрат коэффициента детерминации составляет 0,87. Данные параметры позволяют говорить об относительной удовлетворительности полученных данных и возможности применения описываемой методики для определения твердости материала. Полученные результаты показывают, что отклонение полученных величин твердости полученных по комплексному параметру от измеренных на портативном многофункциональном твердомере Константа КТ составляет $\pm 3,7\%$.

3.2 Влияние способа измерения на гармонические составляющие и комплексный параметр

Способ измерения существенным образом сказывается на форме петли магнитного гистерезиса [141]. На примере данных, полученных на образцах стали

09Г2С и Ст3, произведем оценку изменения комплексного параметра в зависимости от метода получения петли магнитного гистерезиса.

Для снятия петель магнитного гистерезиса в открыто магнитной цепи использовалась лабораторная установка, представленная на рисунке 3.12.

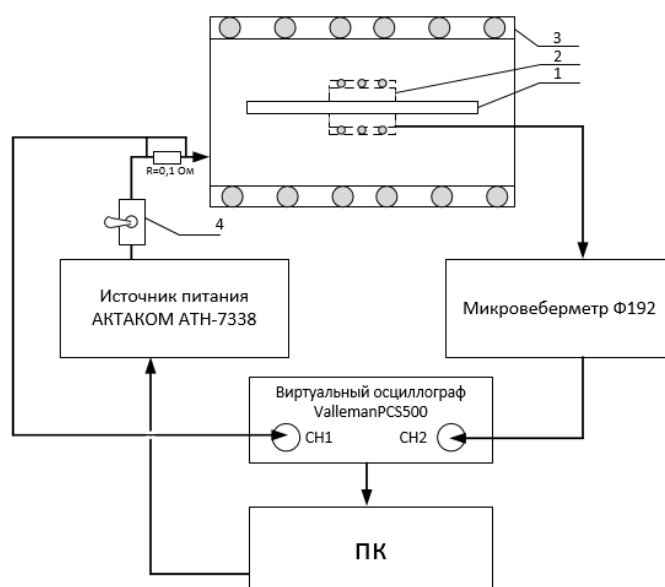


Рисунок 3.12 – Принципиальная схема установки для снятия кривой перемагничивания: 1 – экспериментальный образец, 2- измерительная катушка, 3 – катушка намагничивания, 4 – переключатель полярности.

Поле, намагничивающее ферромагнетик, в установке, изображенной на рисунке 3.12, создается катушкой намагничивания при подаче напряжения от управляемого источника питания АКТАКОМ АТН-7338. Управление источником производится через специализированное программное обеспечение, установленное на персональный компьютер, имеющее редактор напряжения с возможностью задания функции изменения напряжения во времени. Напряжение, подаваемое на намагничивающую катушку, имело форму треугольника, максимальное значение равнялось $U_{\max} = 30\text{В}$. Сигнал с намагничивающей катушки фиксировался на 1 канале виртуального осциллографа Velleman. Величина, поступающего на 1 канал сигнала, пропорциональна величине создаваемого намагничивающей катушкой магнитного поля. Переключатель полярности в данной схеме предназначен для

намагничивания образца в двух противоположных направлениях. При помощи микровеберметра Ф192 регистрировалось изменение магнитной индукции в измерительной катушке. На микровеберметре путем переключения значения шкалы подбиралась оптимальная чувствительность. Сигнал, генерируемый на микровеберметре, поступал на второй канал осциллографа.

Перевод величины напряжения, поступающего на каналы осциллографа, производился следующим образом. Для напряженности магнитного поля:

$$H = \frac{U}{R} * 7777 \quad (31)$$

Где H – напряженность магнитного поля (А/м);

R – сопротивление шунта при подключении источника питания к катушке намагничивания ($R_{ш} = 0,1$ Ом);

U – напряжение, регистрируемое виртуальным осциллографом (В).

Для магнитной индукции ферромагнетика:

$$B = \frac{U}{10} * \frac{D}{NS} \quad (32)$$

Где, D – диапазон измерений микровеберметра (Вб);

$U/10$ – доля измеряемого напряжения от диапазона измерений;

N – число витков в измерительной катушке (шт);

S – площадь сечения образца (m^2).

Влиянием зазора между измерительной катушкой и образцом, на фиксируемые величины можно пренебречь, что возможно сделать зная, что основной магнитный поток будет сосредоточен внутри образца.

Для учета влияния формы образца на получаемые результаты необходимо учесть размагничивающий фактор [141]. Напряженность магнитного поля внутри исследуемого ферромагнетика H_i определяется напряжённостью внешнего поля H намагничивающих катушек и размагничивающим полем образца H_p

$$H_i = H - H_p = H - NM \quad (33)$$

где N - размагничивающий фактор формы ферромагнитного образца,

M - намагниченность ферромагнетика (как правило) в его центре.

Петли магнитного гистерезиса полученные на лабораторной установке представлены на рисунке 3.13.

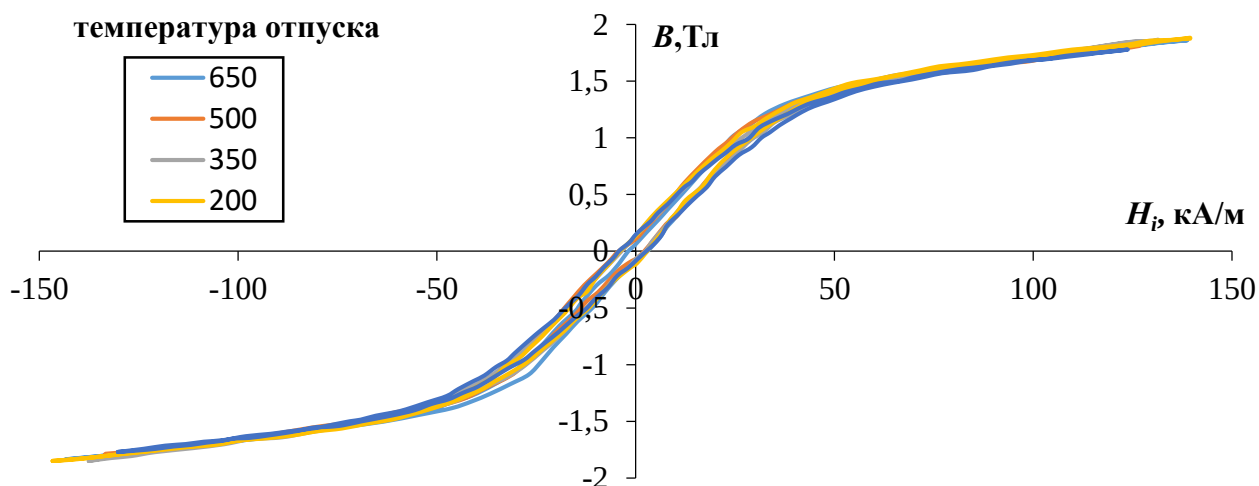


Рисунок 3.13 – Петли магнитного гистерезиса, полученные в открытой магнитной цепи с учетом влияния размагничивающего фактора формы для образцов, изготовленных из стали 09Г2С с различной термообработкой.

Подвергнув полученные петли магнитного гистерезиса описанной выше обработке, был получен комплексный параметр, используемый для определения величины твердости материала. На рисунке 3.14 показано различие в зависимостях $HRC(P)$ при анализе данных полученных с лабораторной установки в открытой магнитной цепи и полученных на магнитном структуроскопе АПС DIUS 1.15.

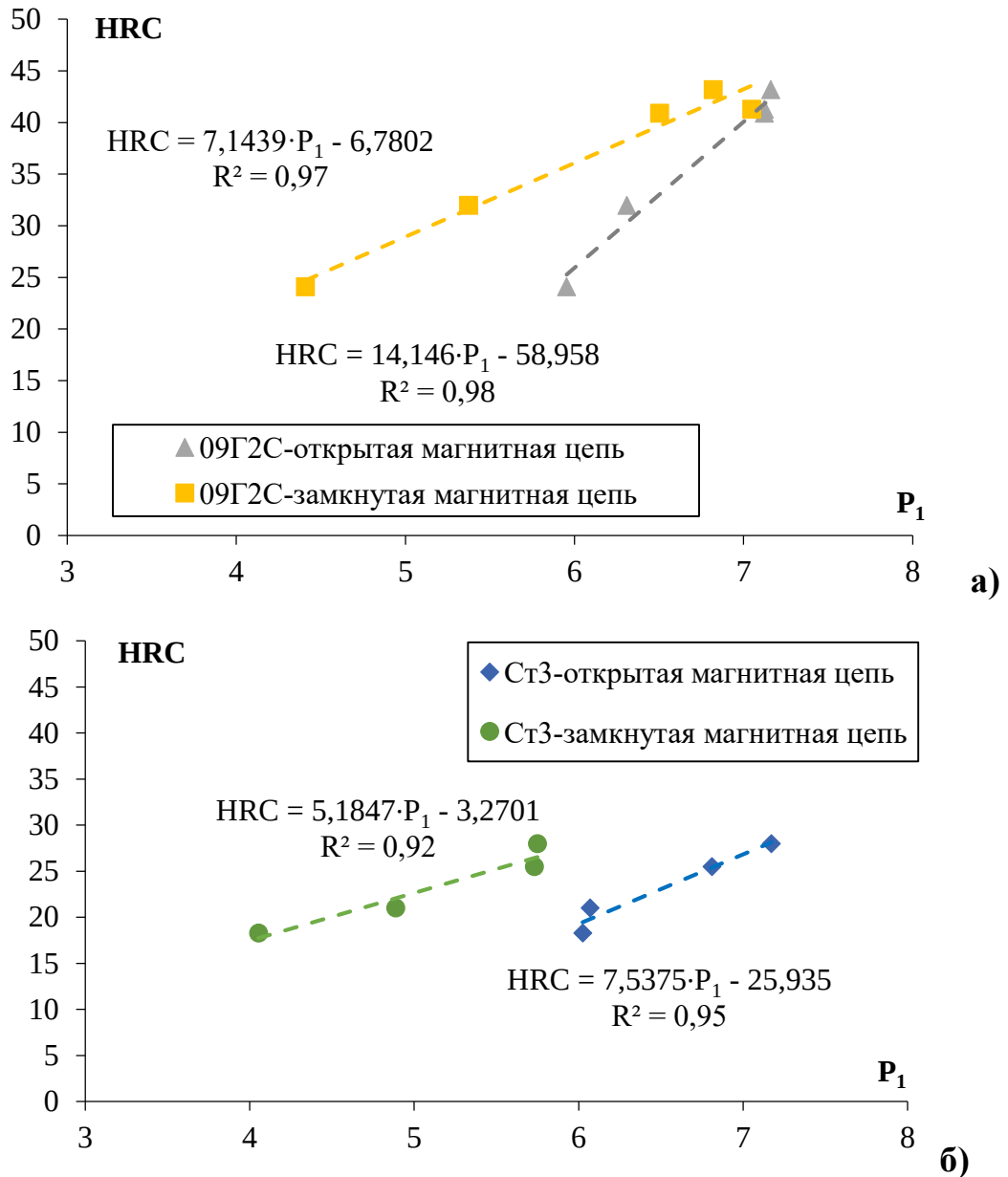


Рисунок 3.14 – Зависимость твердости материала от комплексного параметра P полученного для различных способов измерения петли магнитного гистерезиса: а) 09Г2С; б) Ст3

Как видно из рисунка 3.14, на получаемые результаты оказывает влияние используемое оборудование и способ регистрации петли магнитного гистерезиса. Хотя зависимости и имеют схожий характер изменения в рассматриваемом диапазоне твердости материала, но скорость нарастания одного параметра от другого при различных способах измерения отличается достаточно сильно. Измерения в открытой магнитной цепи приводят к получению петли магнитного

гистерезиса, магнитная индукция в которой достаточно сильно отличается от истинного значения из-за влияния размагничивающего фактора формы. В рассматриваемых случаях это приводит к сужению петли магнитного гистерезиса, что сказывается на гармоническом спектре, и как следствие на комплексном параметре.

Произведём сравнение полученных зависимостей по данным регрессионного и дисперсионного анализа. Достоверность двух найденных моделей (корреляционных зависимостей, полученных в открытой и замкнутой магнитной цепи) отличаются друг от друга на 2,65% со значимостью существенно меньшей чем пороговое значение 0,05. При этом возрастание величины твердости относительно увеличения величины комплексного параметра в рассматриваемых случаях различна примерно в 2 раза. Стандартная ошибка в рассматриваемых моделях отличается на 1%.

3.3 Анализ изменения комплексного параметра, физико-механических свойств и структуры стали 09Г2С

Рассмотрим более подробно зависимости комплексного параметра P_1 и коэрцитивной силы от величины твердости. Рассмотрение проведем на примере широко распространённой на производстве конструкционной стали 09Г2С (рисунок 3.15).

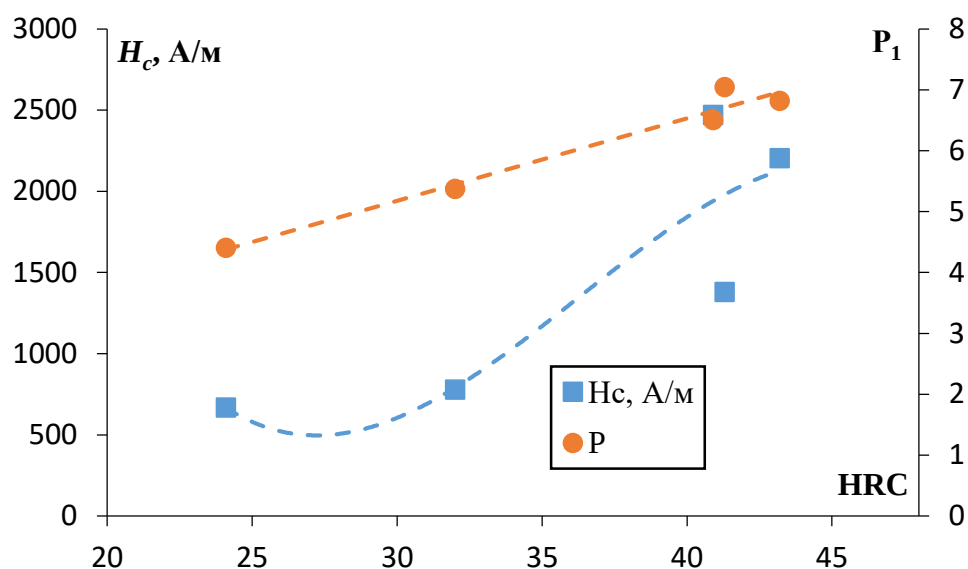


Рисунок 3.15 – Связь комплексного параметра P , коэрцитивной силы и величины твердости для образцов, изготовленных из стали 09Г2С

Из рисунка 3.15 видно, что комплексный параметр имеет более однозначную корреляционную зависимость с твёрдостью, что может быть объяснено с точки зрения увеличения доли, используемой информативной составляющей, распределённой между различными магнитными характеристиками и, следовательно, между спектральными характеристиками петли. Неоднозначное изменение функциональной зависимости коэрцитивной силы $f(H_c(HRC))$ связано в первую очередь с неоднозначностью происходящих структурно-фазовых превращений.

Для наблюдения данного процесса из исследуемых образцов были изготовлены микрошлифы микроструктура на которых была проявлена при помощи 3%-ого раствора азотной кислоты. Структура изучалась при помощи РЭМ JEOL 6008A и оптического микроскопа Olympus GX53 (рисунок 3.16).

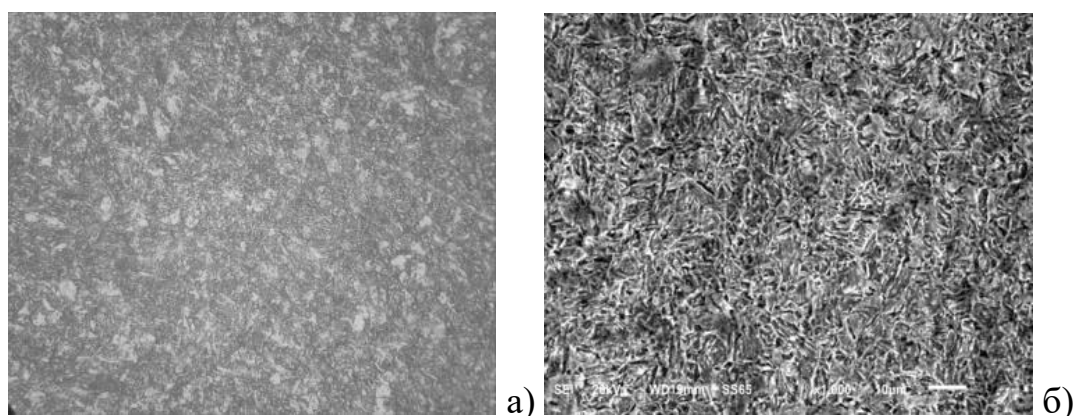


Рисунок 3.16 – Структура образца стали 09Г2С после закалки и отпуска 350 °С при 1000 кратном увеличении: а) ОМ б) РЭМ

Определение химического состава стали проводилось с использованием рентгенофлуоресцентного анализатора X-MET 5100. Результаты анализа представлены в таблице 3.2 в виде усредненного по 10 измерениям процентного соотношения элементов. Приведенные в таблице значения содержания углерода, серы и фосфора были взяты из сертификата качества на материал.

Таблица 3.2 – Процентное содержание химических элементов в стали 09Г2С

Si,%	P,%	Si,%	V,%	Cr,%	Mn,%	Fe,%	Ni,%	Cu,%	Nb,%	Mo,%	W,%	C,%
0,59	0,06	0	0	0,07	1,91	97,84	0,11	0,22	0	0,01	0	0,11

Изображения микроструктуры дополнительно обрабатывались в программном комплексе «SIAMS 700» для получения информации о геометрических размерах зерен и количестве (рисунок 3.17, таблица 3.3).

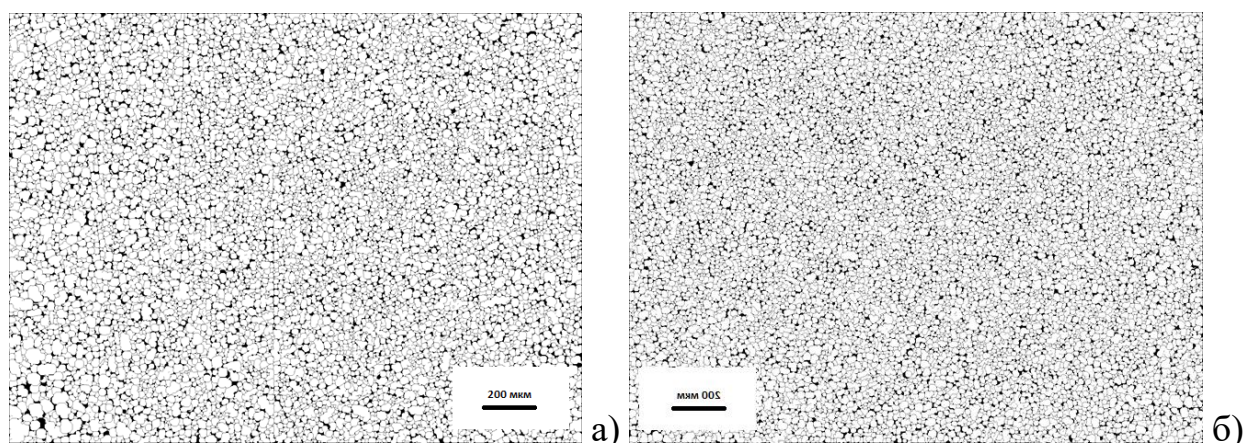


Рисунок 3.17 – Микроструктура образцов стали 09Г2С при различной термообработке после цифровой обработки в программе SIAMS 700:

а) 930 °С, закалка в воду; б) отпуск 650 °С

Таблица 3.3 – Параметры микроструктуры термообработанных образцов изготовленных из стали 09Г2С

Температура обработки, °С	0	200	350	500	650
Число зерен	5349	6131	3082	4891	5395
Среднее величина зерна, мкм	13.61	12.28	18.23	14.16	12.13
Среднее значение площади зерна, мкм ²	92.44	71.66	157.34	103.05	75.04

Из таблицы 3.3 видно, что при повышении температуры отпуска наблюдается уменьшение числа зерен и увеличение их средней величины до температуры в 350 С. Затем происходят фазовые переходы, которые приводят к появлению зерен новых фаз из старой. Их количество увеличивается, но размер уменьшается. При этом величина коэрцитивной силы (рисунок 3.18) изменяется почти монотонно, в то время как комплексный параметр испытывает немонотонные изменения. При характерной температуре 350 °С начала некоторых фазовых превращений, происходит увеличение комплексного параметра.

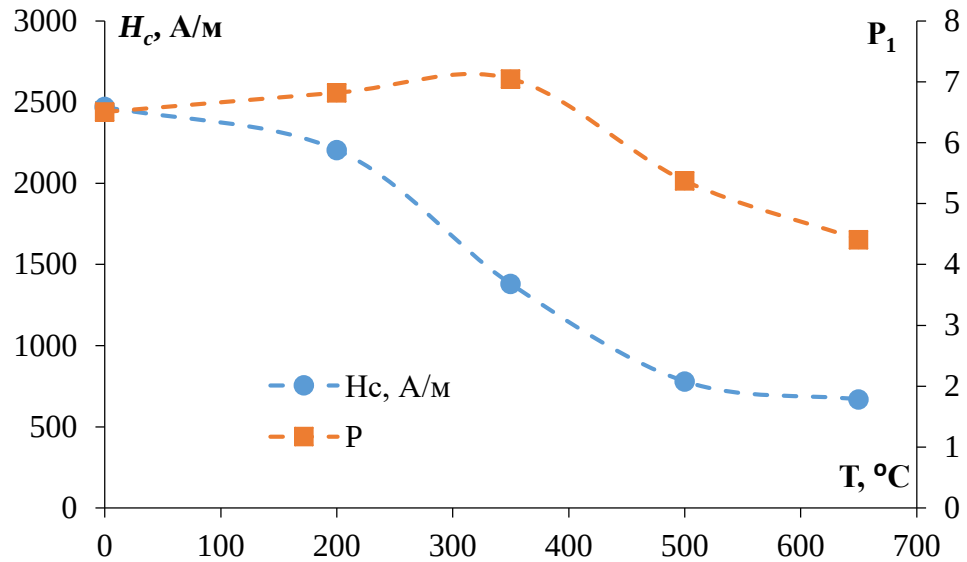


Рисунок 3.18 – Коэрцитивная сила и комплексный параметр образцов стали 09Г2С при различной термической обработке

С целью определения особенности фазовых превращений, микроструктура (рисунок 3.19) исследуемых образцов была проанализирована в программе «SIAMS 800».

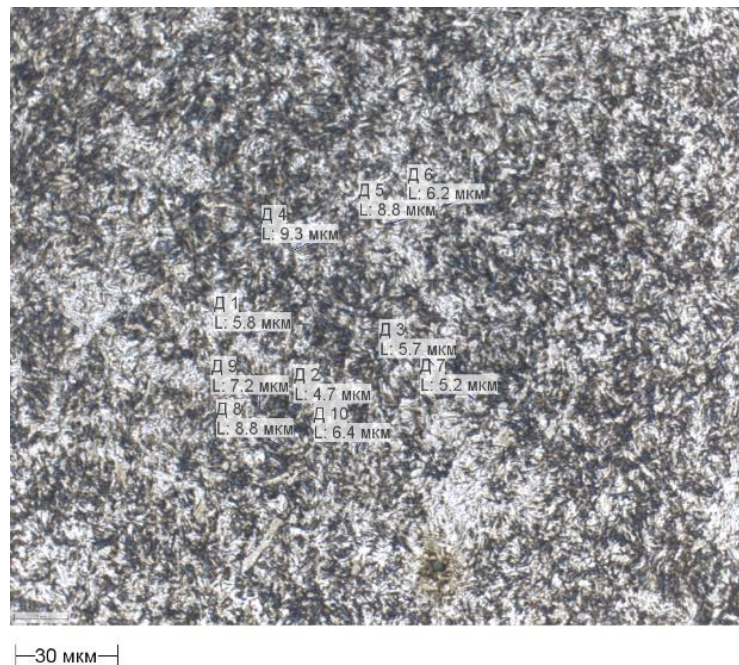


Рисунок 3.19 – Микфотография образца стали 09Г2С при нагреве до 930 °С, закалка в воду анализируемые в программе SIAMS 800

Наблюдаемые на микрофотографиях изменения структуры и фазового состава приводят к немонотонному изменению величины твердости (таблица 3.1) в то время как величина коэрцитивной силы на рассматриваемом диапазоне температур все время спадает. Средний и низкий отпуск для исследуемой стали сопровождается увеличением твердости материала, что, вероятно, связано с уменьшением количества зерен и увеличением их среднего размера [34,142,143]. Это приводит к изменению величины внутренних остаточных напряжений. Происходящие фазовые превращения при дальнейшем повышении температуры, приводят к образованию зерен новых фаз вследствие распада мартенситной структуры на феррит и перлит (рис. 3.20). Количество зерен увеличивается, но их средний размер уменьшается.

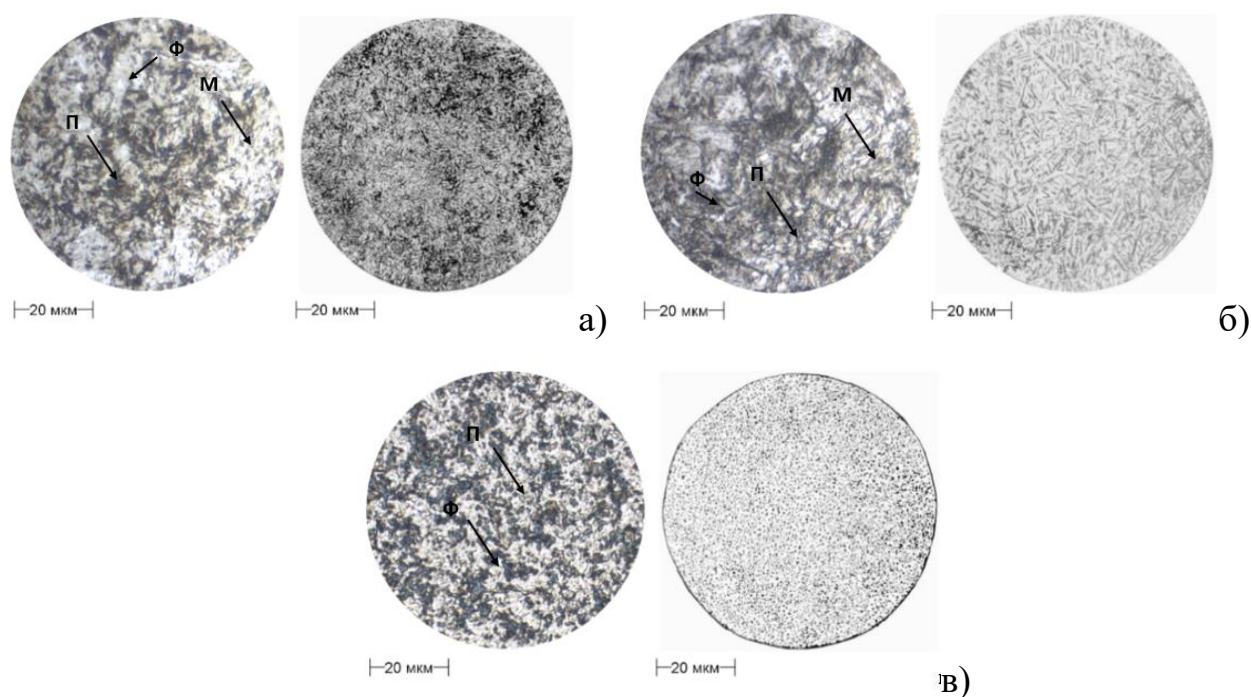


Рисунок 3.20 – Структура образцов, в сравнении с микрофотографиями из атласа микростур, при анализе в программе SIAMS 800:
а) закалка; б) отпуск 200 С; B) отпуск 650 С

В результате анализа микроструктуры стали 09Г2С было обнаружено, что после закалки на образцах наблюдается мартенситная структура с небольшим количеством фаз феррита и перлита. Основной исходной структурой при закалке

является мартенсит, который образуется при нагреве стали до межкритической температуры. Зародыши мартенсита формируются при охлаждении стали из аустенитной фазы на межфазных границах феррита и цементита, а также на границах зерен феррита [144]. При нагреве стали ниже критической температуры, полученный при закалке мартенсит распадается на смесь феррита и цементита. Легирующие элементы, такие как марганец, концентрируются преимущественно в карбидной фазе [144], представленной цементитом.

Мартенсит, полученный при закалке имеет реечное строение, при этом после закалки кристаллы данной фазы имеют толщину порядка 0,2-2 мкм, вытянутые в одном направлении. Расположение реек мартенсита параллельных друг другу с прослойками остаточного аустенита толщиной 10-20 нм в определенной области образует пакет (мартенсит пакетного типа) [145]. В такой структуре когерентность решеток для двух фаз, мартенсита и остаточного аустенита нарушается [147-149], из-за чего фазы имеют высокую плотность дефектов строения [147-151]. Исходя из представлений о формировании коэрцитивной силы и гистерезистных свойств, в целом изложенных в работах [152], и информации полученной при изучении микроструктуры, материал после закалки будет представлять из себя мартенситную матрицу, в которой расположены включения (цементита и феррита). В таком состоянии материал имеет высокую коэрцитивную силу, что связано с наличием большого количества магнито жесткой фазы в качестве которой выступает и мартенсит, и перлит (в состав которого входит цементит), твердость такого материала также имеет высокое значение, о чем свидетельствуют данные представленные в таблице 3.1. При этом комплексный параметр определяемый первичным признаком- петлей магнитного гистерезиса зависит как от остаточной намагниченности рассматриваемого материала, так и от величины коэрцитивной силы.

Низкотемпературный отпуск (200 °С) сопровождается увеличением доли мартенситной фазы, и ростом ее зерна с 2 до 5 (таблица 3.4), в то время как области с ферритной и перлитной фазами практически не изменяются. В процессе отпуска атомы углерода и других примесей, содержащихся в стали, диффундируют из

пересыщенного твердого раствора мартенсита в структурные дефекты кристаллической решетки, такие как дислокации и межзеренные границы. В результате взаимодействия углерода с пограничными слоями, представляющими собой обедненный мартенсит или ферритную фазу, образуются карбидные фазы. Образование областей с пониженным содержанием углерода приводит к снижению общей твердости стали. Образующаяся перлитно-ферритная структура обладает наследственной от мартенсита высокой плотности дефектов кристаллической решетки, что приводит к ее сильному искажению. Это приводит к уменьшению коэрцитивной силы, так как образующийся в составе перлита цементит является «низкокоэрцитивным». Из-за возрастания количества более магнитомягкой фазы происходит увеличение остаточной намагниченности материала. Такие изменения в конечном итоге уменьшают величину комплексного параметра, так как уменьшение коэрцитивной силы приводит к значительному снижению величины амплитуды первой гармоники, а увеличение остаточной намагниченности к увеличению амплитуд третьей и пятой гармоник.

Таблица 3.4 – Параметры структуры термообработанных при низком и среднем отпуске образцов из стали 09Г2С

°С, Закалка в воду					
Параметр	Кол-во измерений: "Длина (Д)"	Минимальное значение	Среднее значение	Максимальное значение	СКО
Длина (Д), мм					
Отпуск 200 °С					
Длина (Д), мм					
Отпуск 350 °С					
Длина (Д), мм					
Закалка		Отпуск 200 °С		Отпуск 350 °С	
Балл	Кол-во полей	Балл	Кол-во полей	Балл	Кол-во полей
Шкала 3 (x1000). Мартенсит		Шкала 3 (x1000). Мартенсит		Шкала 3 (x1000). Мартенсит	

Балл 2		Балл 5		Балл 7	
Шкала 3 (x1000). Мартенсит		Шкала 3 (x1000). Мартенсит		Шкала 3 (x1000). Мартенсит	
Минимальный балл		Минимальный балл		Минимальный балл	
Статистическая медиана		Статистическая медиана		Статистическая медиана	
Максимальный балл		Максимальный балл		Максимальный балл	

При дальнейшем увеличении температуры отпуска до 350 °С происходит дальнейший рост зерна мартенсита до 7 балла, однако вместе с этим возрастает и количество фазы феррита и перлита, в результате распада мартенсита, происходящего при диффузии углерода из мартенситной матрицы в обеднённые области [145-148]. При этом наблюдается уменьшение твердости материала, связанное в большей степени с уменьшением величины внутренних остаточных напряжений (рисунок 3.21), несмотря на рост дефектности кристаллической решетки в результате образования фазы феррита [145, 147, 148, 153] (рисунок 3.21). Коэрцитивная сила из-за этих процессов снижается, однако комплексный параметр возрастает, что по всей видимости связано с неоднозначным влиянием дефектов кристаллической решетки на величину намагниченности.

Величина внутренних остаточных напряжений и плотность дислокаций в исследуемых материалах определялась согласно стандартному алгоритму [151, 152], путем сравнения рентгеновских дифрактограмм, полученных на рентгеновском дифрактометре ДРОН-7.

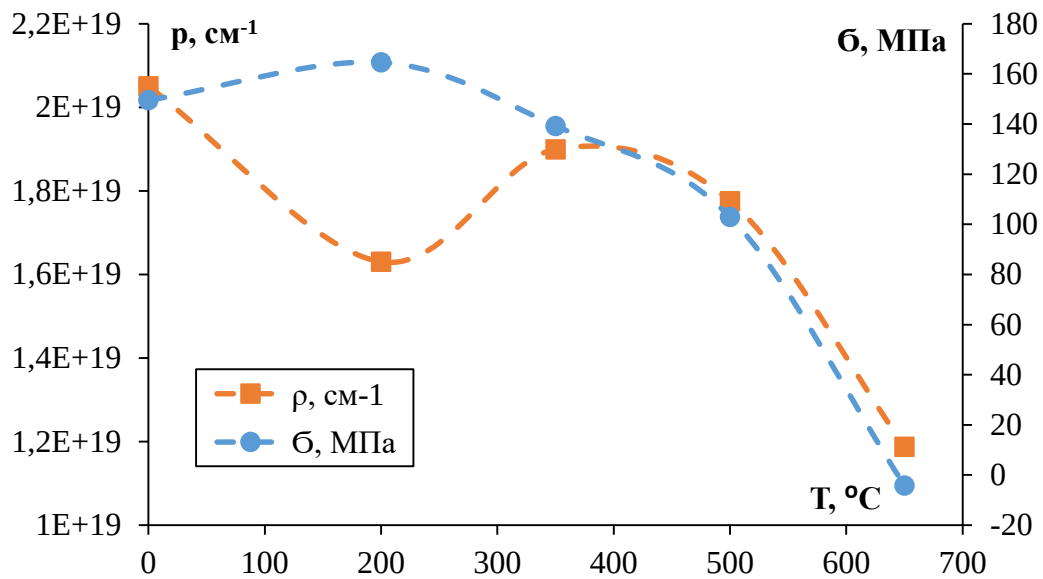


Рисунок 3.21 – Зависимость величины внутренних остаточных напряжений и плотности дислокаций от температуры отпуска для образцов стали 09Г2С

Кристаллическая решетка цементита в составе перлита после перехода в равновесное состояние становится “высококоэрцитивным” состоянием. Однако уменьшение количества мартенсита и увеличение бедных фаз (как мартенсита, так и феррита) приводят к снижению общей твердости и коэрцитивной силы. Это связано с малым вкладом общей величины в соответствии с теорией “включений” Керстена.

При описании изменения рассматриваемых факторов необходимо учитывать процессы, связанные с сдерживанием дислокаций примесными элементами структуры при их взаимодействии через атмосферы Коттрелла. В сталях с низким содержанием легирующих элементов подвижность дефектов кристаллической решетки, таких как дислокации, высока, что сильно влияет на величину коэрцитивной силы матрицы и на твердость, которые быстро снижаются с повышением температуры отпуска. Так же стоит отметить, что наличие легирующих элементов, например, таких как Mn в составе стали в процессе отпуска могут легировать цементит и, следовательно, изменять (понижать) его коэрцитивную силу [145].

При температуре отпуска 500 °C структура преобразуется в феррито-

перлитную с незначительным процентом наблюдаемой фазы остаточного мартенсита (таблица 3.5). Такой отпуск снижает количество дефектов кристаллического строения, при этом объём феррито-перлитной фазы, имеющей более низкую коэрцитивную силу, возрастает. Данные процессы приводят к уменьшению величины коэрцитивной силы. Увеличение объёма феррита приводит к возрастанию величины остаточной намагниченности, величина комплексного параметра при этом уменьшается.

Таблица 3.5 – Содержание перлита и феррита в стали 09Г2С.

Отпуск 500 °С	
Проанализированная площадь, мм ²	
Доля феррита, %	
Доля перлита, %	
Балл структуры	
Отпуск 650 °С	
Проанализированная площадь, мм ²	
Доля феррита, %	
Доля перлита, %	
Балл структуры	

При дальнейшем увеличении температуры до 650 °С структура приобретает равновесное состояние, на микрофотографии наблюдается зернистый перлит с баллом 1. Ускорение диффузионных процессов при данной температуре приводит к ускорению процесса коагуляции частиц цементита входящих в состав механической смеси. При этом, средний размер зерна перлита начинает увеличиваться. Структура приближается к равновесному состоянию [145-153], что обуславливается уменьшением величины внутренних остаточных напряжений и увеличением числа зерен. Данный процесс связан с дроблением фазы феррита. Несмотря на то, что размер зерен перлита увеличивается из-за появления более мелких зерен феррита, средний размер зерна, наблюдаемый на микрошлифе, уменьшается. Дефектность кристаллической решетки также снижается. Увеличение количества зерен и дисперсности системы в целом приводит к

увеличению протяженности межзеренных границ. В результате этих процессов коэрцитивная сила, твердость и остаточная намагниченность материала увеличиваются. Изменения приводят к уменьшению величины комплексного параметра из-за увеличения величин третьей и пятой гармоник.

Комплексный параметр при таком подходе является многозависимой величиной, на которую влияют различные характеристики петли (коэрцитивная сила, остаточная намагниченность и др.) именно поэтому эффективность его использования несколько выше чем при использовании определенных магнитных параметров стали.

3.4 Регрессионный анализ полученных данных для частных петель магнитного гистерезиса

Проведем регрессионный анализ зависимости комплексного параметра от твердости материала выраженной через *HRC*. Ввиду сложности использования регрессионной статистики для нелинейных функций переведем одну из осей в логарифмический масштаб. Полученные характеристики для регрессионной статистики приведены в таблице 3.6.

Таблица 3.6. – Регрессионная статистика

Множественный R	0,85
R-квадрат	0,72
Нормированный R-квадрат	0,71
Стандартная ошибка	0,19
Наблюдения	40

Проанализируем полученные параметры для регрессионной зависимости. Коэффициент детерминации *R*-квадрат равен 0,72. Это означает, что рассчитанные параметры модели объясняют наблюдаемую зависимость между изучаемыми переменными на 72%. Поскольку коэффициент детерминации превышает 0,5, то можно считать, что найденная зависимость является удовлетворительной.

Стандартная ошибка регрессии показывает насколько велика ошибка предсказания значений переменной Y на основании значений X . Отдельные значения Y_i мы можем предсказывать лишь с точностью $\pm$ несколько значений (обычно 2-3, в зависимости от формы распределения ошибки ε).

В таком случае уравнение, характеризующее линейную регрессионную модель, примет вид

$$Y = a \cdot X + \beta \pm \varepsilon \quad (34)$$

В рассматриваемом случае $\varepsilon=0,19$. ε показывает насколько велика ошибка предсказания одной величины по известному значению другой. Отдельные значения Y мы можем предсказывать с точностью $\pm$ несколько значений ε . Исходя из величины ε укажем на диаграмме границы предсказания, которые определяются как

$$G = \hat{Y}_i \pm 2 \cdot \varepsilon \quad (35)$$

Где $\hat{Y}_i$ – предсказанная величина Y .

При величине $\pm 2 \cdot \varepsilon$, 95% точек данных должны располагаться в пределах этих границ определенных границ (рисунок 3.22).

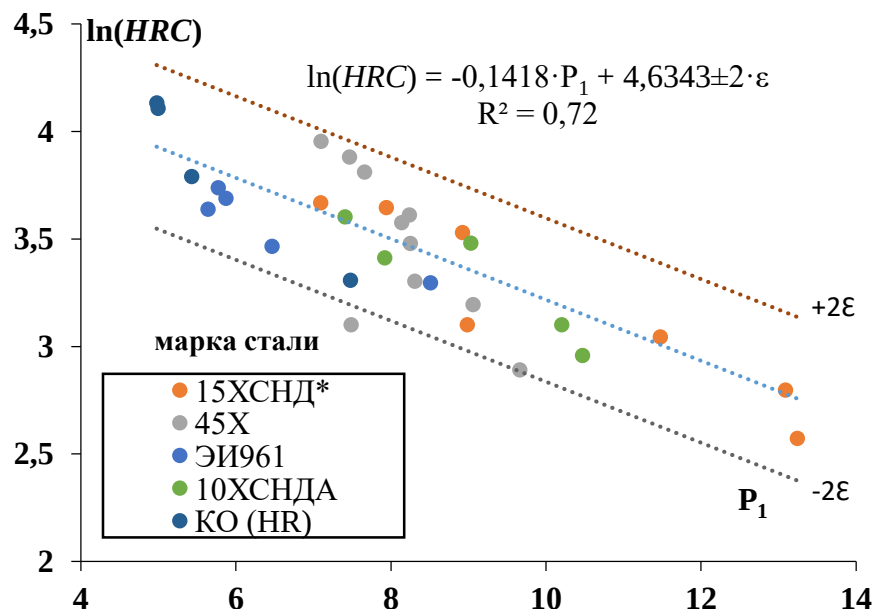


Рисунок 3.22 – Зависимость амплитуды первой гармоники, полученной для сталей различных марок от твердости при различной термообработке образцов

Проверим адекватность предложенной линейной регрессионной модели с помощью исследования остатков модели, которые определяются как

$$U_i = Y_i - \hat{Y}_i \quad (36)$$

для каждого X_i . В рамках простой линейной модели n остатков имеют только $n-2$ связанных с ними степеней свободы. Следовательно, хотя, остатки не являются независимыми величинами, но при достаточно большом n это не оказывает какого-либо влияния на проверку адекватности модели.

На рисунке 3.23 представлен график зависимости остатков от прогнозируемых значений $\hat{Y}$. Чтобы проверить, подходит ли данная модель, мы должны убедиться, что на графике нет характерных «паттернов» (шаблонов), которые могут указывать на неравномерное распределение в зависимости от $\hat{Y}$. На представленных данных нет явных шаблонов в расположении точек, что может свидетельствовать о том, что найдена подходящая для описания регрессионная зависимость.

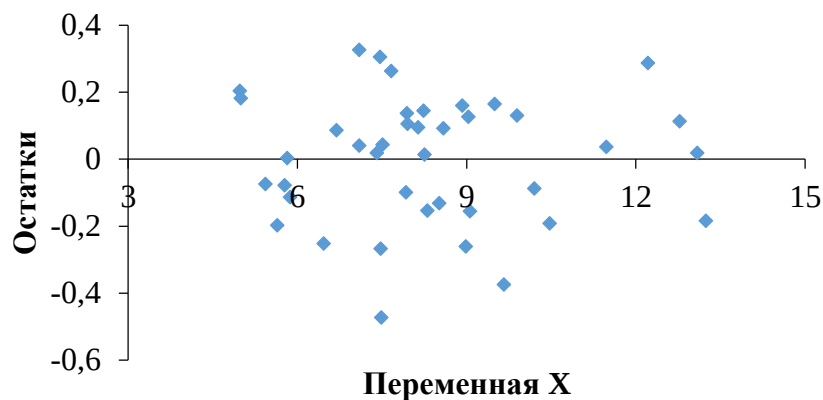


Рисунок 3.23 – Зависимость остатков для величины амплитуды первой гармоники, полученной для сталей различных марок от твердости при различной термообработке образцов

В таблице 3.7 приведены другие величины, полученные при регрессионном анализе. Значение Y -пересечения показывает, каким было бы значение Y , если бы все переменные в модели были равны 0. Это значит, что на анализируемый параметр влияют и другие факторы, не включенные в модель. Коэффициент

переменной X_1 показывает, насколько переменная X влияет на Y . Это значит, что в рамках данной модели твердость по HRC отрицательно влияет на амплитуду первой гармоники с весом $(-0,14)$. Величина Y при пересечении оси X представлена с доверительным интервалом $0,95$.

Таблица 3.7 – данные полученные при регрессионном анализе

	Коэффициенты	Стандартная ошибка	t-статистика	P-Значение
Y-пересечение	4,63	0,12	37,62	1,12E-31
Переменная X 1	-0,14	0,014	-9,89	4,66E-12
	Нижние 95%		Верхние 95%	
Y-пересечение	4,38		4,88	
Переменная X 1	-0,17		-0,11	

Проведем дисперсионный анализ полученных данных. В таблице 3.8 представлены результаты однофакторного дисперсионного анализа. Где «SS» - это сумма квадратов отклонений, «df» - степень свободы, графа «MS» - средний квадрат, «F» - критерий фактического F – распределения.

Таблица 3.8 – Результаты однофакторного дисперсионного анализа

Дисперсионный анализ					
	df	SS	MS	F	Значимость F
Регрессия	1	3,57	3,57	97,78	4,66E-12

Чтобы проверить статистическую значимость, сравним межгрупповую и внутригрупповую дисперсию. Используем F -критерий, который проверяет, действительно ли отношение дисперсий значимо больше 1. Если F -критерий показывает, что разница между средними значениями статистически значима, то это означает, что нулевая гипотеза об отсутствии корреляционной зависимости между амплитудой первой гармоники и твердостью не подтверждается. Значимость F указывает на наличие различия между средними значениями. Так как данная величина незначительна, мы можем утверждать, что нулевая гипотеза о

наличии корреляционной зависимости между амплитудой первой гармоники и твердостью верна.

3.5 Анализ чувствительности гармонических составляющих

Проанализируем чувствительность изменения амплитудных составляющих к изменению твердости как тангенс угла наклона этих линейных участков [155]. Анализ произведем для данных полученных на стали 34ХНЗМ.

Чувствительность S к относительным приращениям контролируемого параметра $\Delta a/a$ по гармоническим составляющим была определена в соответствии как:

$$S = \frac{\Delta A_n}{\Delta a/a} \quad (37)$$

где ΔA_n – приращение относительного значения информативного параметра, в данном случае гармонической составляющей сигнала.

В таблице 3.9 представлены величины чувствительности изменения параметров гармонических составляющих к изменению твердости для образцов стали 34ХНЗМ. K_A – чувствительность гармонических составляющих, K_ϕ – чувствительность фазовых составляющих. Как можно заметить наибольшую чувствительность к изменению твердости имеет амплитуда первой гармоники, что отражено на рисунке 3.24. Из данной зависимости видно, что чувствительность снижается с увеличением номера гармоники, изменение чувствительности происходит по линейному закону и для девятой гармоники может достигать 10 раз по сравнению с первой (рисунок 3.25).

Таблица 3.9 – Чувствительность гармонических составляющих к изменению твердости исследуемых образцов

А	1	3	5	7	9
K_A	0,0034	0,0028	0,0025	0,0015	0,0003

КФ	0,8575	1,9918	-	-	-
-----------	--------	--------	---	---	---

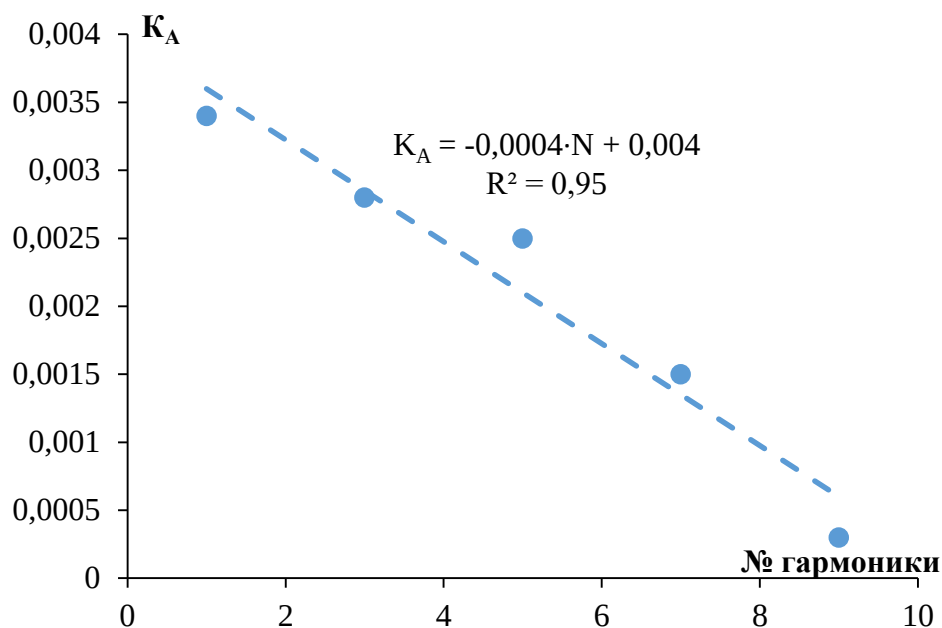


Рисунок 3.24 – Зависимость чувствительности гармонических составляющих от их порядкового номера

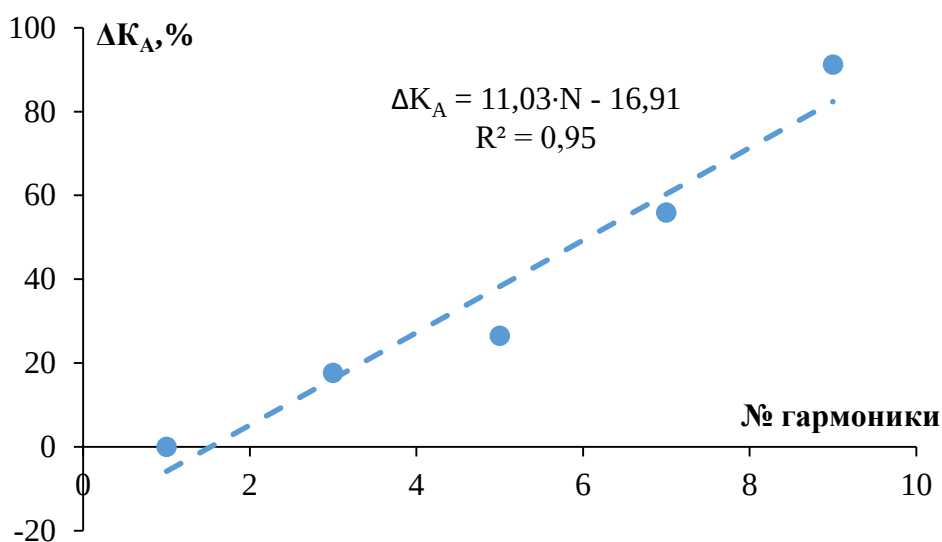


Рисунок 3.25 – Зависимость относительного изменения чувствительности гармонических составляющих от их порядкового номера

Уравнение зависимости чувствительности гармонических составляющих от их порядкового номера в общем виде может быть описано следующим уравнением

$$K = \alpha \cdot N + K_0 \quad (38)$$

Где K_0 – чувствительность соответствующая нулевой гармонике;

α – безразмерный параметр характеризующий скорость убыли чувствительности с ростом номера гармоники;

N – номер гармонической составляющей.

3.6 Применение метода группового учета аргументов для оценки твёрдости ферромагнитного материала

Кроме метода разделения аргумента в пространстве признаков для получения комплексного параметра возможно применить метод учета группового аргумента (МГУА) [215].

Отметим, что МГУА не выполняет исчерпывающий перебор всех возможных моделей, но при достаточно большом количестве первичных данных предлагает оптимальное решение.

Нахождение комплексного параметра при помощи МГУА осуществлялось на образцах, изготовленных из конструкционных сталей в состоянии поставки (таблица 3.10).

Таблица 3.10 – Магнитные параметры, геометрические размеры и твердость исследуемых образцов

№	Марка стали	H_B , кг/мм ²	H_c , А/см	B_r , Тл	Геометрические размеры, мм
1	Ст20	141	1,2	0,3	60x60x22
2	Ст45	246	7,5	1,3	70x70x20
3	40Х	218,8	7,1	1,1	65x65x21
4	20Х2Н4А	216	5,2	0,8	200x85x15
5	Ст3сп	142	5,5	1,0	150x85x8

Измерение твердости образцов конструкционных сталей проводилось на твердомере Бринелля МЕТОВИЕВ версии 1.0, имеющим погрешность приложения нагрузки $\pm 1\%$.

С помощью МГУА был определен комплексный параметр, который имеет хорошую корреляцию с твердостью материала. Этот параметр описывается следующей зависимостью:

$$P_2 = k_1 \cdot A_1 + k_2 \cdot A_3 + k_3 \cdot A_5 \quad (39)$$

где A - величина амплитудной составляющей высших гармоник, полученных по петле магнитного гистерезиса;

k - коэффициент взаимного влияния амплитудной составляющей и твердости материала.

Зависимости основных структурочувствительных магнитных параметров и комплексного параметра P_2 от твердости материала определенной по методу Бринелля представлена на рисунке 3.26.

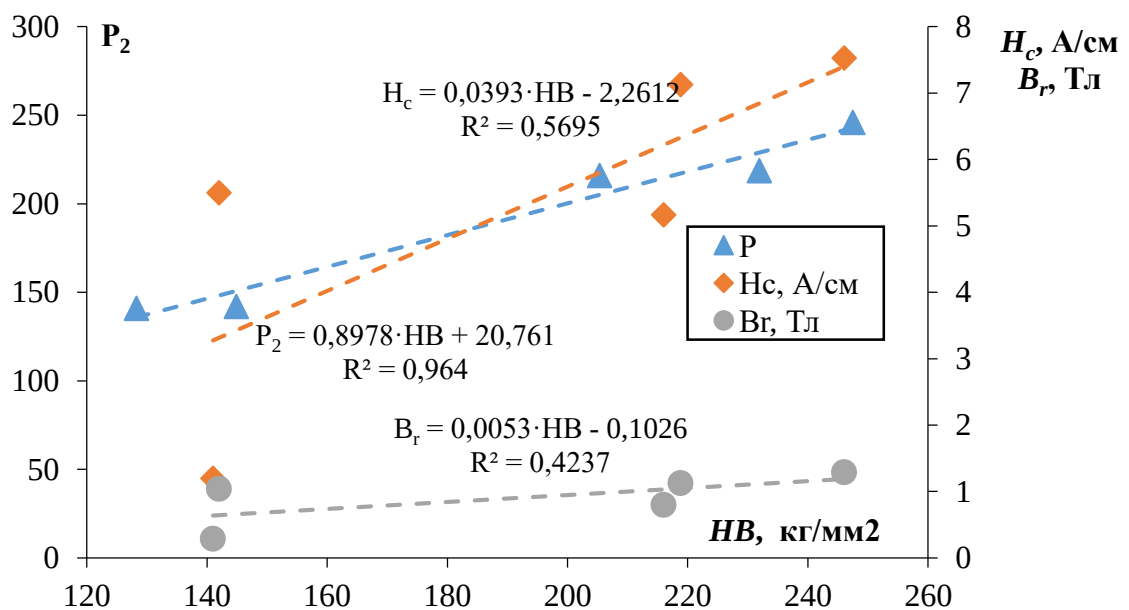


Рисунок 3.26 – Связь магнитных параметров, комплексного параметра P_2 и твердости материала

Из рисунка 3.26 видно, что при описании приведенных зависимостей линейной функцией наибольший коэффициент детерминации $R^2=0.96$ наблюдается

у зависимости $P_2(HB)$. Для зависимости $H_c(HB)$ - $R^2=0.57$, $B_r(HB)$ - $R^2=0.42$. Разброс определяемых значений при этом для $H_c=\pm 33,96\%$, $B_r=\pm 35,64\%$, $P_2=\pm 5,77$.

Таким образом для оценки величины твердости материала могут быть применены различные подходы технической диагностики, заключающиеся в определении комплексного параметра на основе нескольких входных зависимых величин.

3.7 Определение предела прочности по гармоническому спектру

Наряду с измерением твердости металла для определения надежности и срока эксплуатации изделия, изготовленного из него, необходимым условием является определение величины предела прочности (σ_s). σ_s определяет максимальную нагрузку, которую выдерживает определенный материал [156,158]. Механические свойства необходимо контролировать для обеспечения безопасной и бесперебойной работы оборудования, эксплуатируемого при постоянном внешнем воздействии, которое вызывает возникновение внешних нагрузок многосоставного характера. Нагрузки определенной величины, действующие на определенные области изделия могут интенсифицировать процесс его разрушения.

Для определения величины σ_s необходимо разрушение изделия или изготовленного из него образцов специальной формы и размеров. Методика проведения испытаний изложена в [159].

В литературе встречаются работы, в которых показана взаимосвязь твердости и предела прочности материала [160]. Так в работе [4] при помощи методов математической статистики была предложена формула, описывающая связи между твердостью группы сталей и их временным сопротивлением σ_s , а также приведены статистические результаты оценки σ_s по H_c . Однако, такой подход имеет свои нюансы, связанные с относительностью обнаруженных закономерностью и, следовательно, некоторой ограниченностью их применимости в практических условиях.

В работе [161] приведены обобщенные простые аналитические зависимости, описывающие связи между твердостями сталей, измеренными по шкалам Бринелля и Роквелла, и их σ_{σ} .

Кроме механических методов определения σ_{σ} , имеются методы основанные на анализе распространения ультразвуковых волн через объект контроля [162].

Учитывая наличие связи между твердостью и пределом прочности материала, становится возможным, использовать описанный выше подход, применения как критерия контроля комплексного параметра, основанного на гармоническом спектре.

Анализ взаимосвязей между пределом прочности (временным сопротивлением) σ_{σ} и гармоническим спектром петли магнитного гистерезиса рассматривается на примере следующих сталей: 15ХСНД, Ст3, 09Г2С. Некоторые характеристики исследуемых образцов приведены в таблице 3.1.

Одноосное растяжение образцов, изготовленных из исследуемых сталей, проводили на разрывной машине ИР 5047-50 с возможностью фиксирования результатов на персональном компьютере. Скорость перемещения захватов составляла 15 мм/мин. На персональном компьютере строились диаграммы растяжения, фиксирование данных происходило до полного разрушения образцов.

На рисунке 3.27 представлены результаты, отражающие изменение σ_{σ} исследуемых сталей от температуры термической обработки образцов. Нулевое значение на графиках соответствует состоянию исследуемых образцов после закалки в воде, далее по горизонтальной шкале отложены температуры отпуска.

Анализ представленных данных показывает, что термообработка закалкой в воду, после нагрева исследуемых сталей выше критической температуры A_{c3} , повышает предел прочности в среднем в 2 раза по сравнению с образцами, отпущенными при 650 °С. При увеличении температур отпуска происходит линейное снижение предела прочности сталей до уровня незакаленного состояния. У стали 09Г2С при температурах низкого и среднего отпуска наблюдается рост величины предела прочности, что связано с активными процессами

преобразования структуры, ростом плотности дислокаций и величины внутренних остаточных напряжений.

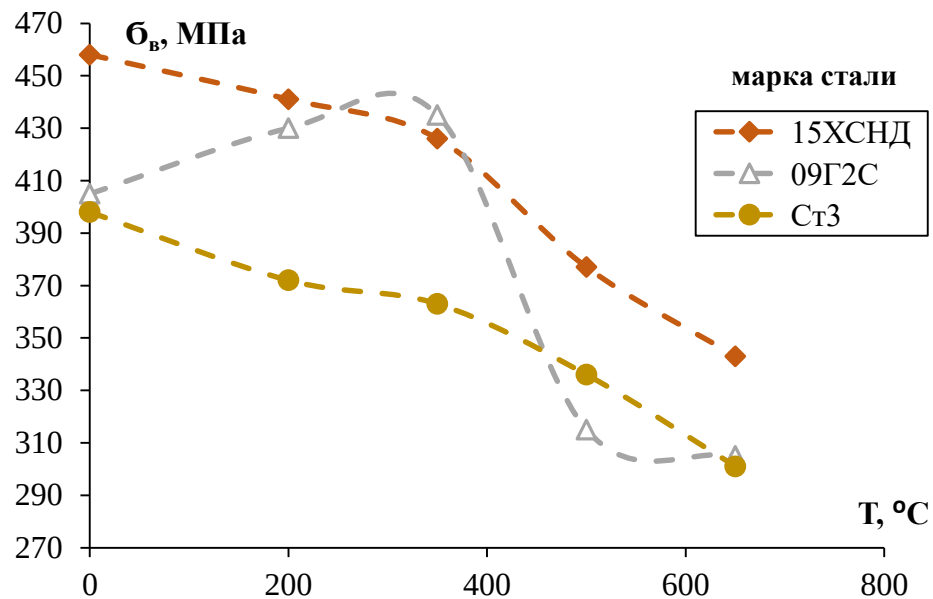


Рисунок 3.27 – Зависимость величины предела прочности от термической обработки

Сопоставив данные о величине предела прочности и комплексного параметра P_1 и P_2 , найденных на основе амплитудных составляющих, между собой была получена зависимость, представленная на рисунке 3.28.

В результате анализа полученных данных о гармонических составляющих и величине предела прочности было установлено, что для комплексного параметра P_1 и σ_b наблюдается наличие удовлетворительной корреляционной зависимости, описываемой полиномиальной функцией с достоверностью $R^2 = 0,92$. При этом относительная ошибка определения σ_b составляет $\pm 9,6\%$. Между P_2 и σ_b также наблюдается наличие удовлетворительной корреляционной зависимости, описываемой уже степенной функцией с достоверностью $R^2 = 0,91$. При этом разброс определения σ_b по параметру P_1 составляет ± 27 МПа, для P_2 эта величина лежит в пределах ± 14 МПа.

Приведенные данные показывают, что в практических условиях, в качестве контрольного критерия, возможно использовать комплексный параметр,

полученный по спектральным составляющим петли магнитного гистерезиса, который имеет высокую чувствительность к изменению физико-механических свойств стали.

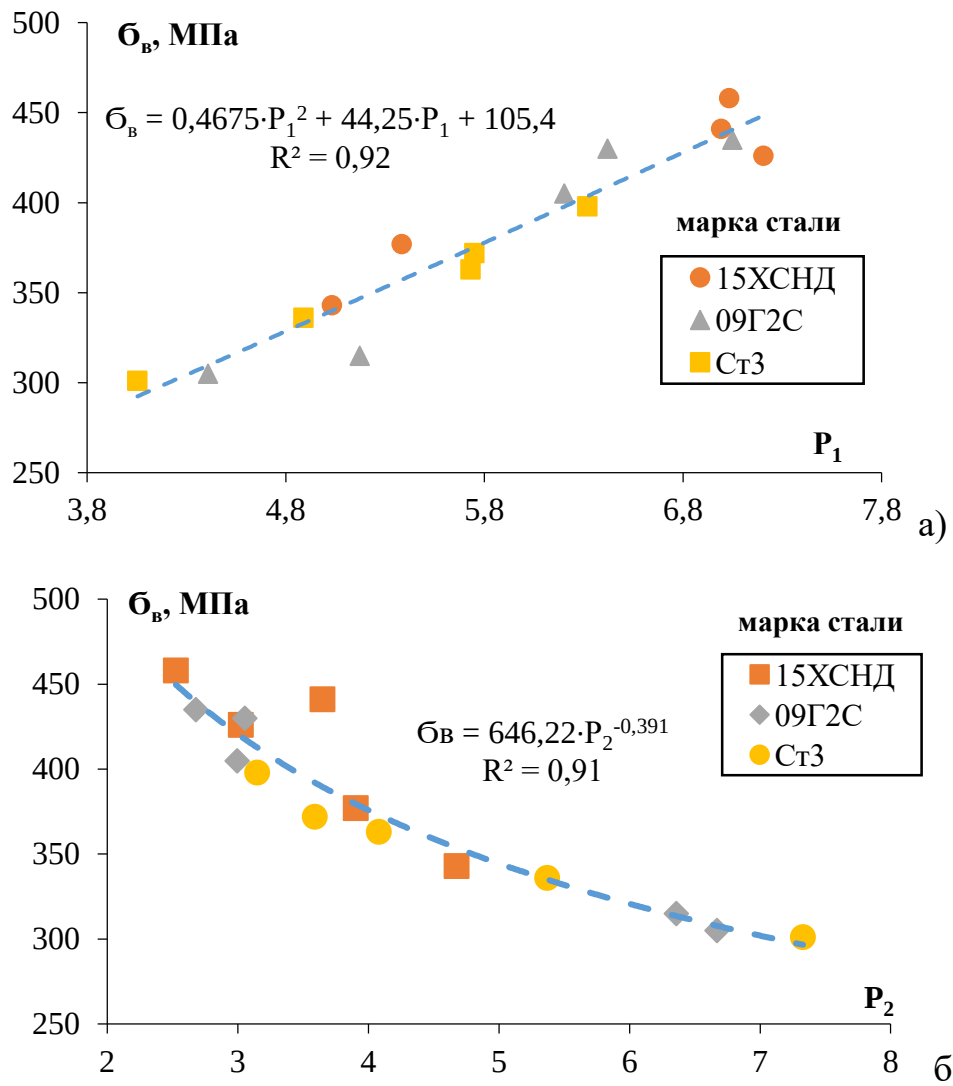


Рисунок 3.28 – Зависимость комплексного параметра от величины предела прочности исследуемых сталей: а) комплексный параметр P_1 ; б) комплексный параметр P_2

3.8 Выводы по главе 3

1. Полученные результаты для исследуемого перечня марок стали показывают, что для твердости и гармонических составляющих наблюдается наличие удовлетворительной единой корреляционной зависимости.

2. При помощи математических методов найдены комплексные параметры, включающие в себя несколько гармонических составляющих. Корреляция комплексных параметров с механическими свойствами материала выше, чем у коэрцитивной силы или амплитуд отдельных гармоник. Данный факт позволяет использовать данные параметры, как контрольную величину при определении твердости и предела прочности материала.

3. При использовании описанной метода необходимо учитывать способ регистрации петли магнитного гистерезиса и ее вид. Использование частной петли магнитного гистерезиса для определения комплексного параметра приводит к усечению полезной информативной составляющей сигнала, что сказывается на зависимости рассматриваемого механического параметра и контрольного параметра. Для анализа рекомендуется использовать предельные петли магнитного гистерезиса регистрируемые единым образом. Однако стоит отметить, что наличие данных фактов несколько не ограничивает возможность описанного выше метода.

4. Результаты изучения структурно-фазового состава показали, что более высокая степень корреляции комплексного параметра P_1 и рассматриваемых механических свойств, по сравнению с коэрцитивной силой, связано с влиянием на гармонический спектр различных магнитных характеристик материала. Выпадение некоторых точек из общей закономерности для исследуемых сталей происходит из-за особенностей протекающих при термообработке процессов изменений в структуре. Выраженность этих процессов для рассматриваемых сталей может быть различной из-за наличия в их составе различного количества легирующих элементов.

5. На примере стали 09Г2С рассмотрены причины изменения коэрцитивной силы и комплексного параметра P_1 полученного по гармоническим составляющим.

6. Проанализировано падение информативной чувствительности гармонических составляющих с ростом номера гармоники. Показано, что чувствительность гармонических составляющих к изменению твердости снижается при повышении номера гармоники. Исходя из этого для нахождения комплексного параметра рекомендуется использовать гармонические составляющие не выше 7.

7. Учитывая наличие связи между пределом прочности и твердостью стали, обусловленной структурными факторами, показано, что временное сопротивление исследуемых образцов и комплексные параметры P_1 и P_2 , имеют однозначную удовлетворительную корреляционную зависимость в рассматриваемом диапазоне величин.

8. Увеличение достоверности определения механических свойств по обнаруженным зависимостям возможно при учете факторов, мешающих точной регистрации петли магнитного гистерезиса. К ним можно отнести особенности работы системы измерения, а также способ измерения. Полученные данные позволяют с некоторой долей осторожности говорить о возможности определения механических свойств стали магнитными методами.

4.РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ (КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА СТАЛИ)

4.1 Определение коррозионных характеристик стали

Оборудование, используемое на опасных производственных объектах, часто работает в агрессивных условиях или взаимодействует с агрессивными средами, что приводит к протеканию коррозионных процессов [163]. Например, стальные вертикальные резервуары часто подвергаются коррозии, что приводит к их преждевременному опустошению и разливу нефтепродуктов, создавая неблагоприятную экологическую ситуацию, требующую значительных усилий для ее исправления и компенсации возможного ущерба [164].

Значительные коррозионные повреждения наблюдаются на оборудовании при транспортировке углеводородов. На рисунке 4.1 приведено количество коррозионных дефектов по длине участка газопровода Ямбург – Елец 1.



Рисунок 4.1 – Количество коррозионных дефектов по длине участка обследования газопровода Ямбург – Елец 1

Процесс коррозии очень сложен и включает в себя множество различных механизмов [163, 166, 167]. Простое на первый взгляд коррозионное разрушение материала может включать множество различных механизмов протекания [165].

Однако, универсального подхода к определению коррозионных свойств металла не существует. Существующие методы разнообразны, но они определяют коррозионные характеристики только для определенной среды [168-175].

Разрушающие и неразрушающие методы контроля могут быть применены для изучения коррозии материала [166,167,176]. Гравиметрический, металлографический методы, методы определения электрохимического потенциала являются наиболее распространенными. Однако, все они имеют недостатки, такие как высокая временная затратность и большие погрешности. Методы мониторинга состояния датчиков и регистрации ультразвуковых колебаний также используются, но они не всегда точны [169, 170, 179].

Для ускорения процесса испытания необходимы универсальные косвенные параметры для быстрого и неразрушающего контроля склонности металла к коррозии в любой среде.

Коррозия металлов, особенно при контакте с электролитами, во многом зависит от размера зерен и дисперсности структуры металла [163, 167, 171, 178], которые во многом определяют и магнитные свойства стали [166,167].

Приведённые в диссертационном исследовании результаты коррозионных испытаний получены в лабораторных условиях, при использовании морской воды в качестве агрессивной среды (содержание соли 34 г/литр) и продолжительности в 31 день [179].

Также процесс коррозии проводился в 5% растворе серной и соляной кислоты.

Измерения массы и геометрических размеров образцов проводились с помощью весов Shimadzu UW620h с погрешность измерения составляла 0,001 грамма и штангенциркуля.

Во время испытаний в агрессивной среде, контакт между образцами отсутствовал. Скорость коррозии являлась критерием оценки коррозионного разрушения испытуемого материала. Данная характеристика рассчитывалась по формуле 39:

$$v = \frac{\Delta m}{S \cdot t} \quad (39)$$

где Δm – относительная убыль массы образца; S – площадь поверхности образца, контактирующей с агрессивной средой; t – время контакта образца с агрессивной средой.

Определение скорости коррозии происходило на образцах стали: 40Х, Ст20, 09Г2С, 15ХСНД, Ст3. Кроме того, дополнительно из стального проката марки стали 09Г2С и трубы 09Г2С в состоянии поставки были изготовлены образцы, также участвующие в лабораторных исследованиях.

На рисунках 4.2 – 4.4 представлены результаты лабораторных исследований скорости коррозии образцов, изготовленных из сталей 09Г2С, Ст3 и 15ХСНД, в морской воде. Чтобы уменьшить возможные погрешности и исключить влияние термической и механической обработки поверхностей на конечные результаты, эксперимент в агрессивных средах проводился несколько раз.

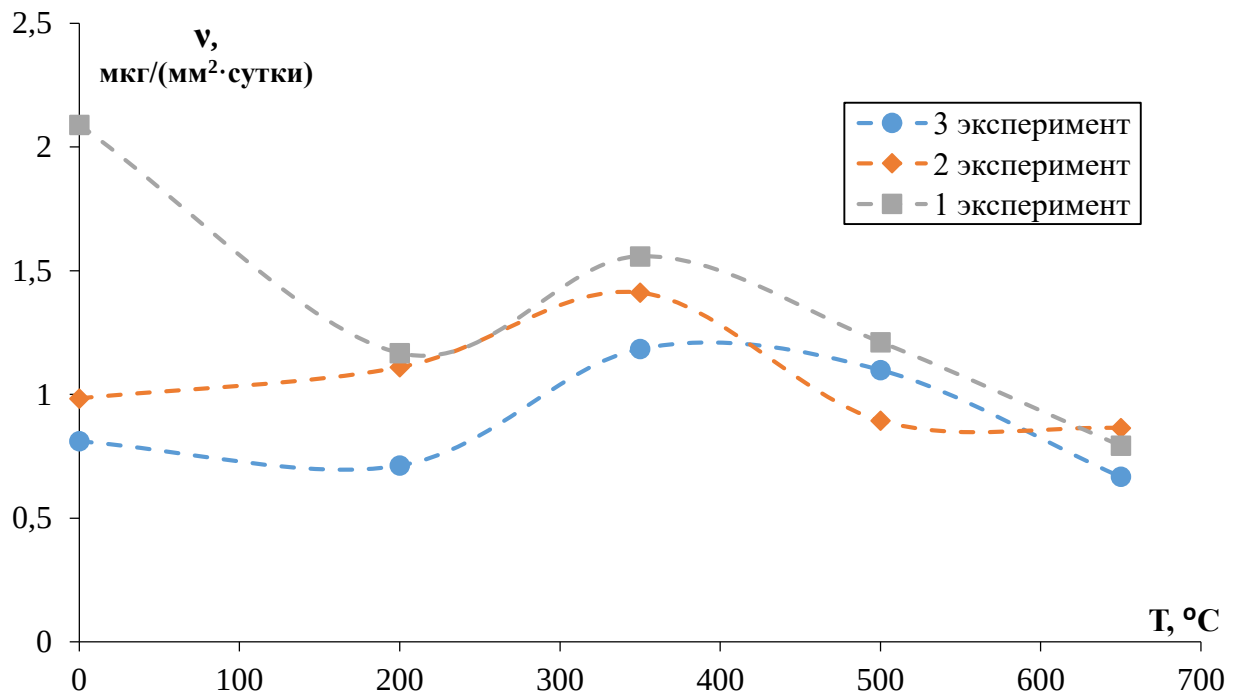


Рисунок 4.2 – Зависимость скорости коррозии в морской воде от температуры отпуска для образцов из стали 09Г2С

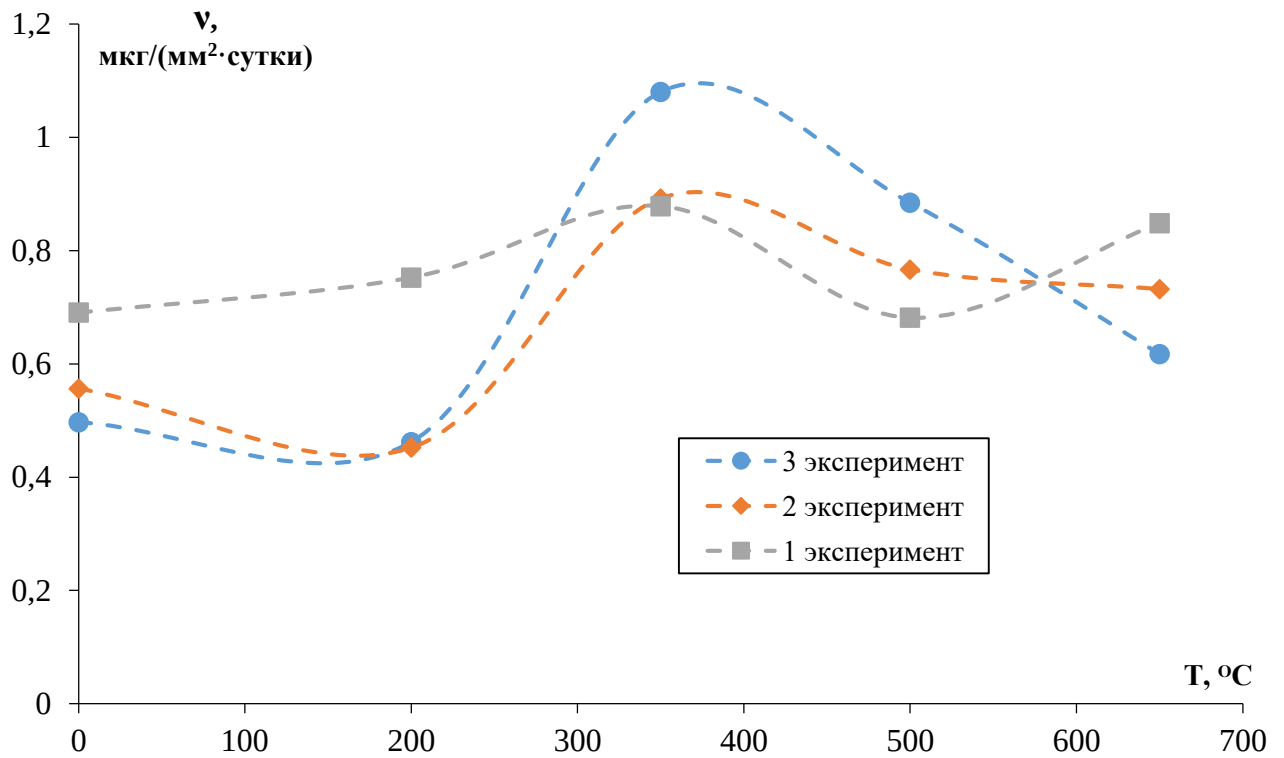


Рисунок 4.3 – Зависимость скорости коррозии в морской воде от температуры отпуска для образцов из стали Ст3

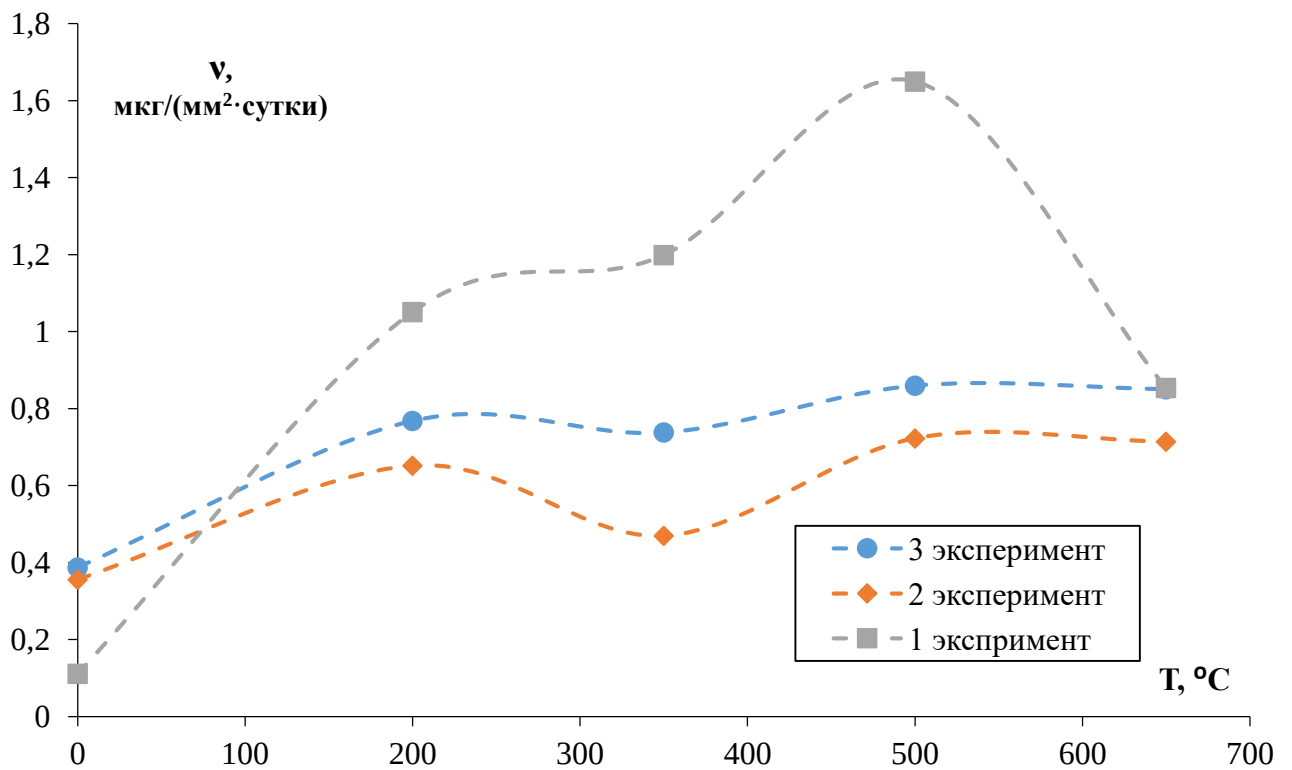


Рисунок 4.4 – Зависимость скорости коррозии в морской воде от температуры отпуска для образцов из стали 15ХСНД

4.2 Влияние обработки поверхности на коррозию стали

Возникновение отклонения результатов первого эксперимента связано с возникновением наклепанного слоя, получаемого в результате механической обработки поверхности и процессом выгорания химических элементов при термообработке. В рассматриваемом случае под механической обработкой поверхности понимается подготовка образца к металлографическому исследованию при помощи шлифования. Механическая обработка (шлифование) сопровождается выделением большого количества тепла и сопровождается деформацией поверхностного слоя на глубину 0,0125 – 0,070 мм (12,5-70 мкм) [181].

Появление наклепанного слоя происходит в результате неровности поверхности, когда одни составляющие рельефа накладываются на другие в результате механического воздействия. Для этого из закалённого образца стали 15ХСНД был изготовлен поперечный микрошлиф. Измерения микротвердости происходило от края образца в направлении его центра на микротвердомере ПМТ-3 (рисунок 4.5). Приведенное на рисунке 46 распределение микротвердости поверхности по поперечному шлифу свидетельствует о том, что отличия механических свойств поверхности и сердцевины также связаны с деформационными структурными составляющими и наличием наклепанного слоя неравномерной толщины.

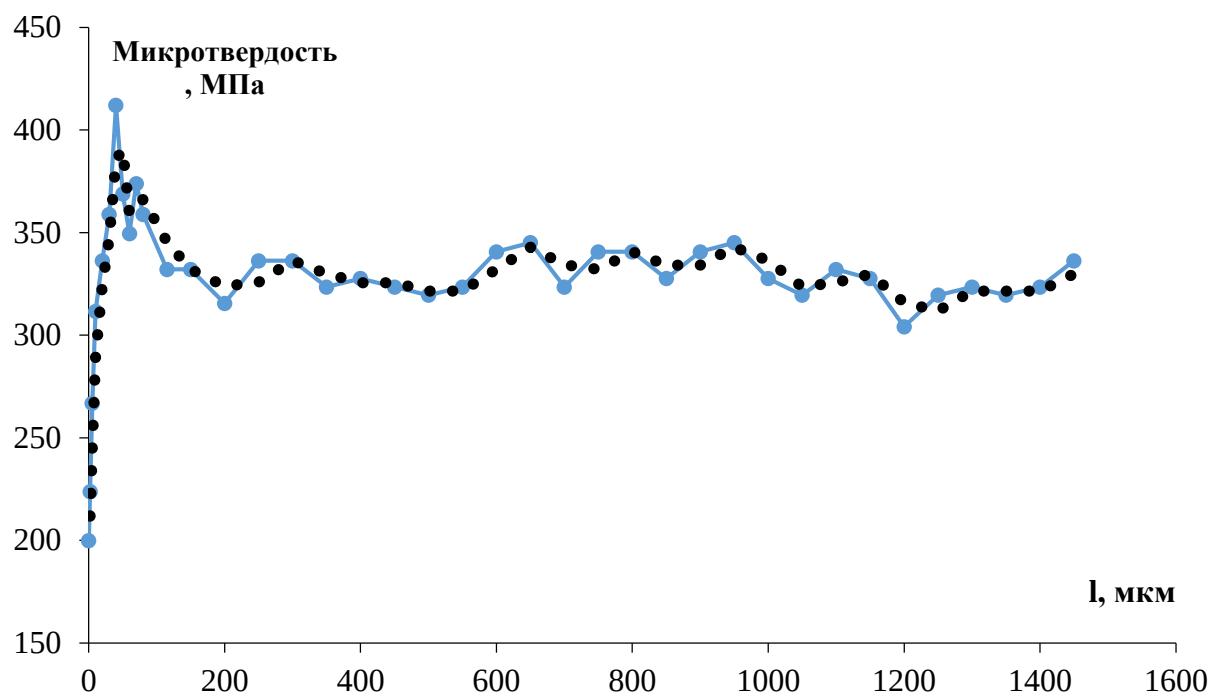


Рисунок 4.5 – Распределение величины микротвердости вдоль поверхности поперечного шлифа, изготовленного из образца закалённой, стали 15ХСНД

Из рисунка 4.5 видно, что микротвердость поверхностного слоя глубиной 10-15 мкм в 1,5 раза ниже чем у металла в центре исследуемого образца. При увеличении глубины наблюдается плавное увеличение твердости материала, которая на 40 мкм достигает максимума (твердость в 2 раза выше, чем у поверхности). Значение микротвердости, по мере удаления от поверхности, уменьшается до величины в 335 МПа.

Для объяснения подобного распределения твердости по глубине поперечного шлифа, необходимо изучить каким образом изменяется структура и химический состав материала в зависимости от глубины нахождения точки, в которой происходит измерение микротвердости.

На рисунке 4.6(а) представлена фотография края поперечного шлифа, изготовленного из образца закалённой стали 15ХСНД. Полученная фотография микроструктуры была обработана в промышленном программно-аппаратном комплексе анализа фрагментов микроструктуры твердых тел SIAMS 700. В данном программно-аппаратном комплексе возможно произвести определение границ зерен, а затем подсчет их количества, размеров (минимальных, средних и

максимальных), площади. На рисунке 4.6(б) представлено изображение, обработанного в программе SIAMS 700 снимка микроструктуры с построенными границами зерен.

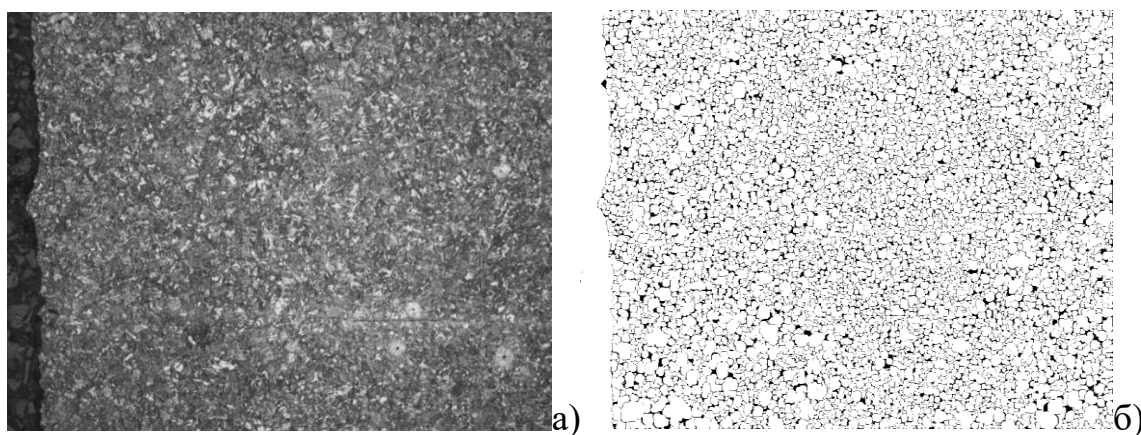


Рисунок 4.6 – Микроструктура края поперечного шлифа, изготовленного из образца закалённой стали 15XCHD

Как можно заметить из рисунка 4.6(б) распределение зерен по размеру довольно однородно по всему наблюдаемому участку шлифа. Таким образом наблюдаемое отличие в свойствах (в микротвердости) на различной глубине по сечению образца, связано либо с выгоранием углерода и других химических элементов из поверхностного слоя при высоких температурах, характерных для определенной термообработки, либо с неоднородным структурно-фазовым составом, возникающим в виду различной скорости охлаждения поверхности и более глубоких слоев материала.

В работе [180] исследования проводились на стали с содержанием углерода 1,2 %. Полученные авторами результаты показывают, что длительные термические воздействия или термическая обработка при высоких температурах могут привести к обезуглероживанию поверхностного слоя стали. Этот процесс возможен из-за того, что углерод в структуре стали находится как в виде растворенных в кристаллической решётке атомов, так и в виде химического соединения карбида железа Fe_3C (цементит). Удаление углерода из стали в большей степени происходит при выгорании карбида (после предварительной диссоциации), так как для этого требуется больше энергии. В муфельной печи удаление углерода из стали

происходит из-за наличия атмосферы и протекающих химических реакций, высвобождающих углерод, участниками которых являются пары воды, присутствующий кислород, углекислый газ и водород [181-183]:

Скорость диффузионных процессов и химических реакций внутри кристаллической структуры стали определяет скорость, с которой углерод покидает поверхность.

Еще один фактор, влияющий на скорость выгорания углерода – это несовершенства кристаллической структуры (точечные и линейные дефекты). Если структура стали содержит много дефектов в виде вакансий, то скорость диффузионных процессов повышается, и, соответственно, скорость выгорания углерода тоже. Учитывая, что сталь обычно неоднородна, можно ожидать, что скорость диффузии атомов будет разной в разных областях, и, следовательно, скорость выгорания углерода также будет различной в разных областях.

Проиллюстрировать сказанное выше, можно с помощью определения изменения химического состава поперечного микрошлифа стали после закалки. Эксперимент проводился на поперечном микрошлифе, изготовленном из закаленного образца стали 15ХСНД после травления. Определение химического состава в локальных областях производилось на сканирующем растровом электронном микроскопе JEOL серии JSM-6010, разрешение при сканировании составляло 5,0 нм.

На рисунке 4.7 приведена фотография края микрошлифа исследуемого образца с обозначением точек, в которых производилось определение химического состава.

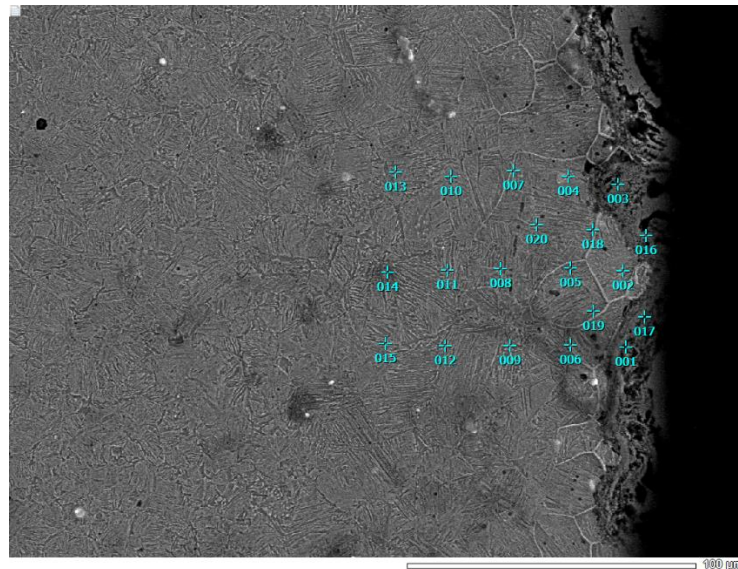


Рисунок 4.7 – Микроструктура края поперечного шлифа, изготовленного из образца закалённой стали 15XCHD, изображение получено в сканирующем растровом электронном микроскопе JEOL JSM-6010

Содержание железа и углерода по сечению образца крайне неоднородно. На рисунке 4.8, показано изменение содержания железа и углерода, выраженное в атомных процентах и рассчитанное как среднее значение между несколькими измерениями по сечению микрошлифа.

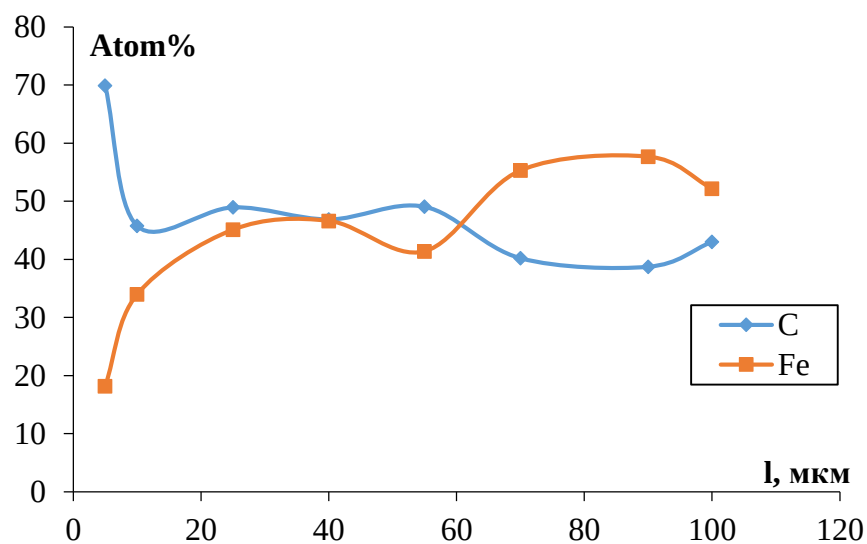


Рисунок 4.8 – Процентное содержание железа и углерода вдоль поперечного микрошлифа, изготовленном из образца закалённой стали 15XCHD

В поверхностном слое содержание углерода гораздо выше, чем в более глубоких слоях, а процентное содержание железа ниже. Полученные результаты объясняются тем, что травление шлифа привело к более сильному взаимодействию материала на слоях, находящихся ближе к поверхности, из-за встречающиеся в них фазы имеют большую химическую активность.

Кроме указанных выше факторов на скорость коррозии материала будет влиять и способ подготовки его поверхности. Основными механизмами пластической деформации при механической обработке поверхности являются: скольжение или сдвиг отдельных участков решетки. Данные механизмы имеют наибольшее воздействие вдоль определенных плоскостей и возникают под действием сдвиговых напряжений, направленных по касательной. Движение плоскостей в реальном кристалле происходит последовательно вдоль плоскостей скольжения, а учитывая, что в рассматриваемом случае металл на глубине 40 мкм имеет более высокую твердость чем поверхность (основной металл выступает в роли якоря пытающегося удержать структуру в исходном состоянии) то происходит дополнительная пластическая деформация поверхностного слоя.

В тонком поверхностном слое зерна могут сдвигаться по плоскостям скольжения, ориентированным в разных направлениях. Когда деформация достигает определенного уровня, зерна могут удлиняться в направлении пластического течения, создавая слоистую структуру. (рисунок 4.9) [181].

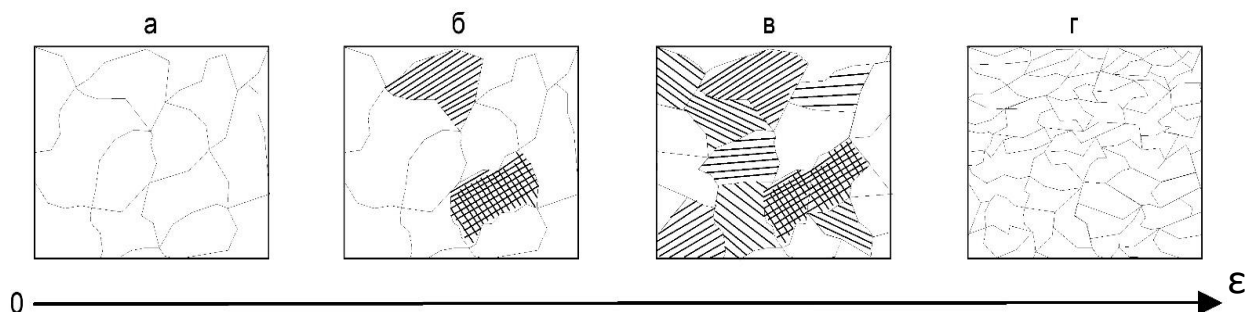


Рисунок 4.9 – Схема изменения структуры поликристаллического металла при возрастающей степени пластической деформации ϵ : а) - недеформированный металл; б) - сдвиги лишь в отдельных зернах по различным плоскостям

скольжения; форма зерен практически не меняется; в) - следы деформаций (сдвиги) во всех зернах; меняется (вытягивается) форма зерен; г) - образование волокнистой структуры, ориентированной в направлении пластического течения металла (г-1)- поперечное сечение)

При достижении определенного уровня деформации (около 40%) зерна металла активно поворачиваются вдоль направления действия нагрузки. В результате они приобретают одинаковую кристаллографическую ориентацию, или текстуру [181]. Наличие текстуры приводит к появлению анизотропии свойств металла (внутренних остаточных напряжений и величины зерна) в различных направлениях.

4.3 Влияние дисперсности структуры на коррозию

В работах [182, 183], показано, что на процесс коррозии металлов в электролитических средах влияют совокупность факторов определяемых размерами зерен и дисперсность структуры. Однако, в исследованиях [184-186] были обнаружены различные данные о влиянии размера зерна на скорость коррозии. Вероятно, такое противоречие результатов связано, главным образом, с тем, что исследования проводились на модельных образцах сплавов с однородной структурой.

Авторы в работе [187] рассмотрели влияние неоднородности структуры стали 20, которые возникают в процессе эксплуатации изделий из нее, на скорость коррозии. Неоднородность может быть связана с различными факторами, такими как неравновесные условия кристаллизации, наличие легирующих и примесных элементов, а также деформация кристаллической решетки из-за механических, термических и других воздействий [185].

А.В. Помазова, Т.В. Панова и Г.И. Геринг предположили, что снижение коррозионной стойкости стали может быть связано не с размером зерен, а с

одновременным наличием в структуре как мелких, так и крупных зерен (дисперсность системы).

Наиболее распространенным методом оценки размера зерен является метод, описанный в ГОСТ 5639-82 [188]. Однако этот метод имеет ряд недостатков, включая то, что он позволяет определить только среднее значение площади и диаметра зерна [189].

На сегодняшний день существует множество других методов оценки зеренной структуры металлов [189-191]. Однако каждый из них имеет свои преимущества и недостатки.

В данной работе используется методика расчета, описанная в работе [190], для определения фактора разнотерности. Для этого необходимо проанализировать микроструктуру стали при помощи аппаратно-программного комплекса для анализа микрофрагментов SIAMS 700 и рассчитать фактор разнотерности по специальной формуле.

$$F_Z = \frac{f_{\max} \cdot Z_{\max}}{\sum f_i Z_i} \quad (40)$$

Где f_i – доля зерна с определенным баллом выраженная в %;

$f_{\max}$ – доля зерна, занимающего максимальную площадь на шлифе выраженная в %;

Z_i – балл зерна;

$Z_{\max}$ – балл зерна, занимающего максимальную площадь на шлифе.

Для конструкционных сталей 09Г2С, Ст3 и 15ХСНД, был определен фактор разнотерности (таблица 4.1). Данная величина рассчитывается на основе данных о процентном соотношении зерен разного размера (имеющих разный балл) присутствующих в системе. При этом возникает вопрос, каким образом классифицировать зерна по размерам, с учетом их размера и площади.

Для понимания процентного содержания зерна определенного балла в микрошлифе построим гистограммы распределения зерен по размерам и по

площади и сравним полученные результаты между собой. Определение балла зерна осуществлялось согласно таблицы 4.1, представленной в ГОСТ 5639-82 «Стали и сплавы. Методы выявления и определения величины зерна» [188].

Таблица 4.1 – Изменение фактора разнотерности для термообработанных образцов изготовленных из стали Ст3, 09Г2С, 15ХСНД

Температура обработки, °С		0	200	350	500	650
Сталь						
09Г2С	F_z (по размеру частиц)	0,34	0,36	0,26	0,33	0,35
	F_z (по площади частиц)	0,38	0,41	0,30	0,37	0,39
	F_z (ср. значение)	0,36	0,38	0,28	0,35	0,37
15ХСНД	F_z (по размеру частиц)	0,29	0,36	0,34	0,35	0,35
	F_z (по площади частиц)	0,34	0,41	0,39	0,37	0,38
	F_z (ср. значение)	0,32	0,39	0,37	0,36	0,37
Ст3	F_z (по размеру частиц)	0,37	0,39	0,33	0,33	0,27
	F_z (по площади частиц)	0,41	0,44	0,38	0,39	0,32
	F_z (ср. значение)	0,39	0,42	0,36	0,36	0,30

Значения фактора разнотерности могут варьироваться в зависимости от того, по какому параметру проведено определение распределения зерен в образце. Поэтому для сравнения используется среднее значение этого фактора.

Результаты коррозионных испытаний в агрессивной среде, были сопоставлены с полученными значениями фактора разнотерности (рисунок 4.10).

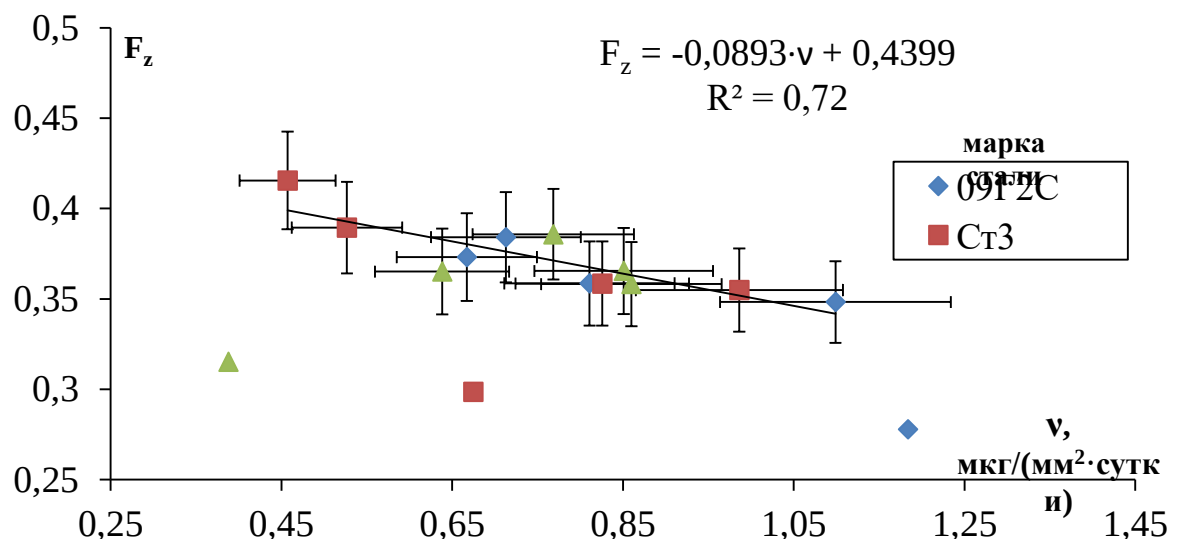


Рисунок 4.10 – Зависимость скорости коррозии в морской воде от фактора разнотерности для образцов, изготовленных из конструкционной стали

Зависимость на рисунке 4.10, описывается линейной регрессионной функцией, что скорее всего указывает на то, что взаимодействие экспериментальных образцов конструкционных сталей с агрессивной средой происходит по одному и тому же механизму, который зависит в большей степени от дисперсности материала, характеризующейся фактором разнотерности.

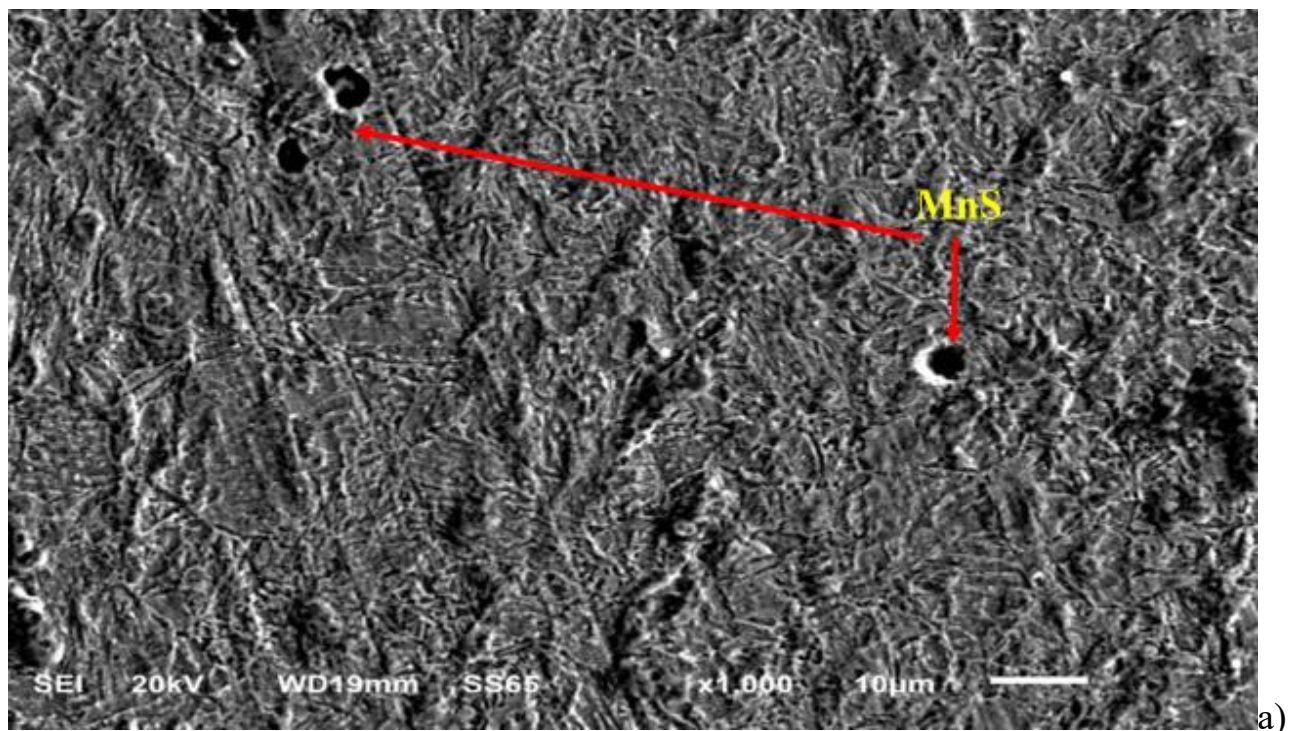
4.4 Влияние включений на коррозию стали 09Г2С

Термическая обработка материала и его дефектность влияют на конечную величину его физико-механические свойства. В работе [192] было показано, что стали содержат не только легирующие элементы, введенные для получения определенных свойств, но и посторонние примеси, попавшие в них на различных этапах металлургического процесса. Эти примеси (такие как сера, кислород, марганец, кремний, кальций и другие) кроме растворения в матрице материала, с образованием растворов внедрения или замещения, могут образовывать и отдельные фазы, представляющие собой неметаллических включений [193].

Включения как отдельная фаза, наблюдаемая в структуре стали, приводят к искажениям кристаллической решетки и образованию локальных внутренних остаточных напряжений. В работе [194] было высказано предположение, что эти напряжения стимулируют миграцию точечных дефектов в область дефекта структуры, что приводит к образованию скоплений дефектов вокруг включений и их последующему росту, перетекающему в образование дислокаций. Подобная кинетика процесса характерна для термообработки с быстрым охлаждением материала, когда дефекты не успевают переместиться к границам зерен или поверхности образца. В результате матрица материала может стать перенасыщенной дефектами, что снижает механические свойства.

Авторами работ [195-198] также показывается, что наличие неметаллических включений разного состава в стали влияет на время протекания локального коррозионного процесса. В противовес тому в [195] показано, что при оценке содержания включений стандартным методом [198], корреляция между процентом включений и скоростью локальной коррозии отсутствует. Основной причиной высоких скоростей коррозии трубопроводов нефти и газа в работах [197, 198] считают загрязнение стали неметаллическими включениями, в частности включениями на основе сульфида марганца [200].

Сульфиды марганца часто встречаются в сталях, содержащих марганец [200]. Рассмотрим процессы, происходящие с данными включениями при термообработке, на примере стали 09Г2С. В структуре данной стали включения сульфида марганца обычно имеют сферическую форму (рис. 4.11).



a)

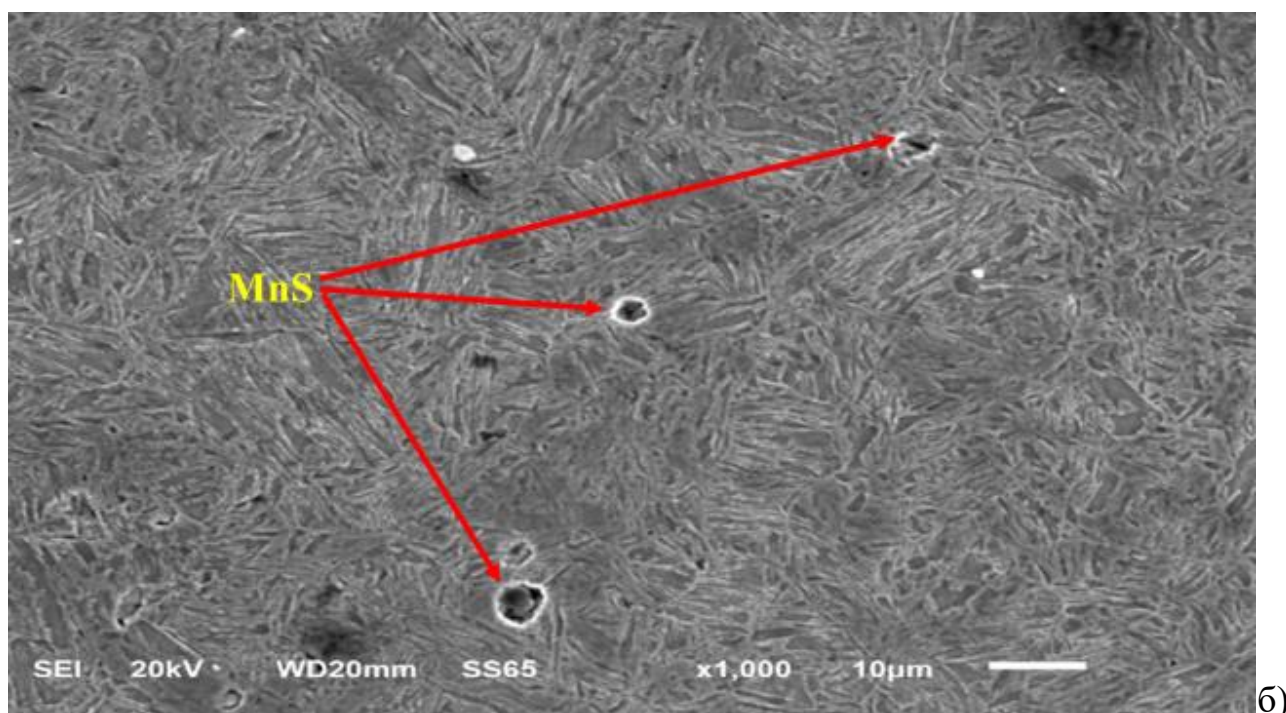


Рисунок 4.11 – Структура образцов после закалки, полученная на растровом электронном микроскопе: а) режим съемки 1; б) режим съемки 2

Соединение MnS образуется при наличии марганца и серы в составе стали. Этот процесс происходит потому, что сера участвует в химической реакции с железом с образованием соединения FeS при температуре плавления $988\text{ }^{\circ}\text{C}$ [201, 202]. Марганец, который присутствует в стали 09Г2С, слабо растворяется в сплавах железа и замещает его в соединении FeS , образуя сульфид марганца. Диффузионные процессы и растворение крупных включений во время выплавки и прокатки металла создают полости, заполненные сульфидом марганца. Работа [146] указывает на то, что увеличение содержания марганца в растворе снижает растворимость серы из-за химической реакции между ними. В результате образуется сульфид, и при содержании серы около $0,023\%$ увеличивается размер и количество включений сульфида марганца [144]. Такие включения являются коррозионно-активными областями, которые ускоряют процесс коррозии, что связано со слабой связью между включениями и матрицей материала и возможностью удаления данного соединения при внешнем воздействии с образованием полости на поверхности. Слабая диффузия в области полости [145],

при контакте с агрессивной средой приводит к увеличению скорости коррозии и образования разрушения в виде питтингов (рисунок 4.12).

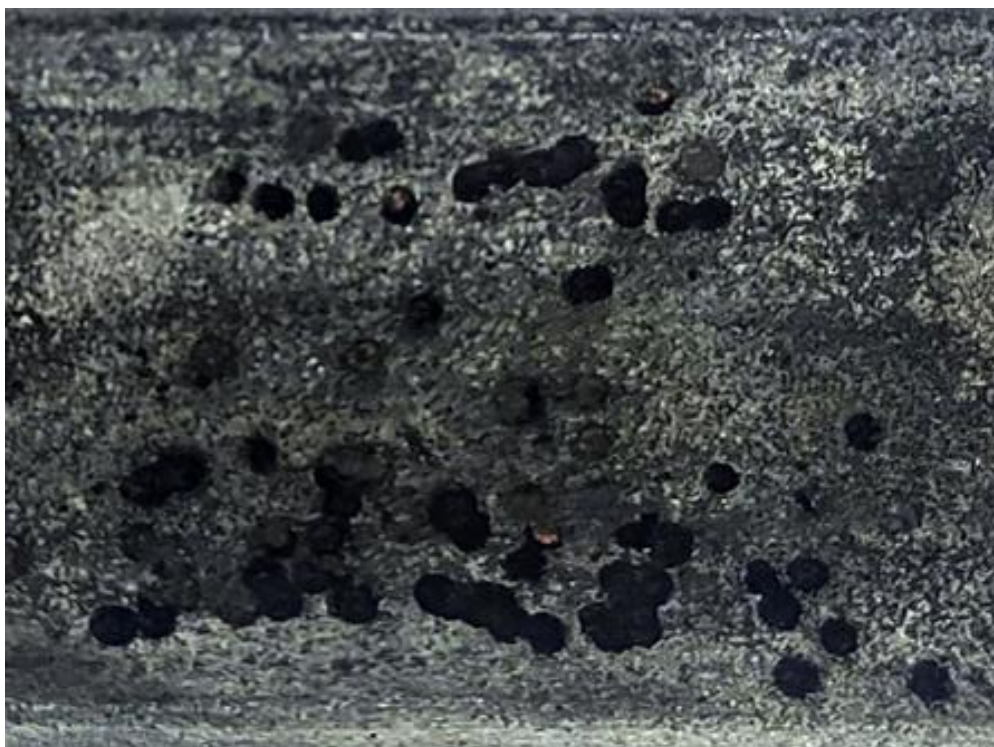


Рисунок 4.12 – Фрагмент трубы после пребывания в морской воде

Процесс распада мартенсита при отпуске стали и превращение его в феррито-карбидную смесь с зернистыми карбидами [145], приводит к изменению формы включений с круглой на пластинчатую. Переход структуры в более стабильное состояние сопровождается перераспределением элементов, которое происходит в результате диффузии при нагреве исходной закаленной структуры. Это происходит в условиях высокой концентрации межфазных границ и коротких диффузионных путей через игольчатую смесь фаз [149].

Термообработка исследуемых образцов при 200 °С (низкий отпуск) приводит к тому, что балл зерна мартенсита увеличивается с 2 до 5, а области феррита и перлита почти не изменяются. Во время отпуска атомы углерода и других примесей в стали диффундируют из перенасыщенного раствора мартенсита к структурным дефектам, таким как дислокации и границы зерен. Взаимодействие углерода с пограничным слоем, который является обедненным мартенситом или ферритной фазой, приводит к образованию карбидных фаз. Снижение общей

твердости стали вызывается уменьшением содержания углерода в основной матрице материала. Из-за большого количества дефектов в первичной фазе (мартенсите) образующаяся перлитно-ферритная структура имеет большое количество дефектов и сильно деформирована. При этом включения сульфида марганца искажаются, принимая эллипсоидальную форму (рисунок 4.13). Протекает процесс диффузии углерода в область сульфидных включений, образуя вокруг них облака.

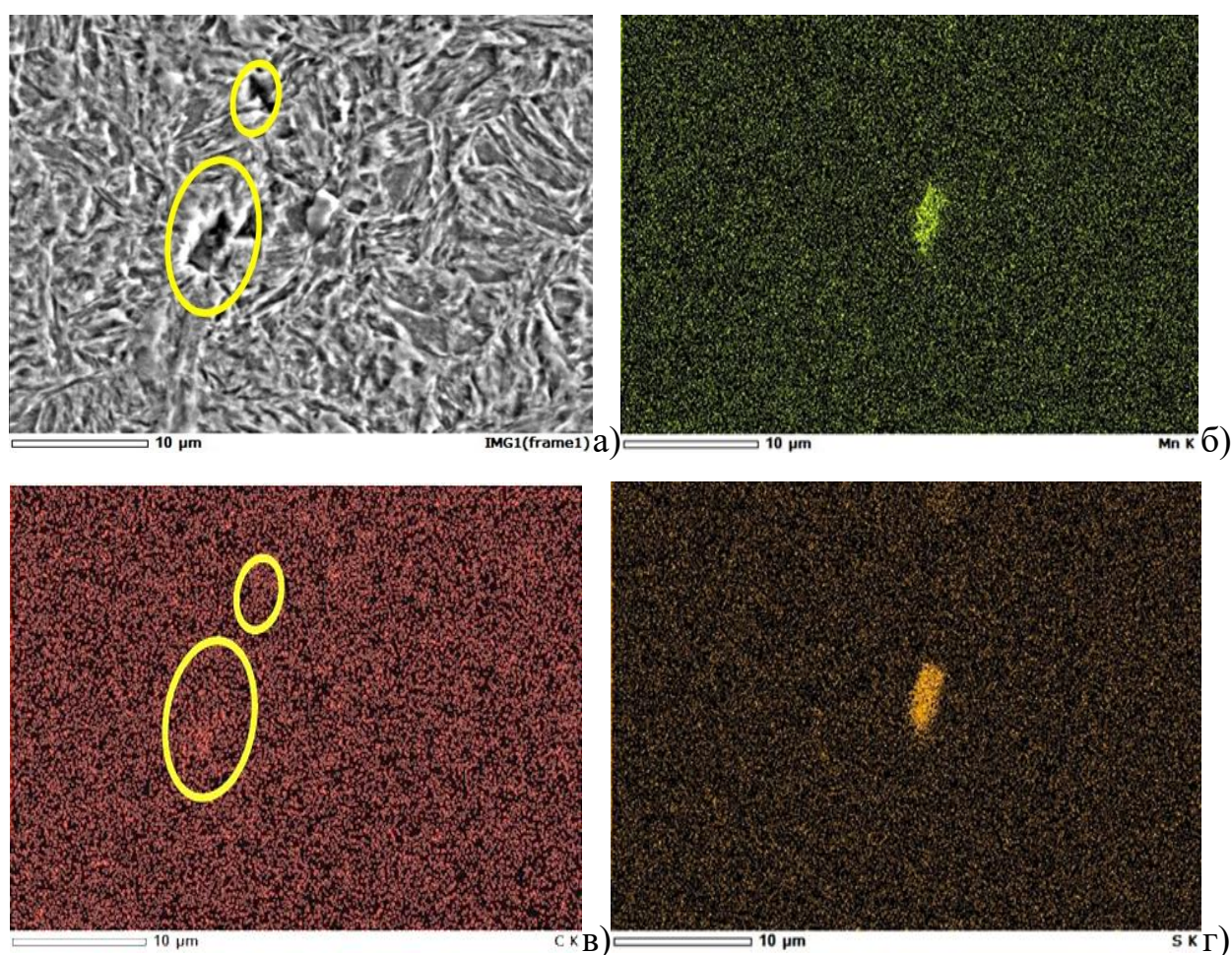


Рисунок 4.13 – Включения сульфида марганца в образце из стали 09Г2С при низком отпуске:

- а) изображение сферических включений в области сканирования, полученное в растровом электронном микроскопе; б) распределение марганца по области сканирования; в) распределение углерода по области сканирования; г) распределение серы в области сканирования

Отпуск при температуре 350 °С сопровождается процессом диффузии углерода из матрицы мартенсита [144, 145], что приводит к снижению прочности

материала, связанному с уменьшением остаточных напряжений и, следовательно, с уменьшением дефектности кристаллической решетки, вызванным снижением плотности дислокаций и разных структурных дефектов, а также с более низкой твердостью сформировавшейся ферритной фазы [145, 153, 149, 207-210]. Данный процесс хорошо наблюдается при анализе величины внутренних остаточных напряжений для образцов с различной температурой отпуска.

С повышением температуры сульфиды марганца, под действием внутренних сил, меняют свою форму на продолговатую. Наибольший размер у таких включений наблюдается в направлении действия внутренних остаточных напряжений [211]. Термический коэффициент расширения сульфида марганца больше, чем у железа [205, 212], поэтому при охлаждении данное соединения испытывает большее сжатие, чем основная матрица [213]. Это приводит к появлению удлинённых частиц сульфида марганца (рис.4.14). Следует также учитывать процессы, связанные с сдерживанием дислокаций на примесных элементах при их взаимодействии с атмосферами Коттрелла.

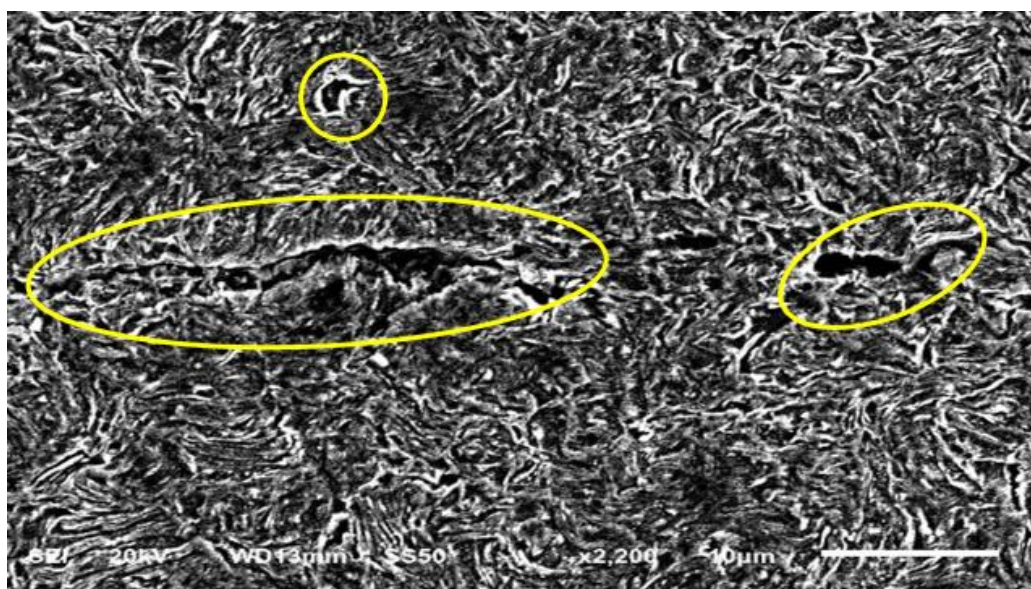


Рисунок 4.14 – Включения сульфида марганца в образце из стали 09Г2С при среднем отпуске (350 °С)

В низколегированных сталях мобильность дефектов кристаллической решётки в виде дислокаций обладает высокой значимостью, так как сильно

воздействует на величину твердости, которая очень быстро уменьшается с повышением температуры отпуска. Важно отметить, что присутствующий в составе стали Mn, может легировать цементит при термообработке [153].

Структура стали при температуре отпуска 500 °С становится феррито-перлитной с небольшим процентом остаточного мартенсита. Снижается количество дислокаций и плоскостных дефектов кристаллической структуры. Из-за повышения пластичности соединения сульфида марганца включения продолжают вытягиваться вдоль границ зёрен. Коррозионная активность областей вокруг включений повышается из-за диффузии атомов углерода в обедненные области (рисунок 4.15).

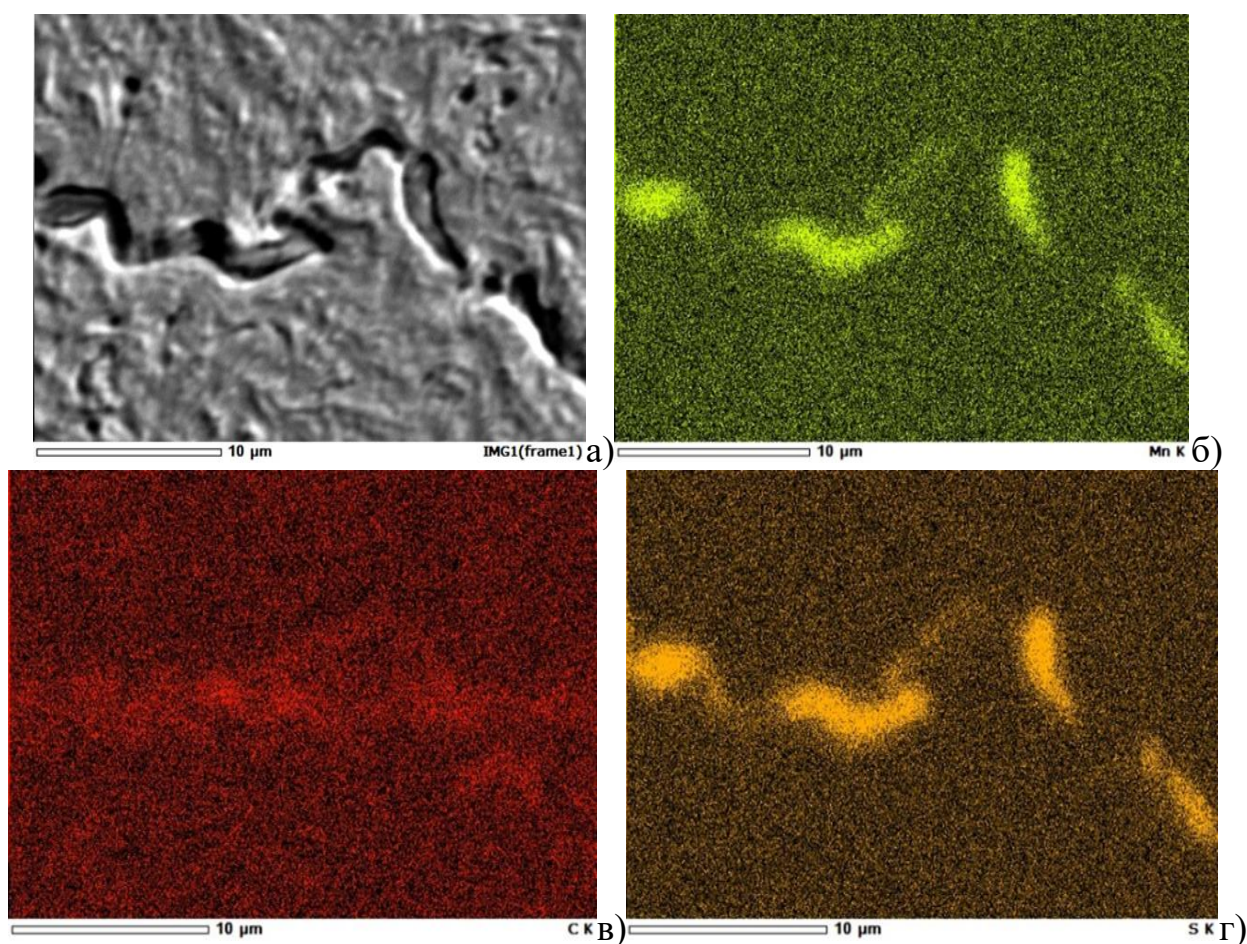


Рисунок 4.15 – Включения сульфида марганца в образце из стали 09Г2С, отпущенном при 500 °С:

- а) изображение области сканирования, полученное в растровом электронном микроскопе; б) распределение марганца по области сканирования; в) распределение углерода по области сканирования; г) распределение серы в области сканирования

Рост температуры отпуска до 650 °С приводит к тому, что структура становится более равновесной. Увеличивается число зерен и дисперсность системы, происходит увеличение протяженности межзеренных границ. Дробление исходной фазы продолжается до тех пор, пока зерно не достигнет «критического размера». Снижение внутренних напряжений в данном случае связано со снижением искажений кристаллической решётки вследствие увеличения длины межзеренных границ. Твёрдость материала в результате этих процессов уменьшается. Углерод, который диффундировал в области включений MnS, распределяется в матрице между формирующимися фазами, что показано на рисунке 4.16.

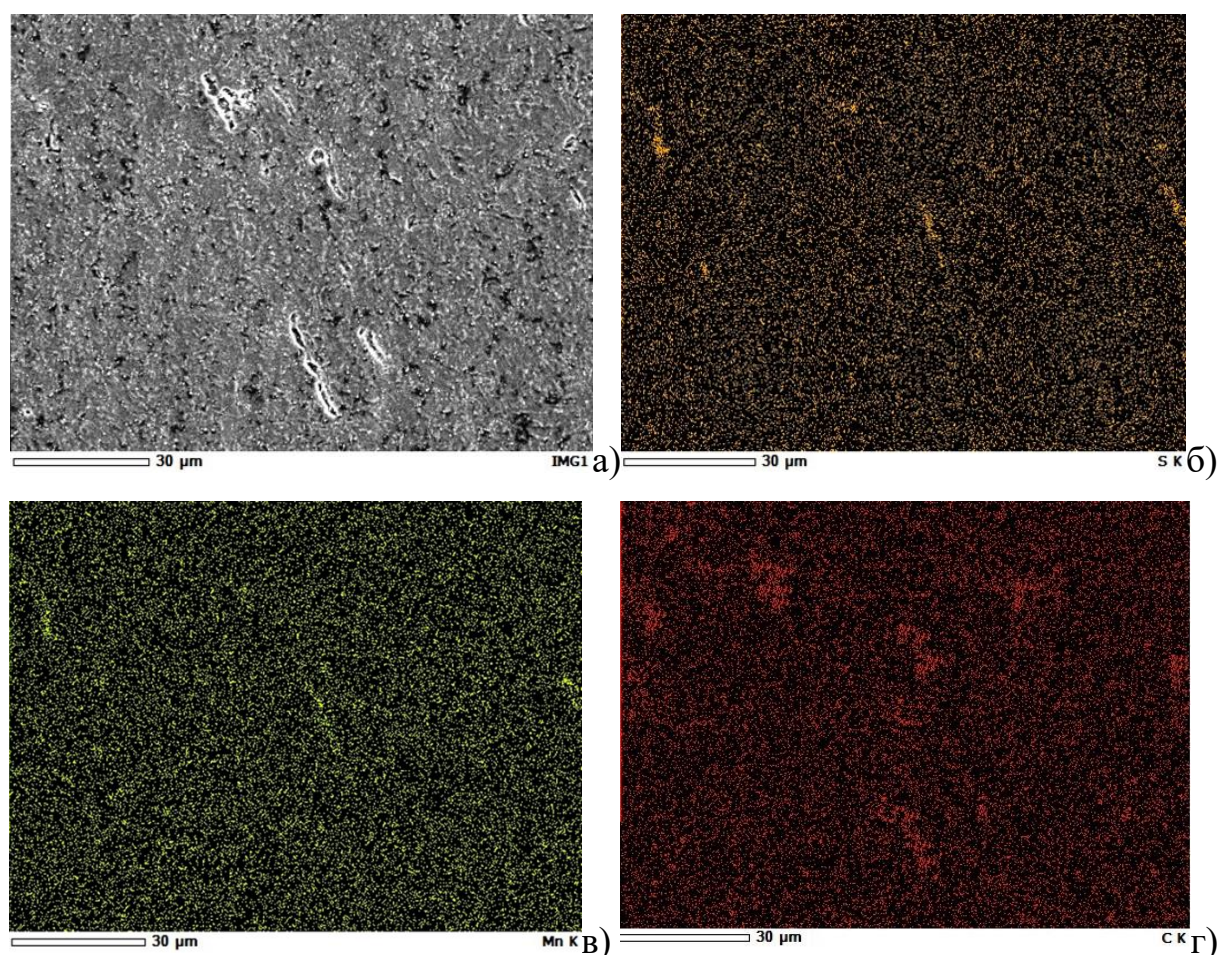


Рисунок 4.16 – Включения сульфида марганца в образце из стали 09Г2С при среднем отпуске (650 °С): а) снимок, полученный на РЭМ; б) распределение серы в области сканирования; в) распределение марганца в области сканирования; г) распределение углерода в области сканирования

В результате данных процессов скорость коррозии такого материала снижается.

4.5 Определение коррозионных характеристик стали по гармоническим составляющим

На процесс коррозионного разрушения материала напрямую влияет его структурно-фазовый состав. Исходя из этого произведем поиск критерия, по которому возможно судить о скорости коррозии материала. Для сопоставления со скоростью коррозии в определенной агрессивной среде использовался комплексный параметр, представляющий собой:

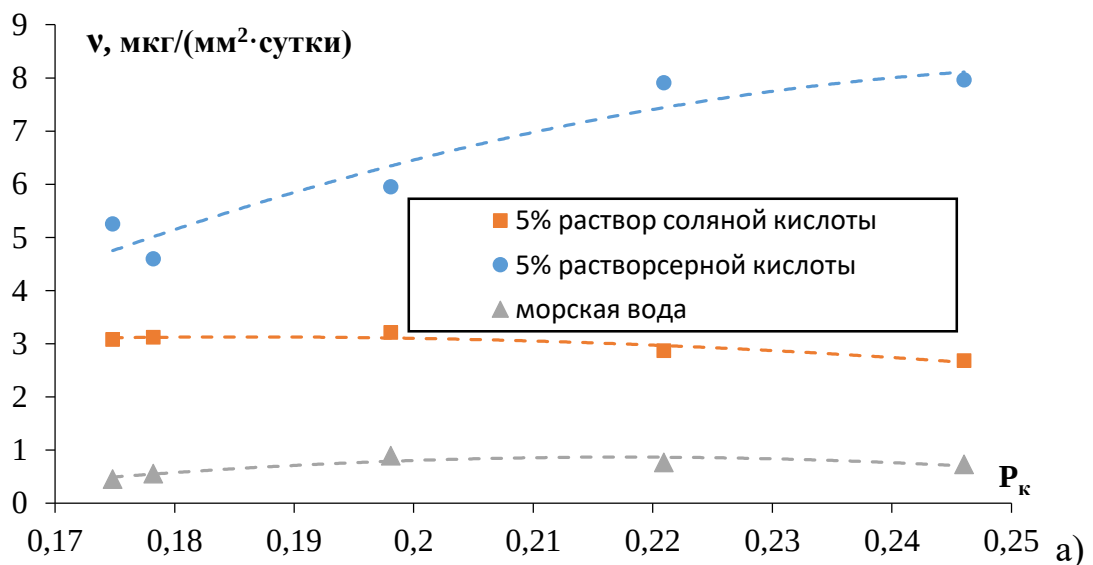
$$P_k = \sqrt{A_1^2 + A_3^2 + A_5^2} \quad (41)$$

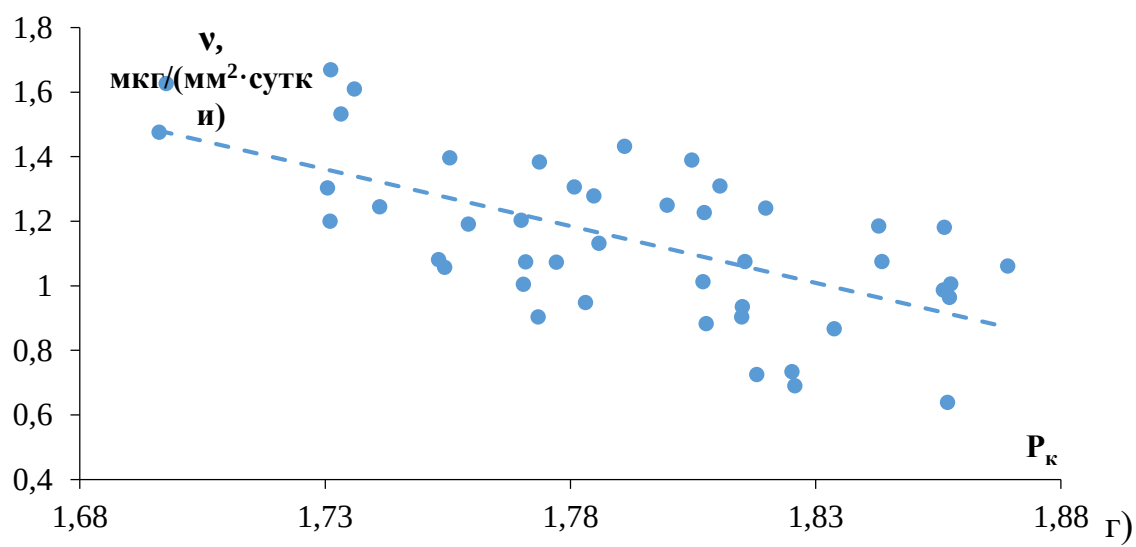
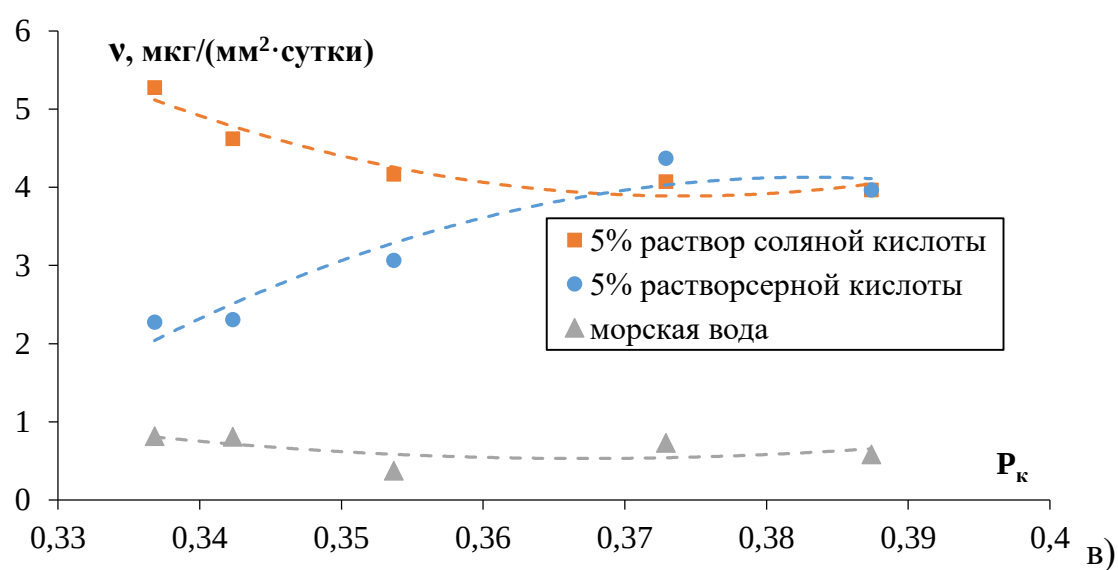
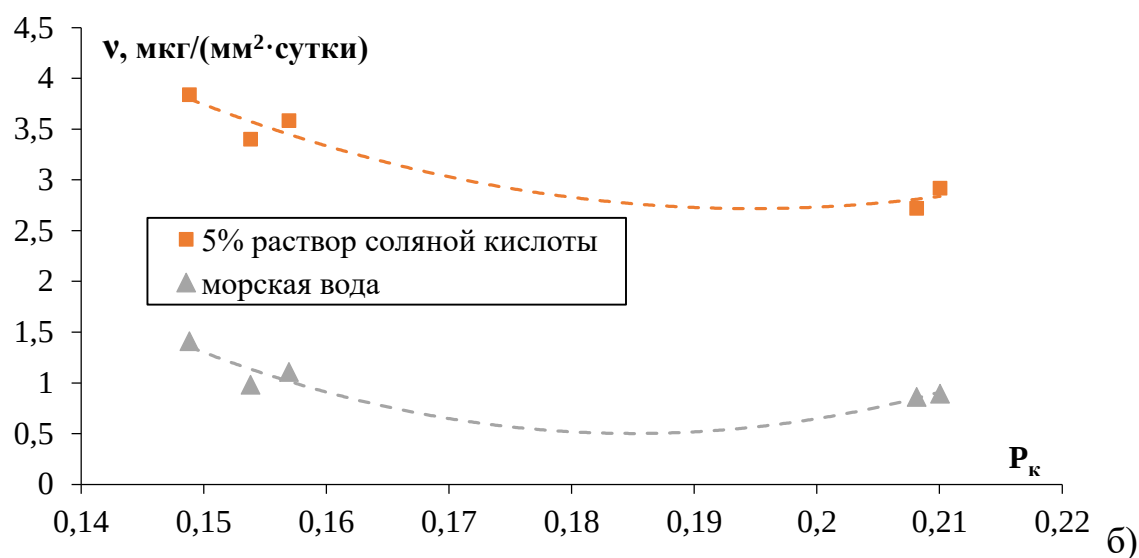
где A_1 – амплитуда первой гармоники;

A_3 – амплитуда третьей гармоники;

A_5 – амплитуда пятой гармоники.

Сопоставив полученные величины комплексного параметра P_k и скорости коррозии исследуемых сталей в разных агрессивных средах, были получены результаты, представленные на рисунке 4.17.





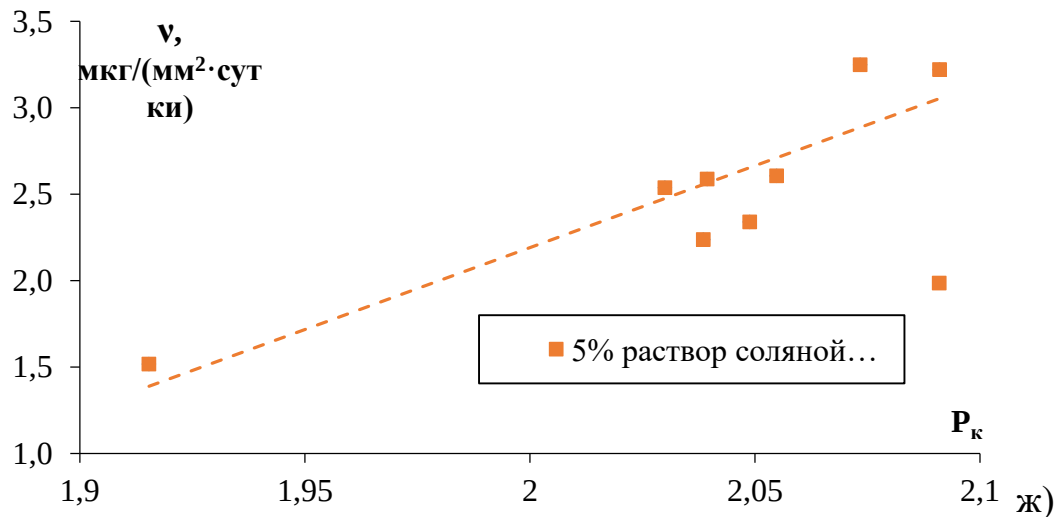
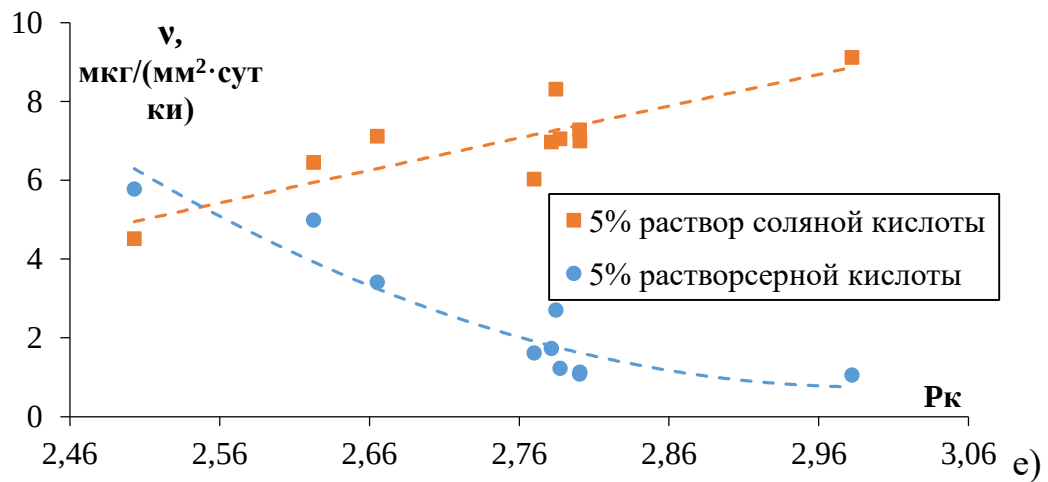
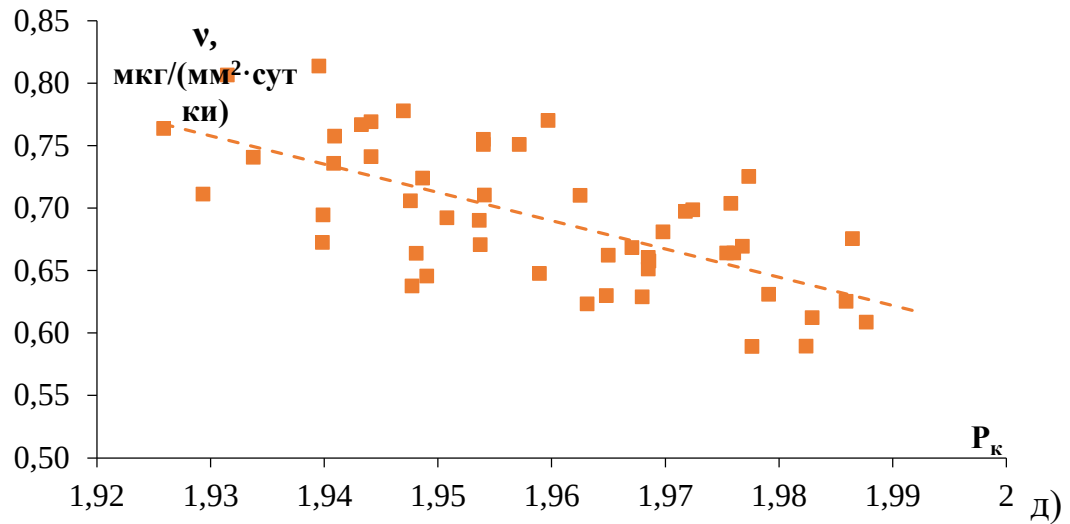


Рисунок 4.17. – Зависимость скорости коррозии стали в различных средах от изменения комплексного параметра: а) листовая сталь Ст3 после термической обработки; б) листовая сталь 09Г2С после термической обработки; в) листовая сталь 15ХСНД после термической обработки; г) листовая сталь 09Г2С в состоянии поставки агрессивная среда - морская вода; д) труба 09Г2С в состоянии

поставки агрессивная среда - соляная кислота; е) листовая сталь 45Х после термической обработки; ж) листовая сталь Ст20 после термической обработки

Приведенные на рисунке 4.17 величины имеют удовлетворительную корреляцию, однако при этом между ними наблюдается наличие корреляционной связи. Различный вид зависимостей связан с особенностями агрессивного воздействия сред, используемых для экспериментов, на различные составляющие сплава.

4.6 Сравнение с существующими методами контроля коррозионных свойств

Разрабатываемый метод определения скорости коррозии в локальной области не имеет прямых аналогов в аспекте предиктивного определения локальных коррозионно-активных зон, однако возможно произвести качественное сравнение с существующими методами. Такое сравнение представлено в таблице 2.

Таблица 4.2 – Сравнение разрабатываемого метода и существующих на сегодняшний день

№ п.п.	Решения по контролю коррозии	Параметр сравнения							
		Достоверность измерений, %	Предварительная подготовка	Время одного измерения	Рабочий диапазон температур, С	Условия проведения	Наличие	Использование	Разрушение объекта
1	Весовой метод	до 87 %	да	от 12 ч.	н.у.	Л	да	да	да
2	Метод образцов- свидетелей коррозии	до 80 %	да	от 30 д.	- 30...+ 40	Л / П	да	да	да

Продолжение таблицы 4.2

4	Метод электрохимического потенциала	до 80 %	да	от 10 мин.	н.у.	Л	да	да	да
5	Ультразвуковые методы	до 93 %	нет	от 0,1 мин.	- 5...+3 5	Л / П	да	да	да
7	Разрабатываемый метод	до 91 %	нет	0,5 мин	- 15...+ 40	Л / П	не т	не т	не т

4.7 Программа для обработки петель магнитного гистерезиса

Для обработки петель магнитного гистерезиса и извлечения из них параметров гармонического спектра, и определения коррозионных свойств с использованием комплексного параметра было разработано специализированное программное обеспечение.

При запуске программы пользователя встречает диалоговое окно, представленное на рисунке 4.18.

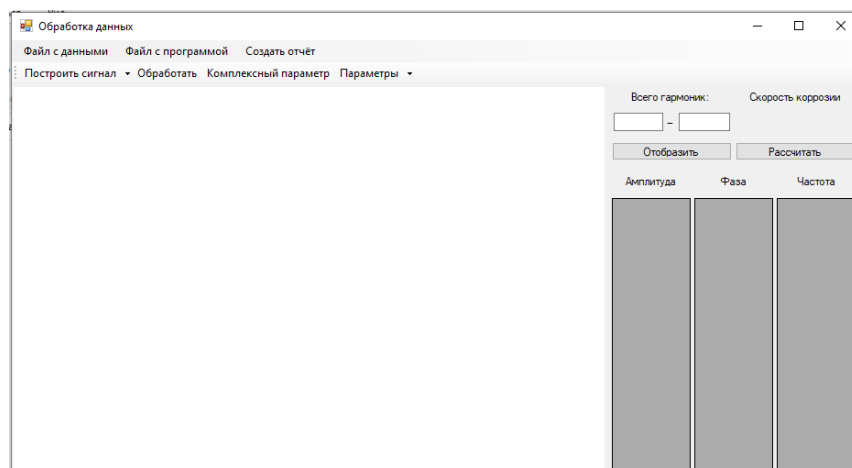


Рисунок 4.18 – Интерфейс разработанной программы

Для начала обработки данных пользователю необходимо выбрать файл данных (рисунок 4.19). Программа работает с файлами данных типа: dat, txt, xlxs.

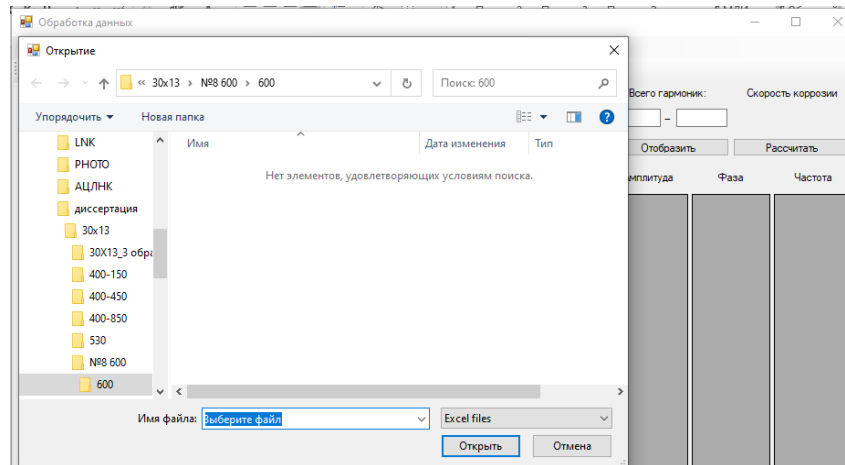


Рисунок 4.19 – Окно выбора файла данных в разработанной программе

После выбора файла данных пользователю необходимо (при наличии нескольких столбцов данных) определить столбцы соответствующие изменению магнитной индукции и напряженности магнитного поля (рисунок 4.20).

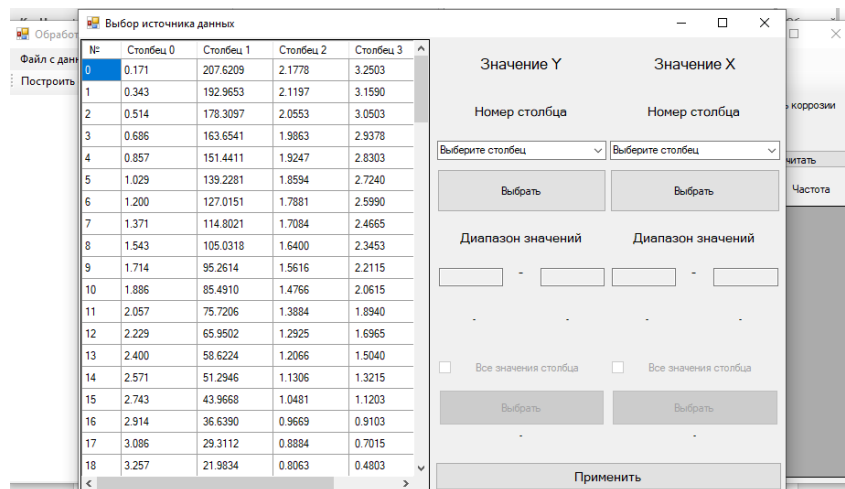


Рисунок 4.20 – Выбор столбцов данных в разработанной программе

После выбора данных пользователю становится возможным построить графическое изображение анализируемой зависимости (рисунок 4.21).

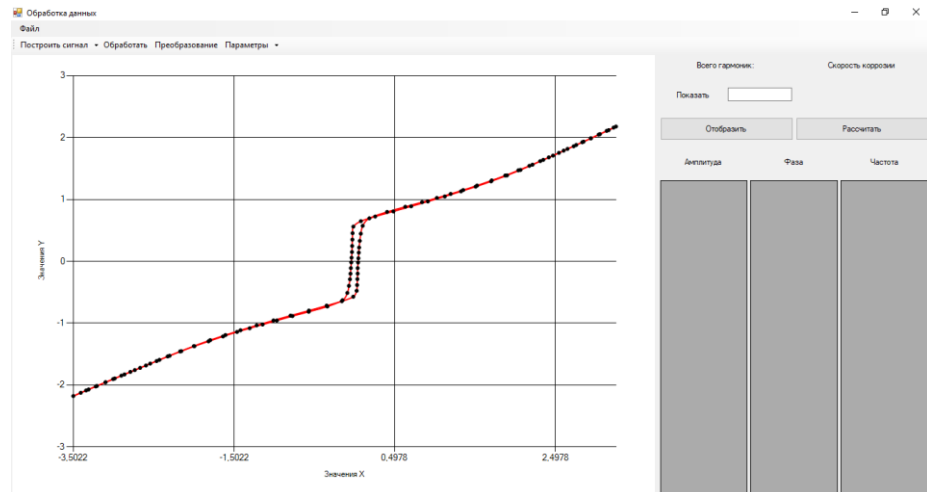


Рисунок 4.21 – Петля магнитного гистерезиса, построенная в разработанной программе

Следующим шагом можно графически представить вид развернутой петли магнитного гистерезиса. Данная возможность предусмотрена для устранения ошибок в обработке данных и более точного определения гармонических составляющих (рисунок 4.22).

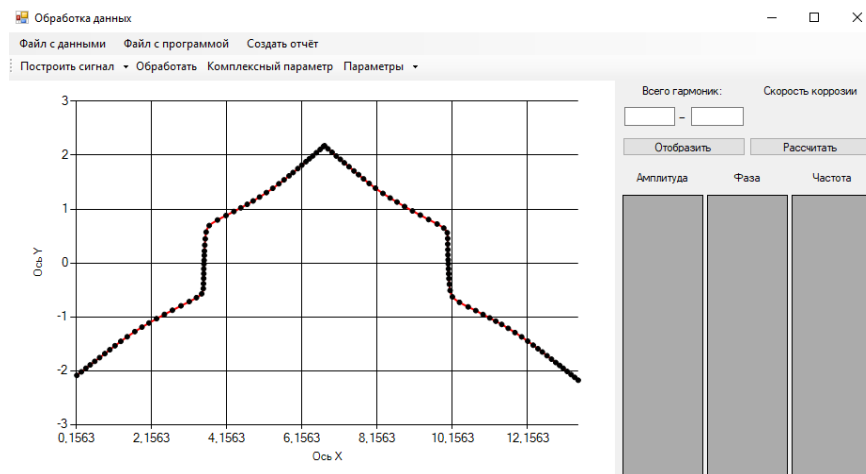


Рисунок 4.22 – Развернутая петля магнитного гистерезиса, построенная в разработанной программе

При нажатии на кнопку обработать происходит гармонический анализ развернутой петли магнитного гистерезиса, а также вывод в графическом и числовом виде спектральных составляющих (рисунок 4.23).

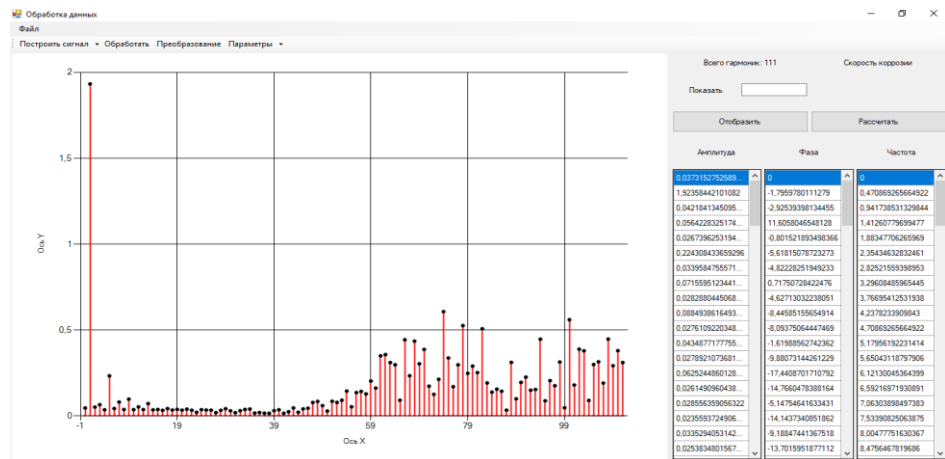


Рисунок 4.23 – Гармонический спектр, полученный при анализе петля магнитного гистерезиса в разработанной программе

После получения гармонических составляющих становится возможным выбор формулы используемой для расчёта комплексного параметра применяемого для определения скорости коррозии материала (рисунок 4.24).

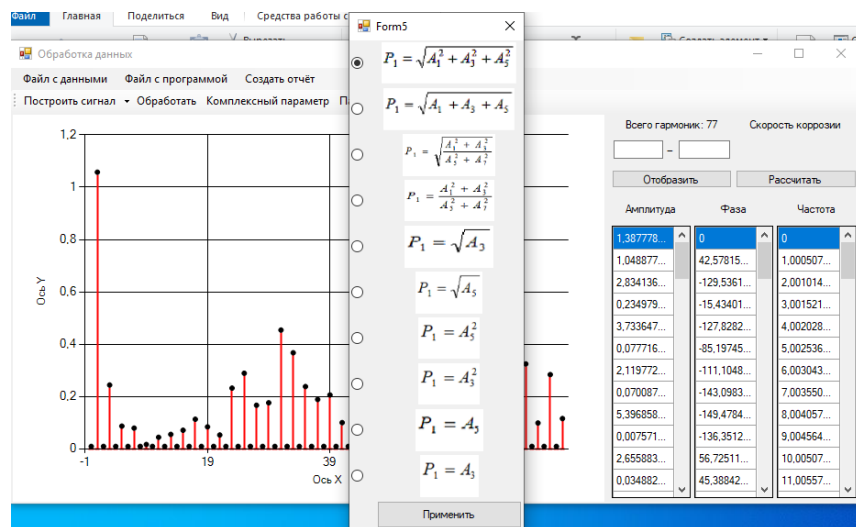


Рисунок 4.24 – Окно выбора формулы для расчёта комплексного параметра по гармоническим составляющим в разработанной программе

Далее необходимо ввести коэффициенты а и b уравнения корреляции комплексного параметра и скорости коррозии в определенной агрессивной среде (рисунок 4.25).

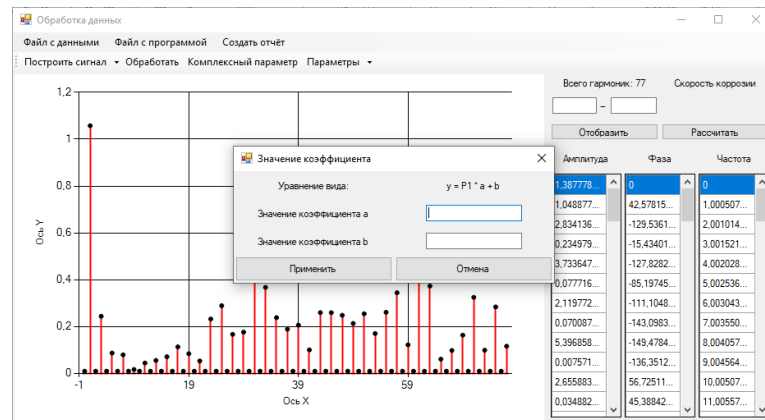


Рисунок 4.25 – Ввод коэффициентов регрессии для расчёта скорости коррозии по величине комплексного параметра в разработанной программе

Для получения величины скорости коррозии, выраженной в $\text{мкг}/(\text{сутки} \cdot \text{мм}^2)$ для определенной коррозионноактивной среды необходимо нажать кнопку рассчитать. При этом значение скорости коррозии появится в правом верхнем углу (рисунок 4.26).

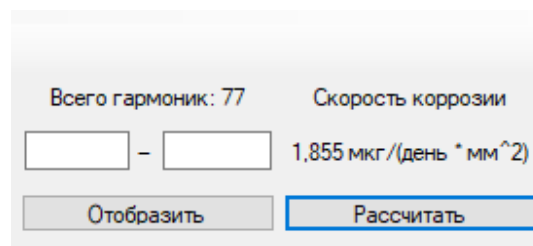


Рисунок 4.26 – Расчёта скорости коррозии по величине комплексного параметра в разработанной программе

4.8 Устройство для регистрации петель магнитного гистерезиса

Устройства для регистрации петель магнитного гистерезиса разнообразны в своем исполнении. Известны решения, которые предназначены для определения интегральных характеристик стального проката в виде прутков [216, 217]. Локальная регистрация петель магнитного гистерезиса может быть произведена на аппаратно-программной системы магнитной структуроскопии DIUS-1.15M [133, 134]. Устройство для регистрации петель магнитного гистерезиса состоит из П-образного электромагнита с датчиком Холла и обмотками. Между полюсами

электромагнита находится еще один датчик Холла для измерения тангенциальной составляющей напряженности магнитного поля. Данное решение имеет недостаток в виде больших размеров измерительной системы, что усложняет проведение измерений на объектах с малыми размерами или сложной геометрией.

На рисунке 4.27 представлена блок-схема и внешний вид устройства для измерения магнитных характеристик стали.

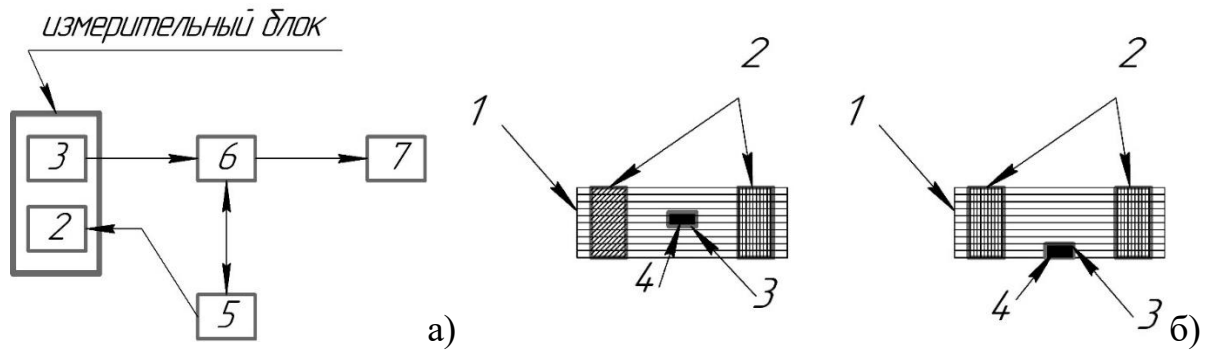


Рисунок 4.27 – Блок-схема и внешний вид устройства для измерения магнитных характеристик стали: 1- магнитный сердечник из аморфного материала с $H_c \sim 0,16$ А/м и $\mu \sim 120$ тысяч; 2- намагничивающие катушки; 3- чувствительный сенсор магнитного поля; 4- паз – отверстие для размещения сенсора магнитного поля; 5 - источник питания с возможностью регулировки формы и величины выдаваемого напряжения и обратной связью с ЭВМ; 6 – микроконтроллер; 7- ЭВМ.

Принцип работы предлагаемого варианта измерительной системы заключается в следующем. При подаче с источника питания напряжения на намагничивающие катушки создается магнитное поле, величина которого определяется как:

$$H = k \cdot I \quad (42)$$

где k - постоянная катушки;

I – сила тока в намагничивающих катушках.

Поле, создаваемое намагничивающими катушками, усиливается магнитным

сердечником, изготовленным из аморфного материала, создавая максимальное поле в области нахождения устройства. Расположенный в прямоугольном плоскопараллельном пазу преобразователь Холла или др. чувствительный к магнитному полю датчик как чувствительного сенсора магнитного поля, фиксирует тангенциальную $H_{\tau 2}$ составляющую напряжённости магнитного поля в сердечнике. Согласно работе [218] тангенциальная составляющая напряжённости магнитного поля рассеяния непрерывна при переходе из ферромагнетика в вакуум, следовательно, можно считать, что напряженность магнитного поля внутри исследуемого ферромагнетика H_i равна тангенциальной составляющей напряженности магнитного поля рассеяния над его поверхностью $H_{\tau 1}$ и тангенциальной $H_{\tau 2}$ составляющей напряжённости магнитного поля в сердечнике $H_{\tau 2}$.

$$H_{\tau 1} = H_{\tau 2} = H_i \quad (43)$$

Где $H_{\tau 1}$ - тангенциальная составляющая напряженности магнитного поля над поверхностью исследуемого ферромагнетика;

$H_{\tau 2}$ - тангенциальная составляющая напряженности магнитного поля в сердечнике;

H_i - напряженность магнитного поля внутри исследуемого ферромагнетика.

При увеличении внешнего индуцирующего поля H , создаваемого катушкой, напряжённость магнитного поля внутри исследуемого объекта H_i увеличивается пропорционально (рисунок 4.28). Регистрируемая датчиков $H_{\tau 1}$ над поверхностью исследуемого ферромагнетика передается для обработки в микроконтроллер и далее на ЭВМ.

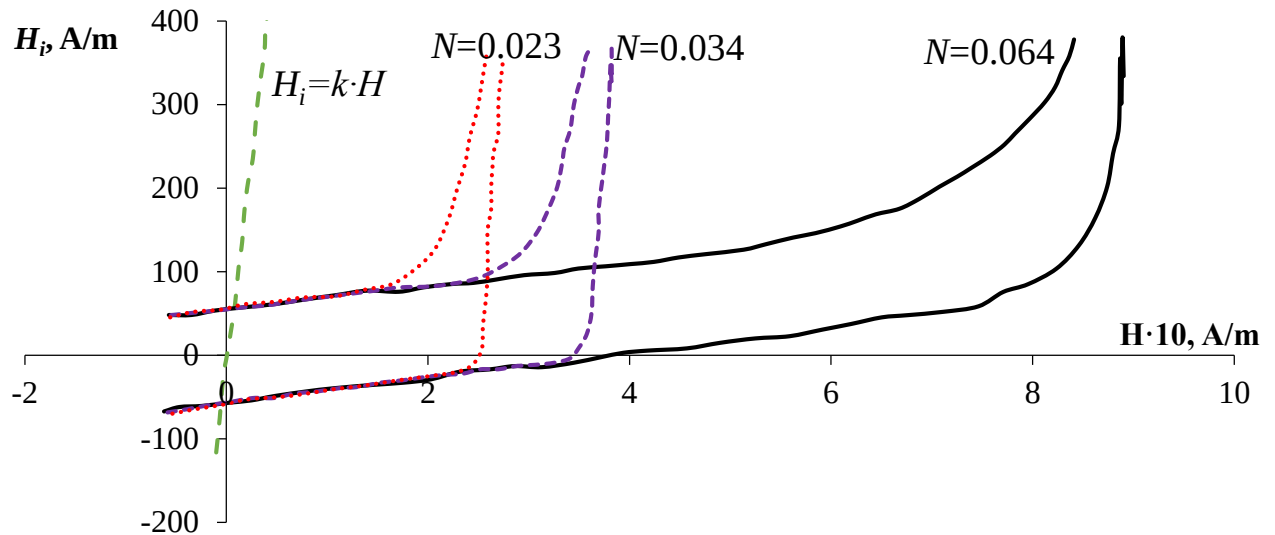


Рисунок 4.27 – Зависимость напряженности магнитного поля внутри исследуемого объекта от напряженности магнитного поля

Верхние и нижние линии, представленные на рисунке 4.27 представляют собой изменения напряженности магнитного поля внутри исследуемого ферромагнетика при изменении величины внешнего поля в прямом и обратном направлениях.

В работе [141] показано, что напряженность магнитного поля внутри исследуемого ферромагнетика определяется напряжённостью внешнего поля намагничивающих катушек и размагничивающим полем образца.

$$H_i = H - H_p = H - N \cdot M \quad (44)$$

Где N - размагничивающий фактор формы ферромагнитного образца,
 H_p – размагничивающее поле образца, обусловленное его формой,
 M - намагниченность ферромагнетика (как правило) в его центре.

Так как напряженность магнитного поля внутри исследуемого ферромагнетика является функцией от H , с учетом размагничивающего фактора формы возникает отклонение от линейной зависимости. Возникает петля магнитного гистерезиса в координатах «напряженность магнитного поля внутри исследуемого ферромагнетика - напряженность магнитного поля намагничивающих катушек $H_i = f(H)$ ». На рисунке 4.27 приведены петли магнитного гистерезиса сердечников длиной 114, 75, 18 мм при одинаковом

сечении, но с разным размагничивающим фактором формы, который составлял 0.023, 0.034, 0.064 соответственно.

При известной величине N , $H_{\tau 1}$, H можно определить значение величины намагниченности исследуемого ферромагнетика по формуле:

$$M = \frac{H - H_{\tau 1}}{N} \quad (45)$$

На рисунке 4.28 представлена петля магнитного гистерезиса полученная путем реализации предлагаемого подхода на образце, изготовленном из стали Ст3.

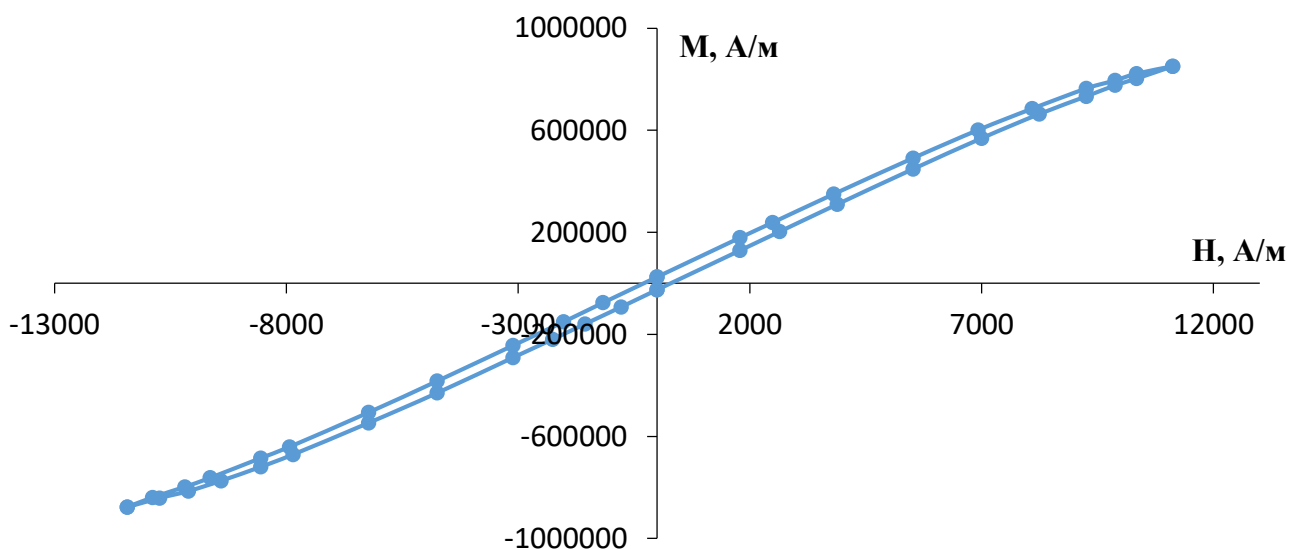


Рисунок 4.28 – Зависимость намагниченности материала полученной по величине N , $H_{\tau 1}$, H от создаваемой напряженности магнитного поля

4.9 Выводы по главе 4

1. При анализе полученных результатов установлено, что в низколегированной малоуглеродистой конструкционной стали 09Г2С присутствуют неметаллические включения типа сульфида марганца, образующиеся в процессе производства. Включений данного соединения имеют сферическую форму и располагаются в области межзеренных границ. При нагреве исследуемой стали до температур межкритического перехода, в котором образуется ферритно-мартенситная структура, данное соединение не претерпевает

существенных изменений. Наличие включений MnS существенным образом отражается на прочностных и коррозионных свойствах материала. Сульфид марганца выступает в роли точки начала процесса коррозионного разрушения.

2. Обнаружено, что вокруг включений MnS при сильной искаженности кристаллической решетки происходит образование ореола из углерода, диффундирующего из основной матрицы. Этот процесс приводит к изменению структурно – фазового состава материала в локальной области и возникновению локальной неоднородности в механических и коррозионных свойствах.

3. При повышении температуры отпуска происходит снижение дефектности кристаллической решетки за счет уменьшения количества дислокаций и распада неустойчивой фазы мартенсита. В результате этих процессов снижаются внутренние напряжения. Однако, происходит деформация менее прочных включений сульфида марганца. Они начинают приобретать вытянутую форму. Это приводит к увеличению коррозионноактивной области. При высоком отпуске в результате снижения дефектности структуры и завершении процесса распада мартенсита происходит обратное диффундирование углерода в обедненные области. В результате, вокруг включений наблюдается увеличение концентрации данного элемента. Данные процессы приводят к некоторому увеличению стойкости материала к коррозионным процессам.

4. На примере конструкционных сталей показана возможность использования комплексного параметра P_k для определения коррозионных свойств сталей. P_k имеет удовлетворительную корреляцию со скоростью коррозии конструкционных сталей в различных по своему составу агрессивных средах.

5. Показано возможность использования устройства на основе эффекта фактора формы для регистрации петель магнитного гистерезиса. Приведены данные о разработанном программном обеспечении применяемом для извлечения гармонических составляющих из петли магнитного гистерезиса.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В ходе выполнения диссертационной работы получены следующие основные результаты:

1. Создан алгоритм математической обработки петли магнитного гистерезиса сталей, основанный на извлечении его спектральных составляющих. Определены метрологические критерии и методические особенности предлагаемого решения с набором требований, предъявляемых к анализируемому массиву данных.

2. Определены технические и методические ограничения разрабатываемого метода; установлено, что минимальный массив анализируемых данных должен содержать 128 строк.

3. Проанализирована степень влияния формы петли гистерезиса стали, обусловленного её магнитными характеристиками, на гармонический спектр, и проведена ее оценка, направленная на разграничение влияния основных магнитных характеристик на гармонические составляющие.

4. Разработана методика контроля механических и коррозионных свойств стали на основе применения метода учета группового аргумента и гармонических составляющих, полученных при анализе петли магнитного гистерезиса. Проанализирована возникающая косвенная связь между рассматриваемыми параметрами на основе изменений, происходящих в структуре стали, её фазовом составе.

5. Установлена зависимость твёрдости и прочности стали от комплексного параметра, получаемого в результате гармонического анализа петли магнитного гистерезиса. Обнаружена аналитическая связь между скоростью коррозии стали в различных агрессивных средах и комплексным параметром, рассчитываемым по результатам измерения амплитуд гармонических составляющих временного сигнала петли гистерезиса. Проведен регрессионный и дисперсионный анализ, показывающий наличие закономерной связи между гармоническими составляющими и механическими и коррозионными свойствами

стали. Показанные регрессионные зависимости имеют коэффициент детерминации выше, чем у других магнитных параметров.

6. Разработан новый магнитный метод контроля механических и коррозионных свойств сталей, основанный на корреляционной зависимости комплексного параметра, определяемого в результате спектрального анализа петли магнитного гистерезиса, от твёрдости, прочности, размеров зерна стали. К преимуществам разработанного метода можно отнести возможность его применения на локальном участке эксплуатируемой конструкции.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Михеев, М. Н. Магнитные методы неразрушающего контроля структурного состояния и прочностных характеристик термически обработанных изделий: Обзор [Текст] / М. Н. Михеев, Э.С. Горкунов // Дефектоскопия. – 1985. – №3. – С. 3-21.**
2. **Колот, Г.Ф. Неразрушающий контроль механических напряжений и деформаций магистральных газопроводов [Текст] / Г.Ф. Колот, А.А. Тиморин, З.П. Осинчук // Нефтяная и газовая промышленность. – 1979. – а№2. – С. 41-43.**
3. **Новиков, В.Ф. К определению напряжений в лопатках турбин магнитоупругим методом [Текст] / В.Ф. Новиков, В.П. Тихонов // Проблемы прочности. – 1981. – № 1. - С. 64-67.**
4. **Сандомирский, С. Г. Анализ связи коэрцитивной силы с временным сопротивлением углеродистых сталей [Текст] / С. Г. Сандомирский // Металловедение и термическая обработка «Сталь». – 2016. – № 9.– С. 62-65.**
5. **Михеев, М.Н. Магнитные методы структурного анализа и неразрушающего контроля [Текст] / М.Н. Михеев, Э.С. Горкунов. – М. Наука, 1993. – 252 с.**
6. **Толмачев И.И. Магнитные методы контроля и диагностики: учебное пособие [Текст] / И.И. Толмачев. – Томск: Изд-во ТПУ, 2008. – 216 с.**
7. **Акулов, Н.С. Ферромагнетизм [Текст]/ Н.С. Акулов. М.—Л., ОНТИ, 1939. – 187 с.**
8. **Воисовский, С.В. Ферромагнетизм [Текст] / С. В. Воисовский, Я.С. Шур. М. – Л., Гостехиздат, 1948. – 816 с.**
9. **Бозорт, Р.М. Ферромагнетизм [Текст] / Р.М. Бозорт. – М.. Изд-во иностр, лит., ГИТТЛ, 1956. – 784 с.**
10. **Киттель, Г. Физическая теория ферромагнитных областей самопроизвольной намагниченности [Текст] / Г. Киттель. – В кн.: Физика ферромагнитных областей. М., Изд-во иностр. лит, 1951. – 116 с.**

11. **Неель, Л. Процессы намагничивания и ферромагнитные области монокристаллов железа [Текст] / Л. Неель // В кн.: Физика ферромагнитных областей. М., Изд-во иностр. лит. – 1951. – С. 215 - 239.**
12. **Вонсовский, С. В. Магнетизм [Текст]/ С. В. Вонсовский. - М.. «Наука», 1971. – 1032 с.**
13. **Матюк, В.Ф. Контроль качества отпуска закаленных изделий из конструкционных среднеуглеродистых сталей импульсным магнитным методом [Текст] / В.Ф. Матюк, В.А. Бурак // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2011. – Т. 77. – № 9. – С. 31-36.**
14. **Бида Г. В., Ничипурук А. П. Магнитные свойства термообработанных сталей [Текст] / Г. В. Бида, А. П. Ничипурук. – Екатеринбург: УрО РАН, 2005. – 218 с.**
15. **Царькова, Т.П. Магнитные свойства и методы контроля качества термически и деформационно упрочненных сталей [Текст]: автореферат дисс. на соиск. уч. ст. канд. тех. наук. / Ин-т физики металлов. Екатеринбург, 1995г.**
16. **Бида, Г.В. Многопараметровые методы в магнитной структуроскопии и неразрушающем контроле механических свойств сталей [Текст] / Г.В. Бида, А.П. Ничипурук // Дефектоскопия. – 2007. – № 8. – С. 3-24.**
17. **Белов, К.П. Магнитострикционные явления и их технические приложения [Текст] / К.П. Белов. - М.: Наука, 1987. – 158 с.**
18. **Бида, Г.В. Магнитный контроль механических свойств проката [Текст] / Г.В. Бида, Э.С. Горкунов, В.М. Шевнин. –М.: УрО РАН, 2002. – 252 с.**
19. **Белов, Н. Я. Магнитные и электрические свойства конструкционных и низколегированных сталей [Текст] / Н. Я. Белов, Е. М. Вишнякова, Л. С. Лаврентьев и др. – М.: Ленинградский дом научно-технической пропаганды, 1969. – 36 с.**
20. **Новиков, И.И. Теория термической обработки металлов [Текст] / И.И. Новиков. – М.: Металлургия, 1978. – 392 с.**

21. **Счастливец, В.М. Структура термически обработанной стали [Текст]** / В.М. Счастливец, Д.А. Мирзаев, И.Л. Яковлева. – М.: Металлургия, 1994. – 288 с.
22. **Костин, В. Н. Магнитный контроль твердости литой вагонной стали 32Х06Л после закалки и высокотемпературного отпуска [Текст]** / В. Н. Костин, А. П. Ничипурук, Л. А. Николаева [и др.] // Дефектоскопия. – 2016. – № 12. – С. 46-53.
23. **Способ магнитного контроля твердости поверхностного участка протяженной детали [Текст]:** Авторское свидетельство № 200266 А1 СССР, МПК G01N 27/80.: № 1025527/25-28 : заявл. 31.08.1965 : опубл. 13.07.1967 / Г. В. Зароченцев, И. Н. Юшкевич; заявитель Всесоюзный научно-исследовательский институт железнодорожного транспорта.
24. **Сандомирский, С. Г. Анализ параметров для магнитного контроля твердости стали 40Х [Текст]** / С. Г. Сандомирский // Актуальные вопросы машиноведения. – 2019. – Т. 8. – С. 283-285.
25. **Костин, В.Н. Необратимые изменения намагниченности как индикаторы напряженно-деформированного состояния ферромагнитных объектов [Текст]** / В.Н. Костин, Т.П. Царькова, А.П. Ничипурук, В.Е. Лоскутов, В.В. Лопатин, К.В. Костин // Дефектоскопия. – 2009. – № 11. – С. 54-67.
26. **Гарстка, Т. Применение эффекта баркгаузена для изучения напряженного состояния колец размером Ф500/410х45 из горячекатаной стали [Текст]** / Т. Гарстка, Г. Дья // Университетский научный журнал. – 2013. – № 5. – С. 63-71.
27. **Горкунов, Э.С. Влияние одноосного растяжения на магнитные характеристики трубной стали 12ГБ, подвергнутой воздействию сероводорода [Текст]** / Э.С. Горкунов, С.М. Задворкин, И.Н. Веселов, С.Ю. Митропольская, Д.И. Вичужанин // Дефектоскопия. – 2008. – № 8. – С. 67-75.
28. **Ren, S. Studies on stress-magnetism coupling effect for 35 steel components [Текст]** / S. Ren, Y. Ou, R. Fu, Y. Fu // Insight: Non-Destructive Testing and Condition Monitoring. – 2010. – Vol. 52. – Is. 6. – P. 305-309.

29. **Бида, Г.В. Магнитный метод оценки одноосных упругих напряжений растяжения и сжатия [Текст] / Г.В. Бида // Дефектоскопия. – 2011. – № 8. – С. 64-75.**

30. **Ничипурук А.П. Возможность магнитного контроля предшествующих разрыву пластических деформаций в конструкциях из низкоуглеродистых сталей [Текст] / А.П. Ничипурук, А.Н. Сташков, В.Н. Костин, М.К. Корх // Дефектоскопия. – 2009. – № 9. – С. 31-38.**

31. **Костин, К. В. Выбор параметров и алгоритма магнитной твердометрии углеродистых термообработанных сталей методом регрессионного моделирования [Текст] / К. В. Костин, В. Н. Костин, Я. Г. Смородинский [и др.] // Дефектоскопия. – 2011. – № 2. – С. 3-11.**

32. **Сандомирский, С. Г. Современные возможности магнитного контроля структуры изделий (обзор) [Текст] / С. Г. Сандомирский // В мире неразрушающего контроля. – 2009. – № 1(43). – С. 40-46.**

33. **Бида, Г. В. Магнитный контроль глубины и твердости поверхностно упрочненных слоев на изделиях (обзор) [Текст] / Г. В. Бида // Дефектоскопия. – 2006. – № 5. – С. 10-28.**

34. **Вида, Г. В. Магнитные свойства и твердость мартенситно-стареющей стали 08X15H5Д2Т и неразрушающий контроль остаточного аустенита в деталях [Текст] / Г. В. Вида, Е. Ю. Сажина, А. П. Ничипурук, Т. П. Царькова // Дефектоскопия. – 2008. – № 3. – С. 1-18.**

35. **Новиков, В. Ф. О контроле напряженно-деформированного состояния стальных мостовых конструкций (мост) методом магнитоупругого размагничивания [Текст] / В. Ф. Новиков, С. М. Кулак, В. О. Андреев // Строительная механика и расчет сооружений. – 2020. – № 4(291). – С. 3-7.**

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

37. Колот, Г.Ф. Техническая диагностика напряженно-деформированного состояния металла сварных труб линейной части магистральных газопроводов [Текст] / Г.Ф. Колот, А.А. Тиморин, И.М. Жданов, Сорокин И.И. // Нефтяная и газовая промышленность. – 1980. – №1. – С. 38-40.

38. Кулеев, В. Г. О влиянии пластической деформации малоуглеродистых ферромагнитных сталей на изменение формы их петель гистерезиса и зависимостей дифференциальной проницаемости от поля [Текст] / В. Г. Кулеев, Т. П. Царькова, Е. Ю. Сажина, А. С. Дорошек // Дефектоскопия. – 2015. – № 12. – С. 32-45.

39. Ульянов, А. И. Магнитные свойства цементита и коэрцитивная сила углеродистых сталей после пластической деформации и отжига [Текст] / А. И. Ульянов, А. А. Чулкина // ФММ. – 2009. – т.107. – № 5Э. – С. 472-481.

40. Bulte, D. P. Origins of magneto-mechanical effect [Текст] / D. P. Bulte, R. A. Langman // J. of Mag. and Magnetic Materials. – 2002. – v. 251. – p. 229—243.

41. Сташков, А. Н. Влияние пластической деформации и ортогонального подмагничивающего поля на процессы намагничивания низкоуглеродистой стали [Текст] / А. Н. Сташков, А. П. Ничипурук, М. С. Огнева, В. Г. Кулеев // Дефектоскопия. – 2012. – № 12. – с. 31—39.

42. Кулеев, В. Г. К вопросу о возможности контроля остаточных сжимающих напряжений в сталях, вызванных их пластической деформацией, с помощью остаточной намагниченности [Текст] / В. Г. Кулеев, Т. П. Царькова, М. С. Огнева, А. П. Ничипурук, А. Н. Сташков // Дефектоскопия. – 2013. – № 12. – с. 53—60.

43. Abuku, S. Magnetics Studies of Residual Stress in Iron and Steel Induced by Uniaxial Deformation [Текст] / S. Abuku // Jap. Journal of appl. Phys. . – july 1977. – v. 16. – № 7. – p. 1161—1170.

44. Stashkov, A.N. Magnetic incremental permeability as indicator of compression stress in low-carbon steel [Текст] / A.N. Stashkov, E.A. Schapova, A.P. Nichipuruk, A.V. Korolev // NDT & E International. – 2021. – № 118. – P. 102398

45. Горкунов, Э. С. Влияние упругой одноосной деформации среднеуглеродистой стали на ее магнитострикцию в продольном и поперечном направлениях [Текст] / Э. С. Горкунов, Ю. В. Субачев, А. М. Поволоцкая, С. М. Задворкин // Дефектоскопия. – 2013. – № 10. – С. 40-52.
46. Gorkunov, E. S. Magnetic methods for estimating elastic strains in steel structural members [Текст] / E. S. Gorkunov, E. I. Yakushenko, S. M. Zadvorkin, A. N. Mushnikov // In: Proc. of the 18th World Conference on Non-Destructive Testing, South Africa, ICC Durban, 16—20 April 2012. – №. 183 (CD).
47. Деордиев, Г.И. Магнитострикционный способ измерения напряжений в металлоконструкциях [Текст] / Г.И. Деордиев, Т.Х. Бикташев // Дефектоскопия. – 1977. – №3. – с.83-95.
48. Новиков, В.Ф. Магнитная диагностика механических напряжений [Текст] / В.Ф. Новиков, М.С. Бахарев. - Издательство Вектор. БУК Тюмень, 2001. – 220 с.
49. Takagi, M. On a statistical Domain theory of Ferromagnetic cristals [Текст] / M. Takagi // Part II. Sci. Rep. Tohoku Imp. Univ.. – 1939. – Vol.28. – p. 85-127.
50. Z. Malek, Z. Angew. Phys. 9. 613 (1957)
51. Дехтяр И.Я. Аннигиляция позитронов с электронами в пластически деформированных металлах / И.Я. Дехтяр, Д.А. Левина, В.С. Михаленков // ДАН СССР. – 1964. – №156. – 4. - С. 795-798.
52. W. Kroster, L. Bangert, Acta Met. – 1955. – №3. – p. 274.
53. Лещенко, И.Г. Контроль и измерения методом высших гармоник [Текст] / И.Г. Лещенко // – Томск: Томский ЦНТИ, 1970. № 78. – с. 94.
54. Моисеев, Ю. В. Неразрушающий контроль твердости и глубины закаленного слоя чугуновых гильз двигателя "КАМАЗ" [Текст] / Ю. В. Моисеев, В. А. Твердохвалов, Н. А. Кудрявченко // Литейное производство. – 2018. – № 8. – С. 5-9.
55. Мусихин, С.А. О возможности неразрушающего контроля напряженного состояния трубопроводов в режиме испытаний и эксплуатации.

[Текст] / С.А. Мусихин // В сб.: Нефть и газ Западной Сибири. Проблема добычи и транспортировки. Тезисы докладов Всесоюзной конференции. Тюмень. - 1985. - С. 189-190.

56. **Вонсовский, С.В. Влияние слабых упругих напряжений на начальную обратимую восприимчивость ферромагнетиков [Текст] / С.В. Вонсовский // Журнал экспериментальной и теоретической физики. – 1947. – Т. 17. – № 12. – С. 1094-1105.**

57. **Ничипурук, А.П. Влияние структурных изменений при отпуске на обратимые процессы намагничивания в конструкционных сталях [Текст] / А.П. Ничипурук, Э.С. Горкунов, В.Г. Кулеев, Н.И. Чарикова // Дефектоскопия. – 1990. – № 8. – С. 68-75.**

58. **Ничипурук, А.П. Влияние дислокационной структуры, формируемой пластической деформацией, на магнитные и магнитоупругие свойства железа и низкоуглеродистой стали [Текст] / А.П. Ничипурук, Н.И. Носкова, Э.С. Горкунов, Е.Г. Пономарева // Физика металлов и металловедение. – 1992. – № 12. – С. 81-87.**

59. **Большаков, В.Н. Влияние механических напряжений на локальную остаточную намагниченность [Текст] / В.Н. Большаков, В.Г. Горбаш, Т.В. Оленович // Известия АН БССР, Серия. Физ. Тех. Наук. – 1980. – № 1. – С. 109-112.**

60. **Горкунов, Э.С. Устойчивость остаточной намагниченности термически обработанных стальных изделий к действию упругих деформаций [Текст] / Э.С. Горкунов, В.Ф. Новиков, А.П. Ничипурук, В.В. Насонов, А.В. Кадров, И.Н. Татлыбаева // Дефектоскопия. – 1991. – № 2. – С. 68-76.**

61. **Матюк, В.Ф. Приборы магнитной структуроскопии листового проката сталей в технологическом потоке производства [Текст] / В.Ф. Матюк // Неразрушающий контроль и диагностика. – 2013. – № 2. – С. 3-28.**

62. **Мельгуй, М.А. Многопараметровые методы магнитной структуроскопии и приборы для их реализации (обзор). Ч. II. Импульсный**

магнитный многопараметровый метод и прибор ИМА-М для его реализации [Текст] / М.А. Мельгуй // Дефектоскопия. – 2015. – № 3. – С. 11-20.

63. Проботюк, В. В. Математическая модель магнитоупругого преобразователя и его гармоническое представление : специальность 05.13.18 «Математическое моделирование, численные методы и комплексы программ» : диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук / Проботюк Владимир Викторович. – Тюмень, 2005. – 112 с.

64. Makar, J.M. The in situ measurement of the effect of plastic deformation on the magnetic properties of steel. Part I. Hysteresis loops and magnetostriction [Текст] / J.M. Makar, B.K. Tanner // Journal of Magnetism and Magnetic Materials. – 1998. – Vol. 184. – P. 193-208.

65. Makar, J.M. The in situ measurement of the effect of plastic deformation on the magnetic properties of steel. Part II. Permeability curves[Текст] / J.M. Makar, B.K. Tanner // Journal of Magnetism and Magnetic Materials. – 1998. – Vol. 187. – P. 353-365.

66. Shi, P. Overview of Researches on the Nondestructive Testing Method of Metal Magnetic Memory: Status and Challenges [Текст] / P. Shi, S. Su, Z. Chen // Journal of Nondestructive Evaluation. – 2020. – Vol. 39. – Article №. 43.

67. Новиков, В.Ф. Магнитоупругий метод контроля напряженно-деформированного состояния стальных металлоконструкций в условиях севера [Текст] / В.Ф. Новиков, А.В. Радченко, В.П. Устинов, М.С. Мимеев // Академический журнал Западной Сибири. – 2015. – Т. 11. – № 5 (60). – С. 28-31.

68. Яновский, Б.М. Земной магнетизм. Т. 2 [Текст] / Б.М. Яновский. - Л.:Изд. ЛГУ, 1963. –461 с.

69. Горкунов, Э.С. Магнитоупругая акустическая эмиссия в ферромагнитных материалах. 2. Влияние упругих и пластических деформаций на параметры магнитоупругой акустической эмиссии [Текст] / Э.С. Горкунов, Ю.Н. Драгошанский, В.А. Хамитов // Дефектоскопия. – 2001. – № 12. – С. 3-31.

70. **Зайкова, В.А. Изменение магнитной структуры кристаллов кремнистого железа под действием упругих напряжений [Текст] / В.А. Зайкова, Я.С. Шур // Известия АН СССР, (серия физическая). – 1958. – Т. XXII. №10. – С. 1185-1193.**

71. **Шур, Я.С. О влиянии напряжений на магнитную структуру кристаллов кремнистого железа [Текст] / Я.С. Шур, В.А. Зайкова // Физика металлов и металловедение. – 1958. – Т. VI. – вып. 3. – С. 545-555.**

72. **Драгошанский, Ю.Н. О влиянии упругого растяжения на доменную структуру кристаллов кремнистого железа и кобальта [Текст] / Ю.Н. Драгошанский, В.А. Зайкова, Я.С. Шур // Физика металлов и металловедение. – 1968. – Т. 25. – вып. 2. – С. 289-297.**

73. **Бородин, В.И. Влияние механических напряжений на некоторые свойства магнитострикционных материалов. (Эксперимент) [Текст] / В.И. Бородин, Н.А. Баранова, В. Г. Кулеев // Физика металлов и металловедение. – 1972. – Т. 33. – вып.1. – С. 94-105.**

74. **Кулеев, В. Г. Влияние механических напряжений на некоторые свойства магнитострикционных материалов. (Теория) [Текст] / В. Г. Кулеев, В.И. Бородин // Физика металлов и металловедение. – 1972. – Т. 33. – вып.2. – С. 227-240.**

75. **Правдин, Л.С. Особенности магнитоупругого эффекта в стали [Текст] / Л.С. Правдин, К.Б. Власов, В. Г. Кулеев // Физика металлов и металловедение. – 1979. - Т. 47. - вып. 1, С.78-88.**

76. **Правдин, Л.С. Особенности магнитострикционного эффекта в стали [Текст] / Л.С. Правдин, К.Б. Власов, Н.М. Родигин // Физика металлов и металловедение. – 1979. – Т. 47. – вып.3. – С. 501-510.**

77. **Правдин, Л.С. Особенности изменения намагниченности и магнитострикции от малых приращений упругих напряжений и магнитного поля на примере малоуглеродистой стали [Текст] / Л.С. Правдин, В.А. Бурцева // Дефектоскопия. – 1992. – №4. – С. 29-38.**

78. **Орехов, Г. Т. Влияние углерода на изменение магнитоупругого эффекта в сплавах на железной основе [Текст] / Г. Т. Орехов // Дефектоскопия. – 1974. – № 4. – С. 117-119.**

79. **Чаплыгин, В.И. Прибор для контроля механических напряжений в ферромагнетиках материала [Текст] / В.И. Чаплыгин, В.Ф. Безотосный // Изв. вуз. Приборостроение. – 1979. – Т. 22. – №2. - С. 42-45.**

80. **Методы определения показателей коррозии и коррозионной стойкости [Текст]:** ГОСТ 9.908–85. – Введ. 1987-01-01. - М.: Изд-во стандартов, 2015. – 79 с.

81. **Малахов, А.И. Основы материаловедения и теория коррозии [Текст] / А.И. Малахов, А.П. Жуков. – М. Высш. школа, 1989. – 516 с.**

82. **Naganuma, A. Application of the multichannel electrode method to monitoring of corrosion of steel in an artificial crevice [Текст] / A. Naganuma, K. Fushimi, K. Azumi, H. Habazaki, H. Konno // Corrosion Science. – 2010. – Vol. 52. – № 4. – pp. 1179-1186.**

83. **Introduction to Corrosion Monitoring / Metal Samples:Corrosion Monitoring Systems:.** – (www.alspi.com/introduction.htm (accessed March 20, 2013)).

84. **Kong, L. Steel bar corrosion monitoring by potentiostatic pulse method [Текст] / L. Kong, G. Qiao, T. Zhang, G. Song // Advanced Materials Research. – 2011. – Vol. 163-167. – pp. 2941-2944.**

85. **Способ определения скорости коррозии [Текст]:** Пат. 2193182 Российская Федерация, МПК7 G 01 N 17/00. / Новиков В.Ф., Крылов Г.В., Быков В.Ф., Болтов А.А.; заявитель и патентообладатель ООО ТюменНИИгипрогаз. – № 2000101941/28; заявл. 26.01.2000.; опубл. 20.11.2002. Бюл. № 32.

86. **Способ контроля скорости коррозии металлических объектов [Текст]:** Пат. 2110784 Российская Федерация, МПК7 G 01 N 17/0. / Пчельников Ю.Н., Дымшиц Р.М., Сулимин А.Д., Федичкин Г.М., Галиуллин З.Т., Сулимин В.Д., Карпов С.В.; заявитель и патентообладатель Всероссийский научно-исследовательский институт природных газов и газовых технологий. – № 95119931/28; заявл. 21.11.1995.; опубл. 10.05.1998.

87. **Atul, Tiwari Intelligent Coatings for Corrosion Control [Текст]** / Tiwari Atul, Hihara Lloyd, Rawlins James. – Butterworth-Heinemann, 2014. – P. 746.
88. **Устройство для испытания плоских образцов на коррозию в сложно-напряженном состоянии [Текст]:** А.с. 355546 СССР МКИЗ G 01 N 17/00 / Драгунов К.Г., Данилов П.Н., Панов Б.А., Старобогатова В.А.
89. **Кеше, Г. Коррозия металлов [Текст]** / Г. Кеше. – М.: Металлургия, 1984. – 400 с.
90. **Петров, Н.А. Результаты применения, технические решения и перспективные задачи полевой диагностики и коррозионного мониторинга магистральных газопроводов** / Н.А. Петров, Ф.К. Фатрахманов, Ф.Г. Тухбатуллин // [-\(http://www.vniigaz.com/russian/articles/petrov2.htm\)](http://www.vniigaz.com/russian/articles/petrov2.htm)
91. **Михайловский Ю.Н. Контроль коррозионного состояния подземных трубопроводов с помощью резисторных датчиков [Текст]** / Ю.Н. Михайловский, А.И. Маршаков, В.Э. Игнатенко, М.А. Петрунин, Н.А. Петров, В.М. Буховцев // Защита металлов. – 2000. – Т. 36. – №6. – С. 636-641.
92. **Способ измерения скорости коррозии деталей в агрессивной среде [Текст]:** А.с. 1052945 СССР МКИЗ G 01 N 17/00. / А.Л. Анохин, В.С. Новицкий, В.С. Кузуб и В.А. Мокиенко (СССР). – №2946634/25-28: заявл. 26.06.80; опубл. 07.11.83, Бюл. № 41
93. **Скорчеллетти, В.В. Теоретическая электрохимия [Текст]** / В.В. Скорчеллетти. – Л.: Химия, 1974. – 567 с.
94. **Поляков С.Г. Применение электрохимических методов при коррозионном мониторинге трубопроводного транспорта [Текст]** / С.Г. Поляков // Техническая диагностика и неразрушающий контроль. – 1998. - № 4. – С. 31 – 36.
95. **Способ, предусматривающий использование электрохимического шума при коррозии [Текст]:** Пат. 2222001 США МПК7 G 01 N 1/28 / Йованчичевич Владимир; заявитель и патентообладатель Бэйкер Хьюз Инкорпоретед. – № 2001119059/28; заявл. 09.12.1999; опубл. 20.01.2004.

96. **Датчик-свидетель скорости коррозии магнитный [Текст]:** Пат. 45530 Российская Федерация МПК7 G01 N 17/00. / Новиков В.Ф., Муратов К.Р.; заявитель и патентообладатель ГОУ ВПО Тюменский госуд. нефтегазовый университет – № 2004133415/22: заявл. 16.11.2004; опубл. 10.05.2005 Бюл. № 13

97. **Демирчан, К.С. Теоретические основы электротехники [Текст].** Том 3. Учебник для вузов. 4-е изд / К.С. Демирчан, Л.Р. Нейман, Н.В. Коровкин, В.Л.Чечурин. – изд. Питер, 2003 – 384 с.

98. **Способ, предусматривающий использование электрохимического шума при коррозии [Текст]:** Пат. 2222001 США МПК7 G 01 N 1/28 / Йованчичевич Владимир; заявитель и патентообладатель Бэйкер Хьюз Инкорпоретед. – № 2001119059/28; заявл. 09.12.1999; опубл. 20.01.2004.

99. **Пономарев, Ю.Ф. Закономерности гармонических составляющих намагниченности циклически перемагничиваемых ферромагнитных сердечников и возможности их использования. II. Обзор основных аналитических расчетов [Текст] / Ю.Ф. Пономарев // Дефектоскопия. – 1983. – № 12. – С. 34-48.**

100. **Пономарев, Ю.Ф. Гармонический анализ намагниченности ферромагнетиков, перемагничиваемых переменным полем, с учетом магнитного гистерезиса. II. Расчет нечетных гармоник [Текст] / Ю.Ф. Пономарев // Дефектоскопия. – 1985. – № 10. – С. 23-32.**

101. **Пономарев, Ю.Ф. Гармонический анализ намагниченности ферромагнетиков, перемагничиваемых переменным полем, с учетом магнитного гистерезиса. III. Расчет четных гармоник [Текст] / Ю.Ф. Пономарев // Дефектоскопия. – 1986. – № 5. – С. 29-37.**

102. **Пономарев, Ю.Ф. Закономерности гармонических составляющих намагниченности циклически перемагничиваемых ферромагнитных сердечников и возможности их использования. I. Критерии физического подобия [Текст] / Ю.Ф. Пономарев // Дефектоскопия. – 1983. – № 9. – С. 52-62.**

103. **Седлецкий, А. М. Классы аналитических преобразований Фурье и экспоненциальные аппроксимации [Текст] / А. М. Седлецкий.** – Москва : ФИЗМАТЛИТ, 2005. – 504 с.

104. **Малоземов, В. Н. Основы дискретного гармонического анализа [Текст] / В. Н. Малоземов, С. М. Машарский.** – Санкт-Петербург : Издательство "Лань", 2012. – 301 с.

105. **Способ оценки стойкости сталей и сплавов к коррозии [Текст]:** Патент № 2777695 С1 Российская Федерация, МПК G01N 17/00.: № 2021132922 : заявл. 12.11.2021 : опубл. 08.08.2022 / Р. А. Соколов, В. Ф. Новиков, К. Р. Муратов.

106. **Hysteresis [Текст]:** Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ № 2022662386 Российская Федерация. : № 2022660697 : заявл. 08.06.2022 : опубл. 01.07.2022 / Р. А. Соколов.

107. **Программа для определения гармонических составляющих дискретного сигнала «Спектр» [Текст]:** Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ № 2022667731 Российская Федерация.: № 2022667054 : заявл. 16.09.2022: опубл. 23.09.2022 / К. Р. Муратов, Р. А. Соколов.

108. **Lapshin, R. V. Analytical model for the approximation of hysteresis loop and its application to the scanning tunneling microscope [Текст] / R. V. Lapshin //** Review of Scientific Instruments. – 1995. – volume 66. – № 9. – p. 4718-4730.

109. **Lapshin, R. V. Analytical model for the approximation of hysteresis loop and its application to the scanning tunneling microscope [Текст] / R. V. Lapshin //** Review of Scientific Instruments (AIP). – v. 66 (9). – p. 4718-4730.

110. **Lapshin, R. V. An improved parametric model for hysteresis loop approximation [Текст] / R. V. Lapshin //** Review of Scientific Instruments (AIP). – v. 91 (6).

111. **Ничипурук, А. П. Коэрцитиметрический контроль качества стальных деталей. Уральская школа коэрцитиметрии [Текст] / А. П. Ничипурук, А. Н. Сташков, В. Н. Костин [и др.] //** В мире неразрушающего контроля. – 2015. – Т. 18. – № 4. – С. 9-13.

112. **Величко, В. Л. Контроль твердости деталей из стали 40ХН методом высших гармоник [Текст] / В. Л. Величко, В. Ф. Мелешин // Дефектоскопия. – 1980. — № 12. – С. 27-33.**

113. **Металлы. Метод измерения твердости по Роквеллу [Текст]: ГОСТ 9013—59. – Введ. 01.01.60. Измененная редакция, изм. № 3. – М. : Издательство стандартов, 2001. – 13 с.**

114. **Способ неразрушающего контроля магнитных материалов [Текст]: А.с. 794499 СССР БИ / В.В. Нассонов, В.Ф. Новиков (СССР). - 1981, Бюл. № 1.**

115. **Шель, М.М. Неразрушающий контроль методом высших гармоник [Текст] / М.М. Шель. – Труды НИИХИММАШ; вып.2, Иркутск, 1970. – 133 с.**

116. **Мальков, О. В. Измерение твердости металлов: электронное учебное издание [Текст] / О. В. Мальков, А. В. Литвиненко под ред. О. В. Малькова. – М. : МГТУ им. Баумана, 2011. – 19 с.**

117. **Ничипурук, А. П. О функциональных возможностях магнитного структуроскопа СМ-401 [Текст] / А. П. Ничипурук, Г. В. Бида, А. М. Шанаурин, А. Н. Сташков // Дефектоскопия. – 2003. – № 1. – С. 3.А**

118. **Сандомирский, С. Г. Повышение чувствительности остаточной намагниченности среднеуглеродистой стали к ее твердости [Текст] / С. Г. Сандомирский // Актуальные вопросы машиноведения. – 2021. – Т. 10. – С. 316-320.**

119. **Сандомирский, С. Г. Корреляционные зависимости между механическими свойствами и магнитным параметром стали 40Х [Текст] / С. Г. Сандомирский // Механика машин, механизмов и материалов. – 2019. – № 3(48). – С. 43-50.**

120. **Сандомирски, С. Г. Неразрушающий магнитный контроль физико-механических свойств ответственных крепежных компонентов из стали 30ХГСА [Текст] / С. Г. Сандомирский // Контроль. Диагностика. – 2020. – № 4. – С. 4-13.**

121. Мишин, А.С. **Возможность оценки фазового состава мартенситностареющей стали 03X11H102MT-ВД методом высших гармоник и по коэрцитивной силе [Текст]** / А.С. Мишин, В.В. Стацура, В.П. Коротков и др. // Тез. докл. межрег. НПК «Перспективные материалы, технологии, конструкции». Красноярск: САА. – 1997. – С. 163–165.

122. Пашагин, А.И. **Использование высших гармоник сигнала индукционного преобразователя для повышения информативности контроля [Текст]** / А.И. Пашагин, Н.П. Бенклевская, В.Е. Щербинин // Тезисы докладов XVII Российской научно-технической конференции Неразрушающий контроль и диагностика. Екатеринбург. – 2005. – С. 36.

123. Покровский, А.Д. **Исследование спектра сигнала проходного преобразователя [Текст]** / А.Д. Покровский // Дефектоскопия. – 1979. – № 4. – С. 77–83.

124. Пономарев, Ю.Ф. **Влияние размагничивающего фактора на гармонические составляющие намагниченности циклически перемагничиваемых ферромагнитных сердечников. I. Расчет [Текст]** / Ю.Ф. Пономарев // Дефектоскопия. – 1991. – № 5. – С. 61–694.

125. Сандовский, В.А. **Восстановление петель гистерезиса по спектру сигнала [Текст]** / В.А. Сандовский // Тезисы докладов XVII Российской научно-технической конференции Неразрушающий контроль и диагностика. Екатеринбург. – 2005. – С. 60.

126. Пономарев, Ю.Ф. **Обобщенный анализ характеристик трубчатых феррозондов с поперечным возбуждением. V. Феррозонд – параметрическое устройство [Текст]** / Ю.Ф. Пономарев // Дефектоскопия. – 1999. – № 2. – С. 3–17.

127. Пономарев, Ю.Ф. **Гармонический анализ намагниченности ферромагнетиков, перемагничиваемых переменным полем, с учетом магнитного гистерезиса. II. Расчет нечетных гармоник [Текст]** / Ю.Ф. Пономарев // Дефектоскопия. – 1985. – №10. – С. 23-32.

128. Пономарев, Ю.Ф. **Гармонический анализ намагниченности ферромагнетиков, перемагничиваемых переменным полем, с учетом**

магнитного гистерезиса. III. Расчет четных гармоник [Текст] / Ю.Ф. Пономарев // Дефектоскопия. – 1986. – № 5. – С. 29-37.

129. Пономарев, Ю.Ф. Гармонический анализ намагниченности ферромагнетиков, перемагничиваемых переменным полем, с учетом магнитного гистерезиса. IV. Применение к неразрушающему контролю [Текст] / Ю.Ф. Пономарев // Дефектоскопия. – 1986. – № 10. – С. 67-77.

130. Пономарев, Ю.Ф. Влияние магнитного гистерезиса на выходной сигнал магнитомодуляционных преобразователей с поперечным возбуждением. I Эксперимент [Текст] / Ю.Ф. Пономарев // Дефектоскопия. – 2002. – № 11. – С. 3-14.

131. Сандовский, В. А. Повышение разрешающей способности метода контроля термообработки ответственных деталей с использованием принципа множественной корреляции [Текст] / В. А. Сандовский, А. И. Уваров // Измерительная техника. – 2008. – № 7. – С. 45-50.

132. Садовникова, Н. П. Формирование модели контроля для использования в автоматизированной системе оценки качества термообработки стальных изделий: специальность 05.13.00 «Информатика, вычислительная техника и управление»: диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук / Садовникова Наталья Петровна. Волгоград, 2000. - 153 с.

133. Костин, В. Н. Мобильная аппаратно-программная система магнитной структуроскопии DIUS-1.15M [Текст] / В. Н. Костин, О. Н. Василенко, А. В. Бызов // Дефектоскопия. – 2018. – № 9. – С. 47-53.

134. Костин, В.Н. О преимуществах локального измерения коэрцитивной силы ферромагнитных объектов по внутреннему полю [Текст] / В.Н. Костин, О.Н. Василенко, А.В. Михайлов, Н.П. Лукиных, Д.Г. Ксенофонтов // Дефектоскопия. – 2020. – № 7. – С. 21-27.

135. Балина, О. В. Применение коэрцитиметрического метода для диагностики коррозионных повреждений металлоконструкций [Текст] / О. В.

Балина, В. В. Нассонов // Инженерный вестник Дона. – 2021. – № 4(76). – С. 398-407.

136. **Гобов, Ю. Л. Метод коэрцитиметрии при намагничивании П-образным электромагнитом [Текст] / Ю. Л. Гобов, С. В. Жаков, А. В. Михайлов, Ю. Я. Реутов // Дефектоскопия. – 2019. – № 12. – С. 42-48.**

137. **Мужицкий, В. Ф. Некоторые вопросы определения оптимальных размеров намагничивающих систем на постоянных магнитах [Текст] / В. Ф. Мужицкий, Д. А. Кудрявцев // Дефектоскопия. – 2004. – № 2. – С. 67-75**

138. **Биргер, И.А. Техническая диагностика [Текст] / И.А. Биргер. М.: Машиностроение, 1978. – 240 с.**

139. **Баласанян, С. Ш. Сравнительный анализ методов регрессии и метода группового учета аргументов при моделировании процессов переработки полезных ископаемых [Текст] / С. Ш. Баласанян, Э. М. Геворгян // Известия Томского политехнического университета. Инжиниринг георесурсов. – 2016. – Т. 327. – № 4. – С. 23-34.**

140. **Аузин, А. А. Статистический анализ данных каротажа методом группового учета аргументов [Текст] / А. А. Аузин, О. М. Муравина // Вестник Воронежского государственного университета. Серия: Геология. – 2010. – № 2. – С. 219-224.**

141. **Сандомирский, С.Г. Расчет и анализ размагничивающего фактора ферромагнитных тел [Текст] /С. Г. Сандомирский. – Минск: Беларуская наука, 2015. – 243 с.**

142. **Соколов, Р. А. Определение взаимосвязи фактора разнотекстурности и скорости коррозии конструкционной стали [Текст] / Р. А. Соколов, В. Ф. Новиков, К. Р. Муратов, А. Н. Венедиктов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2020. – Т. 22. – № 3. – С. 106-125.**

143. **Соколов, Р. А. Оценка влияния дисперсности структуры стали на магнитные и механические свойства [Текст] / Р. А. Соколов, В. Ф. Новиков, К. Р. Муратов, А. Н. Венедиктов// Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2021. – Т. 23. – № 4. – С. 93-110.**

144. **Rodionova, I.G. Role of non-metallic inclusions in local corrosion of pipes [Текст]** / I.G. Rodionova, O.N. Baklanova, G.A. Filippov, S.D. Zinchenko, M.V. Filatov, S.V. Efimov, V.I. Stolyarov, E.Ya. Kuznetsova // *Stal.* – 2005. – No 1. – P. 86-88.
145. **Шаповалов, В.И. Флокены и контроль водорода в стали [Текст]** / В.И. Шаповалов, В. В. Трофименко. – М.: Металлургия, 1987. – 160 с.
146. **Kiselev, V. D. Analysis of Corrosion Behavior of Steel 3 in Chloride Solutions by Using Neural Networks [Текст]** / V. D. Kiselev, S. M. Ukhlovtssev, A. N. Podobayev, I. I. Reformatskaya // *Защита металлов.* – 2006. – Vol. 42. – No 5. – p. 493-499.
147. **Онищенко, А.К. Теория промышленнойковки стали и сплавов: Монография [Текст]** / А.К. Онищенко, Н.Н. Беклемишев; под ред. А.К. Онищенко. – М.: Спутник+, 2011г. – 245 с.
148. **Гельд, П.В. Водород и несовершенства структуры металла [Текст]** / П.В. Гельд, Р.А. Рябов, Е.С. Кодес. – М.: Металлургия, 1979. – 219 с.
149. **Вороненко, Б.И. Водород и флокены в стали [Текст]** / Б.И. Вороненко // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 1997. – № 11. – С. 12-18.
150. **Фоминых, Е.А. Совершенствование технологии производства конструкционной легированной стали для крупных поковок [Текст]: дисс. канд. техн. наук: 05.16.02** / Фоминых Евгений Александрович; Южно-Уральский государственный университет. – Челябинск, – 2007. – 179 с.
151. **Turkdogan, E.T. The solubility of sulphur in iron and iron-manganese alloys [Текст]** / E.T. Turkdogan, S. Ignatowicz, J. Pearson // - *J. Iron and Steel Inst.* – 1955. – p. 349-354.
152. **Явойский, В.И. Неметаллические включения и свойства стали [Текст]** / В.И. Явойский, Ю.И. Рубенчик, А.П. Окенко. – М. Металлургия, 1980. – 174 с.

153. **Huffman, G.P. Mossbauer Study of the Fe—Mn Carbides (Fe_{1-X}Mn_X)₃C and (Fe_{1,1}Mn_{3,9})C₂** [Текст] / G.P. Huffman, P.R. Errington, R.M. Fisher //— Phys. Stat. Sol.. – 1967. – v. 22. – p. 473-481.

154. **Schaaf, P. Mossbauer Study of Iron Carbides: Cementite (Fe, M)₃C (M = Cr, Mn) with Various Manganese and Chromium Contents** [Текст] / P. Schaaf, S. Wiesen, U. Gonser // Acta metall. mater.. – 1992. – v. 40. – № 2. – p. 373—379.

155. **Осипов А.Ф. Контроль штампуемости авто листа методом высших гармоник** [Текст] : Дисс. канд. техн. наук Тольятти, 1992.

156. **Пономарев, Ю. Ф. Закономерности гармонических составляющих намагниченности циклически перемагничиваемых и возможности их'использования. I. Критерии физического подобия** [Текст] / Ю. Ф. Пономарев // Дефектоскопия. – 1983. – №9. – С. 52-62.

157. **Лахтин, Ю. М. Материаловедение** [Текст]: учебник для машиностроительных вузов. Изд. 2-е, перераб. и доп / Ю. М. Лахтин, В. П. Леонтьева. – М.: Машиностроение, 1980. – 493 с.

158. **Агамиров, Л. В. Машиностроение** [Текст]. Энциклопедия. В 40 т. Разд. 2. Материалы в машиностроении. Т. 2-1. Физико-механические свойства. Испытания металлических материалов/ Л. В. Агамиров. – М.: Машиностроение, 2010. – 851 с.

159. **Металлы. Методы испытаний на растяжение** [Текст]: ГОСТ 1497-84. – Введ. 1986-01-01. — М.: Изд-во стандартов, 1990. — 52 с.

160. **Марковец М. П. Определение механических свойств металлов по твердости** [Текст] / Марковец М. П. – М.: Машиностроение, 1979. – 171 с.

161. **Сандомирский, С. Г. Обобщенные корреляционные зависимости между временным сопротивлением сталей и их твердостью** [Текст] / С. Г. Сандомирский // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2017. – Т. 83. – № 11. – С. 52-57.

162. **Полетика, И. М. Об ультразвуковом контроле неоднородности механических свойств горячекатаной стали** [Текст] / И. М. Полетика, Н. М.

Егорова, О. А. Куликова, Л. Б. Зуев // Журнал технической физики. – 2001. – Т. 71. – № 3. – С. 37-40.

163. **Нестеров, Д. Коррозия резервуаров для хранения нефти и нефтепродуктов [Текст] / Д. Нестеров, М. Сидорчук, В. Миллионщиков, Т. Беликова, Н. Ястребова // ТехНадзор. – 2015. – № 11(108). – С. 540-541.**

164. **Быстрова, О. Н. Локальная коррозия углеродистой стали в резервуарах для очистки сточных нефтепромысловых вод [Текст] / О. Н. Быстрова // Вестник Технологического университета. – 2016. – Т. 19. – № 4. – С. 43-46.**

165. **Улиг, Г. Г. Коррозия и борьба с ней. Введение в коррозионную науку и технику [Текст] / Г. Г. Улиг, Р. У. Рев. – Л.: Химия, 1989. – 456 с.**

166. **Белеевский, В. С. Коррозия: теория и практика[Текст] / В. С. Белеевский, Ю. И. Куделин. – М.: Спутник+, 2011. – 275 с.**

167. **Новиков, В. Ф. О возможности магнитного метода контроля коррозионной стойкости стали [Текст] / В. Ф. Новиков, В. П. Устинов, К. Р. Муратов и др. // Коррозия: материалы, защита. – 2018. – № 8. – С. 34-38.**

168. **Novikov, V. F. A technique for predicting steel corrosion resistance [Текст] / V. F. Novikov, R. A. Sokolov, D. F. Neradovskiy, K. R. Muratov // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2018. – Vol. 289. – Is. 1. – P. 12.**

169. **Скорчеллетти, В. В. Теоретические основы коррозии металлов [Текст] / В. В. Скорчеллетти. – Л.: Химия, 1973. – 284 с.**

170. **Гуляев, А. П. Металловедение. Учебник для вузов [Текст]/ А. П. Гуляев. – М.: Металлургия, 1986. – 544 с.**

171. **Помазова, А. В. Влияние разнотермичности структуры на коррозионную стойкость наружной поверхности труб из углеродистой стали 20, применяемых в теплоэнергетике [Текст] / А. В. Помазова, Т. В. Панова, Г. И. Геринг // Вестник Южно-Уральского государственного университета. – 2014. – Т. 14. – № 4. – С. 37-44.**

172. **Чувильдеев, В. Н. Влияние локального химического состава границ зерен на коррозионную стойкость титанового сплава [Текст] / В. Н. Чувильдеев, В. И. Копылов, А. В. Нохрин и др. // Письма в журнал технической физики. – 2016. – Т. 42. – № 24. – С. 24-32.**

173. **Гутман, Э. М. Механохимия металлов и защита от коррозии [Текст] / Э. М. Гутман. – М.: Металлургия, 1981. – 270 с.**

174. **Мовчан, Т. Г. Механохимические эффекты в процессах коррозии металлов [Текст] / Т. Г. Мовчан, Н. Е. Есипова, П. В. Ерюкин. и др. // Журнал общей химии. – 2005. – Т. 75. – № 11. – С. 1761-1767**

175. **Новиков, В. Ф. Свойства локальной намагниченности в виде полосы и возможности ее использования для неразрушающего контроля [Текст] / В. Ф. Новиков, В. В. Прилуцкий // Дефектоскопия. – 2014. – № 7. – С. 24-30.**

176. **Устинов, В. П. Особенность работы электрохимической защиты с локальными анодами в северных условиях [Текст] / Устинов В. П., Новиков В. Ф., Муратов К. Р. и др. // Академический журнал Западной Сибири. – 2016. – Т. 12. – № 1(62). – С. 25-27.**

177. **Новиков, В. Ф. Использование квазистатических петель магнитного гистерезиса для контроля структуры стали [Текст] / В. Ф. Новиков, Д. Ф. Нерадовский, Р. А. Соколов // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. – 2016. – Т. 18. – № 2. – С. 38-49.**

178. **Соколов, Р. А. Оценка влияния дисперсности структуры стали на магнитные и механические свойства [Текст] / Р. А. Соколов, В. Ф. Новиков, К. Р. Муратов, А. Н. Венедиктов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2021. – Т. 23. – № 4. – С. 93-110.**

179. **Соколов, Р. А. Определение взаимосвязи фактора разнотерности и скорости коррозии конструкционной стали [Текст] / Р. А. Соколов, В. Ф. Новиков, К. Р. Муратов, А. Н. Венедиктов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2020. – Т. 22. – № 3. – С. 106-125.**

180. **Королев, А. П. Влияние многократного отжига на структуру и свойства высокоуглеродистой стали [Текст] / А. П. Королев, А. И. Буренина, М. В. Макаrchук, Н. А. Толстов // Машиностроение.Metalloobrabotka. – 2018. – С. 337-343.**
181. **Наерман, М.С. Справочник молодого шлифовщика [Текст] / М.С. Наерман. – М.: Высш. шк., 1985. - 207 с.**
182. **Малахов, А.И. Основы материаловедения и теория коррозии [Текст] / А.И. Малахов, А.П. Жуков. – М. Высш. школа: 1989. – 516 с.**
183. **Жук, Н.П. Курс коррозии и защиты металлов [Текст] / Н.П. Жук. - М.: Металлургия, 1976. - 472 с.**
184. **Коллакот, Р.А. Диагностика повреждений [Текст] / Р.А. Коллакот. – М.: Мир, 1989. – 512 с.**
185. **Li, Y. Grain Size Effect on the Electrochemical Corrosion Behavior of Surface Nanocrystallized Low-Carbon Steel [Текст] / Y. Li, F.G. Wang, G. Liu // Corrosion. – 2004. – № 60. – pp. 891-896.**
186. **. Сюгаев, А.В Влияние структурно–фазового состояния нанокompозитов железо – цементит на процессы локальной активации [Текст] / А.В. Сюгаев, С.Ф. Ломаева, С.М. Решетников и др. // Физикохимия поверхности и защита материалов. – 2008. – Т. 44, № 4. – С. 395-399.**
187. **Помазова, А.В. Роль факторов формы зеренной структуры в электрохимической коррозии котельных труб, изготовленных из углеродистой стали 20 [Текст] / А.В. Помазова, Т.В. Панова, Г.И. Геринг // Практика противокоррозионной защиты. – 2013. – № 3 (69). – С. 68-71.**
188. **Стали и сплавы. Методы выявления и определения величины зерна [Текст]: ГОСТ 5639–82. – Введ.1983-01-01. – М.: Изд-во стандартов, 2003. – 45 с.**
189. **Лезинская, Е.Я. Методы оценки структурной неоднородности металла труб оболочек ТВЭЛ и чехлов ТВС из коррозионно–стойких сталей и сплавов [Текст] / Е.Я. Лезинская // Вопросы атомной науки и техники. Сер.**

«Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение». – 2003. – Вып. 3. – С. 108–112.

190. **Лезинская, Е.Я. Новый метод оценки разнотермичности структуры труб из нержавеющей сталей и сплавов [Текст] / Е.Я. Лезинская, Д.Ю. Ключев, Ю.Н. Николаенко // Теория и практика металлургии. – 2012. – Вып. 1. – С. 68–73.**

191. **Гроховский, В.И. Возможности цифровой микроскопии в металлографии [Текст] / В.И. Гроховский // Цифровая микроскопия: Материалы школы семинара. – Екатеринбург: УГТУ–УПИ, 2001. – С. 18–20.**

192. **Виноград, М.И. Включения в легированных сталях и сплавах [Текст] / М.И. Виноград, Г.П. Громова. - М.: Металлургия, 1972. – 215 с.**

193. **Колотыркин, Я.М. Роль неметаллических включений в коррозионных процессах [Текст] / Я.М. Колотыркин, Л.И. Фрейман // Коррозия и защита от коррозии. М.: – 1978. – Т. 6. –С. 5-52.**

194. **Рябов, Р.А. К вопросу о механизме образования флокенов [Текст] / Р.А. Рябов, П.В. Гельд // Металлы. – 1975. – №6. – С. 114-116.**

195. **Реформатская, И. И. Роль неметаллических включений и микроструктуры в процессе локальной коррозии углеродистых и низколегированных сталей [Текст] / И. И. Реформатская, И. Г. Родионова, Ю. А. Бейлин, Л.А. Нисельсон, А.Н. Подобаев // Защита металлов. – 2004. – Т. 40, - № 5. – С. 498-504.**

196. **Родионова, И.Г. О роли неметаллических включений в ускорении процессов локальной коррозии нефтепромысловых трубопроводов из углеродистых и низколегированных сталей [Текст] / И.Г. Родионова, О.Н. Бакланова, А.И. Зайцев //Металлы. – 2004. – № 5. – С.13-19.**

197. **Родионова, И.Г. Роль неметаллических включений в ускорении процессов локальной коррозии нефтепромысловых трубопроводов и других видов металлопродукции и оборудования из углеродистых и низколегированных сталей [Текст] / И.Г. Родионова, О.Н. Бакланова, Г.А. Филиппов, И.И. Реформатская, А.Н. Подобаев, С.Д. Зинченко, М.В. Филатов, С.В. Ефимов, В.Я. Тишков, А.В. Голованов, В.И. Столяров, А.В. Емельянов, Е.Я.**

Кузнецова // Коррозионно-активные неметаллические включения в углеродистых и низколегированных сталях: сб. трудов научно-практического семинара. – М., – 2005. – С.7-15.

198. **Rodionova, I.G. The role of nonmetallic inclusions in accelerating the local corrosion of metal products made of plain-carbon and low-alloy steels [Текст]** / I.G. Rodionova, O.N. Baklanova, G.A. Filippov, I.I. Reformatskaya, A.N. Podobayev, S.D. Zinchenko, M.V. Filatov, S.V. Efimov, V.Ya. Tishkov, A.V. Golovanov, V.I. Stolyarov, A.V. Emel'yanov, E.Ya. Kuznetsova // Metallurgist. – 2005. – Vol. 49. – No 3-4. – P. 125-130.

199. **Сталь. Металлографические методы определения неметаллических включений [Текст]:** ГОСТ 1778-70. – Введ. 29.12.1970. – М.: Государственный комитет стандартов Совета министров СССР. – 1970. – 50 с.

200. **Зайцев, А.И. Источники возникновения в стали коррозионно-активных неметаллических включений и пути предотвращения их образования [Текст]** / А.И. Зайцев, И.Г. Родионова, В.В. Мальцев, О.Н. Бакланова, С.Д. Зинченко, А.М. Ламухин, М.В. Филатов, С.В. Ефимов, А.Б. Лятин, А.А. Клячков, В.О. Красильников // Металлы. – 2005. – № 2. – С. 3- 11

201. **Башнин, Ю.А. Технология термической обработки стали [Текст]** / Ю.А. Башнин, Б.К. Ушаков, А.Г. Секей. – М.: Металлургия, 1986. – 424 с.

202. **Новиков, И.И. Дефекты кристаллического строения металлов [Текст]** / И.И. Новиков. - М: Металлургия, 1975. – 208 с.

203. **Turkdogan, E.T. The solubility of sulphur in iron and iron-manganese alloys [Текст]** / E.T. Turkdogan, S. Ignatowicz, J. Pearson // J. Iron and Steel Inst.. – 1955. – p. 349-354.

204. **Явойский, В.И. Неметаллические включения и свойства стали [Текст]** / В.И. Явойский, Ю.И. Рубенчик, А.П. Окенко. - М. Металлургия, 1980, - 174 с.

205. **Гельд, П.В. Водород и несовершенства структуры металла [Текст]** / П.В. Гельд, Р.А. Рябов, Е.С. Кодес. – М.: Металлургия, 1979. – 219 с.

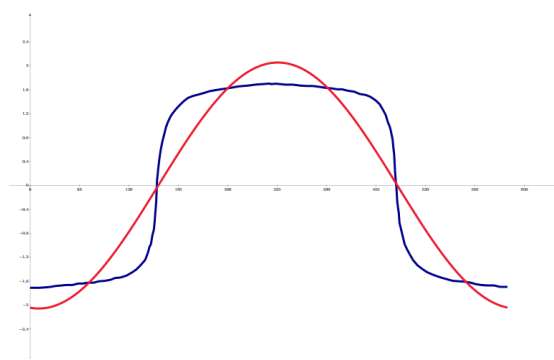
206. **Schaaf, P. Mossbauer Study of Iron Carbides: Cementite (Fe, M)₃C (M = Cr, Mn) with Various Manganese and Chromium Contents [Текст]** / P. Schaaf, S. Wiesen, U. Gonser // Acta metall. mater.. – 1992. – v. 40.и – № 2. – p. 373—379
207. **Смирнов, М.А. Основы термической обработки стали [Текст]: учеб. пособие** / М.А. Смирнов, В.М. Счастливец, Л.Г. Журавлев. - Екатеринбург: УрО РАН, 1999. – 495 с.
208. **Ueji, R. Tensile properties and twinning behavior of high manganese austenitic steel with fine-grained structure [Текст]** / R. Ueji, N. Tsuchida, D. Terada, N. Tsuji, Y. Tanaka, A. Takemura, K. Kunishige // Scripta Materialia. – 2008. – Vol. 59. – Issue 9. – pp. 963-966.
209. **Babicheva, R.I. Effect of grain boundary segregations on martensitic transformation temperatures in NiTi bi-crystals [Текст]** / R.I. Babicheva, A.S. Semenov, S.V. Dmitriev, K. Zhou // Lett. Mater. – 2019. – № 9(2). – pp. 162-167.
210. **Meimei, Li Study of defect evolution by TEM with in situ ion irradiation and coordinated modeling [Текст]** / Li Meimei, M.A. Kirk, P.M. Baldo, Xu Donghua, B.D. Wirth // Philosophical Magazine. – 2012. - Vol. 92. – P. 2048-2078.
211. **Онищенко, А.К. Теория промышленнойковки стали и сплавов [Текст]: Монография** / А.К. Онищенко, Н.Н. Беклемишев.; под ред. А.К. Онищенко. – М.: Спутник+, 2011г, – 245 с.
212. **Вороненко, Б.И. Водород и флокены в стали [Текст]** / Б.И. Вороненко // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1997. – № 11. – С. 12-18.
213. **Фоминых, Е.А. Совершенствование технологии производства конструкционной легированной стали для крупных поковок [Текст]: дисс. канд. техн. наук: 05.16.02** / Фоминых Евгений Александрович; Южно-Уральский государственный университет. – Челябинск, – 2007. – 179 с.
214. **Щапова, Е. А. Магнитные свойства и структура эвтектоидной стали с различной морфологией перлита [Текст]** / Е. А. Щапова, А. Н. Сташков, С. В. Афанасьев, А. П. Ничипурук // Физика металлов и металловедение. – 2021. – Т. 122, № 8. – С. 796-802.

215. **Сарычев, А. П. Регрессионный анализ динамических систем / А. П. Сарычев.** ООО "Научно-издательский центр Инфра-М", - 2022. – 229 с.

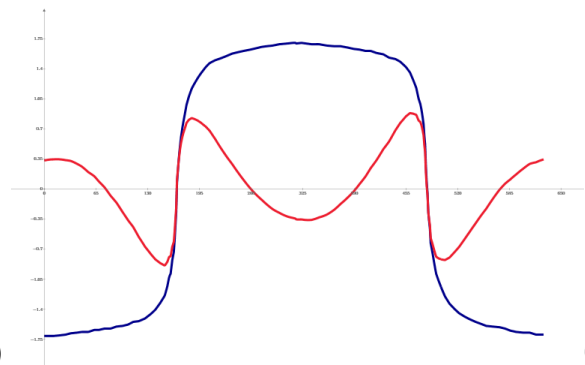
216. **Устройство для регистрации петель гистерезиса ферромагнитных материалов [Текст]:** Патент № 2758812 С1 Российская Федерация, МПК G01R 33/14.: № 2021111014 : заявл. 19.04.2021 : опубл. 02.11.2021 / Д. А. Шевцов, Д. М. Шишов, П. А. Трошин [и др.] ; заявитель Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Московский авиационный институт ».

217. **Устройство регистрации гистерезисных петель [Текст]:** Патент № 2727071 С1 Российская Федерация, МПК G01R 33/14.: № 2019144192 : заявл. 26.12.2019 : опубл. 17.07.2020 / А. В. Жуйков, М. А. Кубаткин, Д. А. Матвеев, И. И. Никулов ; заявитель федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования "Национальный исследовательский университет "МЭИ" (ФГБОУ ВО "НИУ "МЭИ")

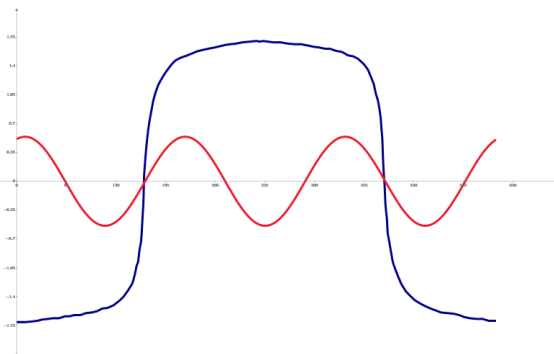
218. **Новиков, В. Ф. Об осциллографировании петель гистерезиса с помощью накладного феррозондового датчика [Текст] / В. Ф. Новиков, И. Г. Хорошев, В. Ф. Тихонов // Заводская лаборатория. – 1978. – Т. 44, № 6. – С. 713-715.**



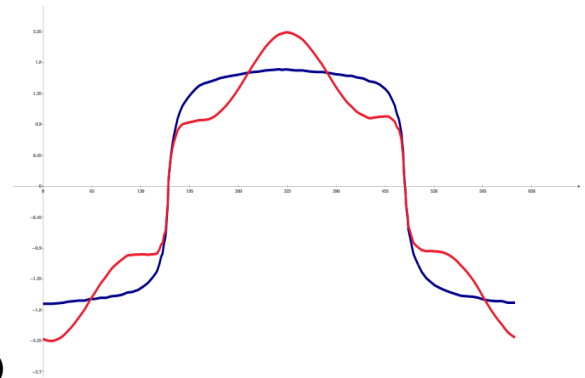
а)



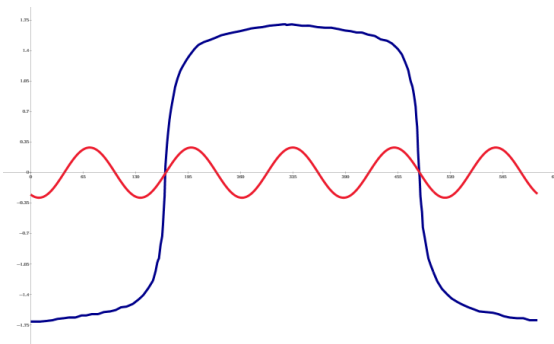
б)



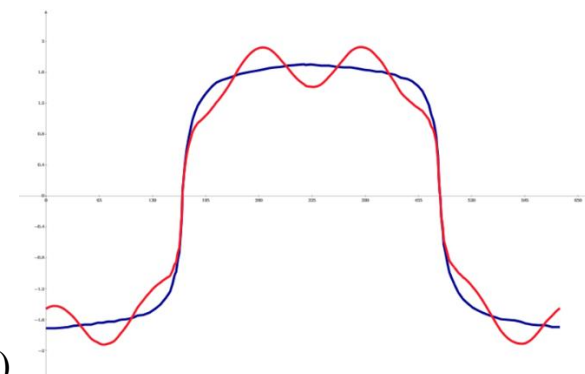
в)



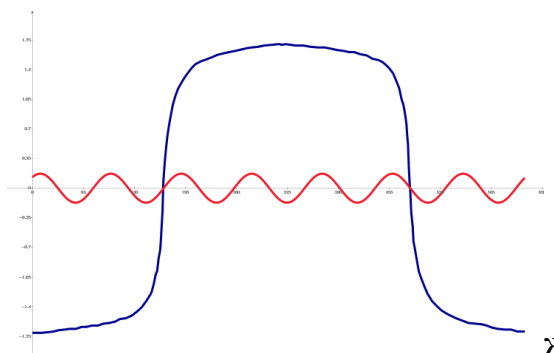
г)



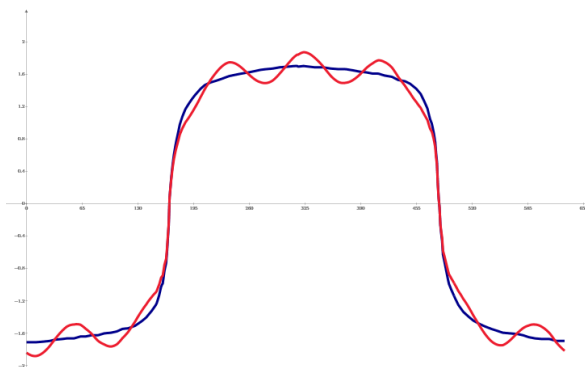
д)



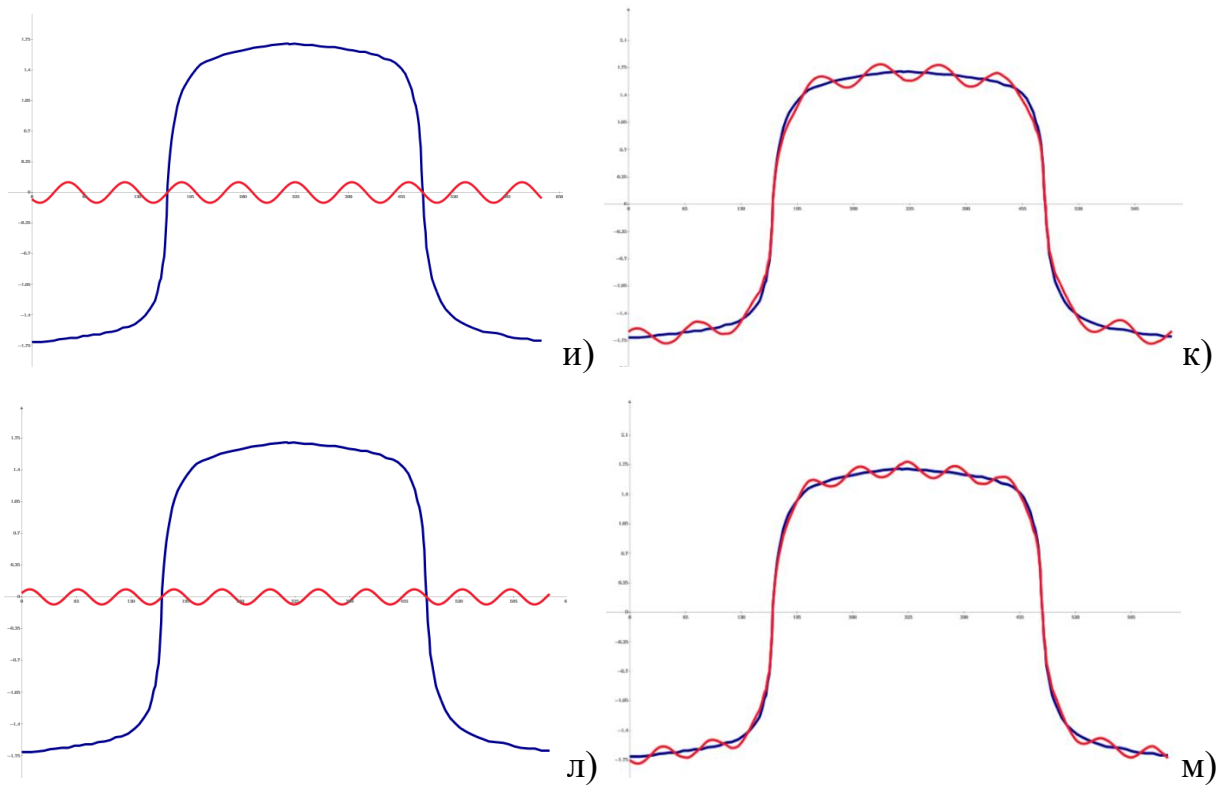
е)



ж)

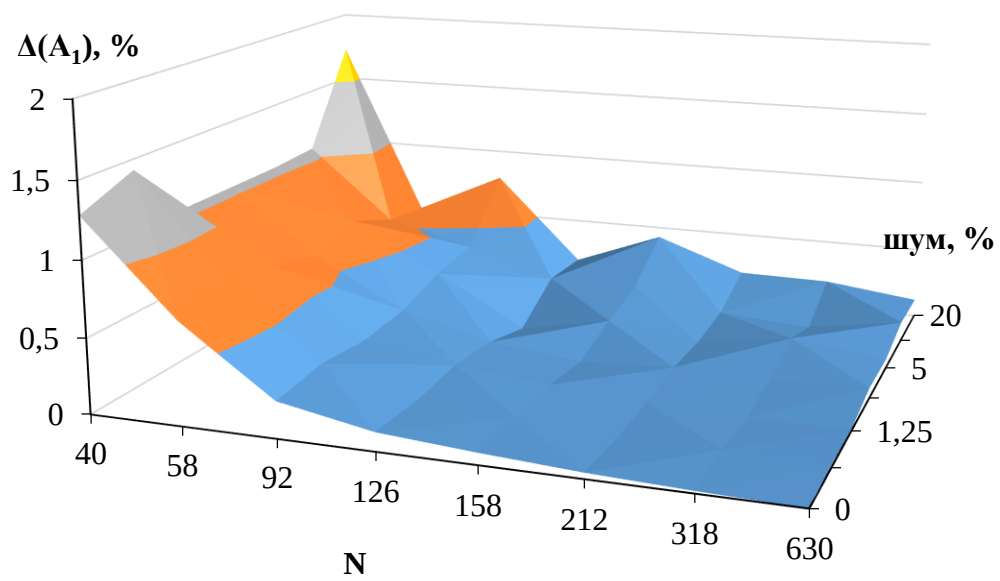


з)

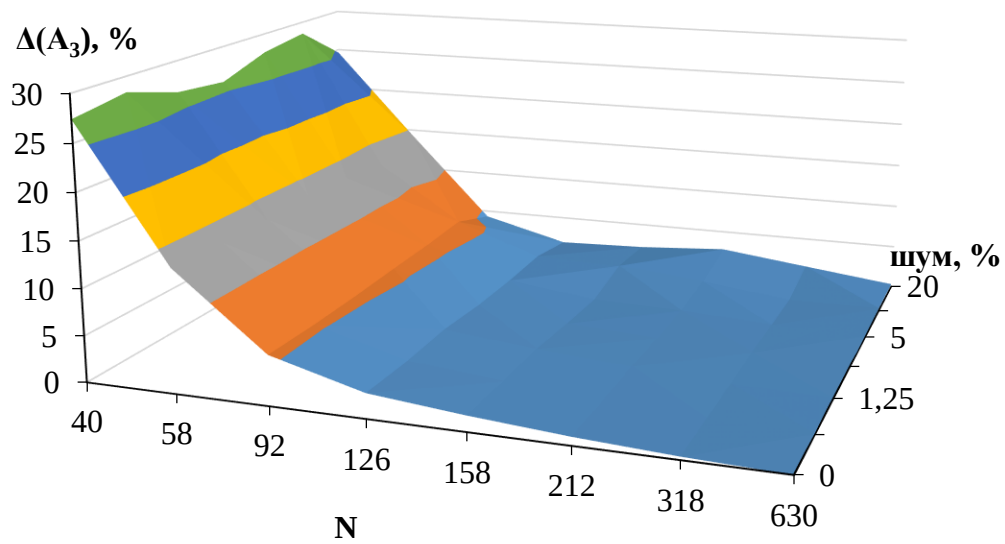


Развернутая петля магнитного гистерезиса, полученная для образца, изготовленного из стали Ст3 (синяя кривая) и кривые полученные при обратном восстановлении гармонического спектра (красная кривая):

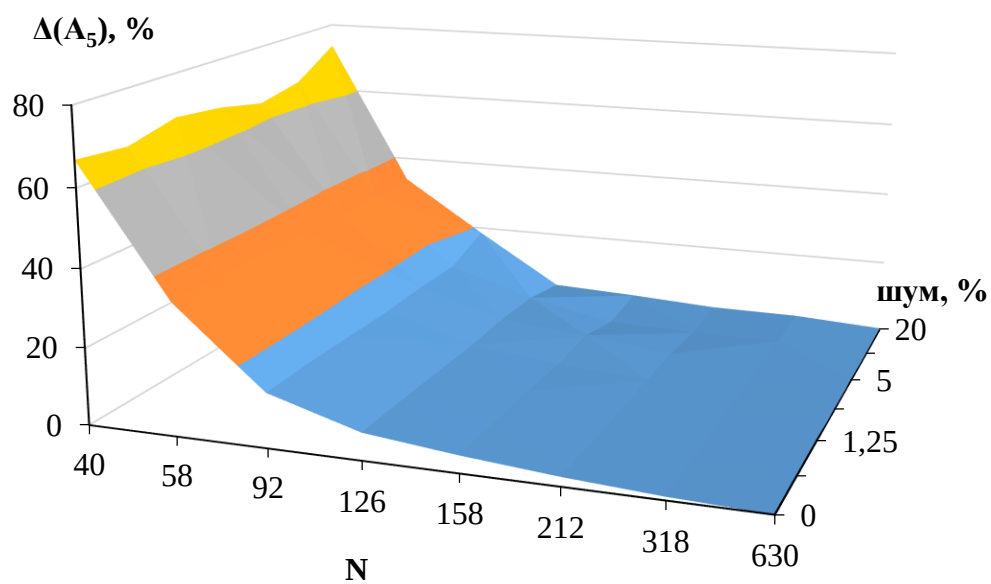
а) кривая первой гармоники; б) исходная кривая без первой гармоники; в) кривая третьей гармоники; г) исходная кривая без третьей гармоники; д) кривая пятой гармоники; е) исходная кривая без пятой гармоники; ж) кривая седьмой гармоники; з) исходная кривая без седьмой гармоники; и) кривая девятой гармоники; к) исходная кривая без девятой гармоники; л) кривая одиннадцатой гармоники; м) исходная кривая без одиннадцатой гармоники



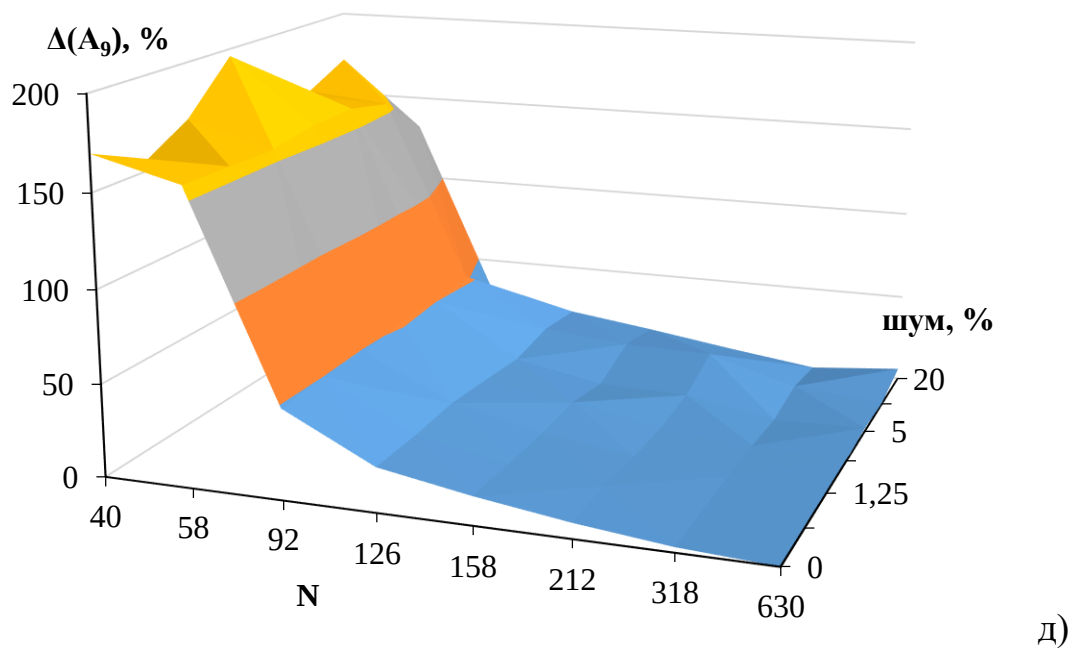
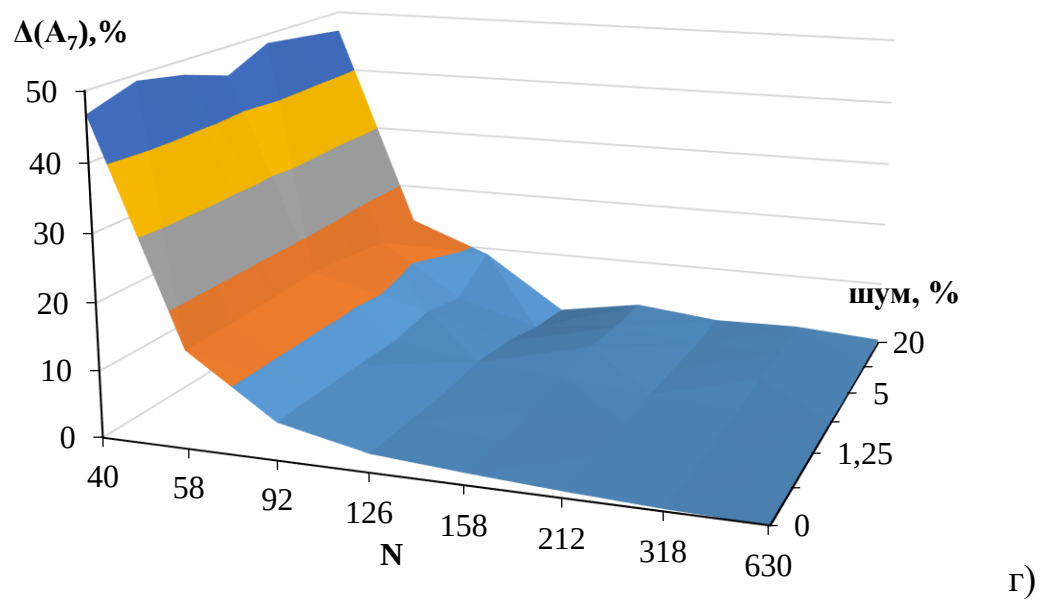
а)

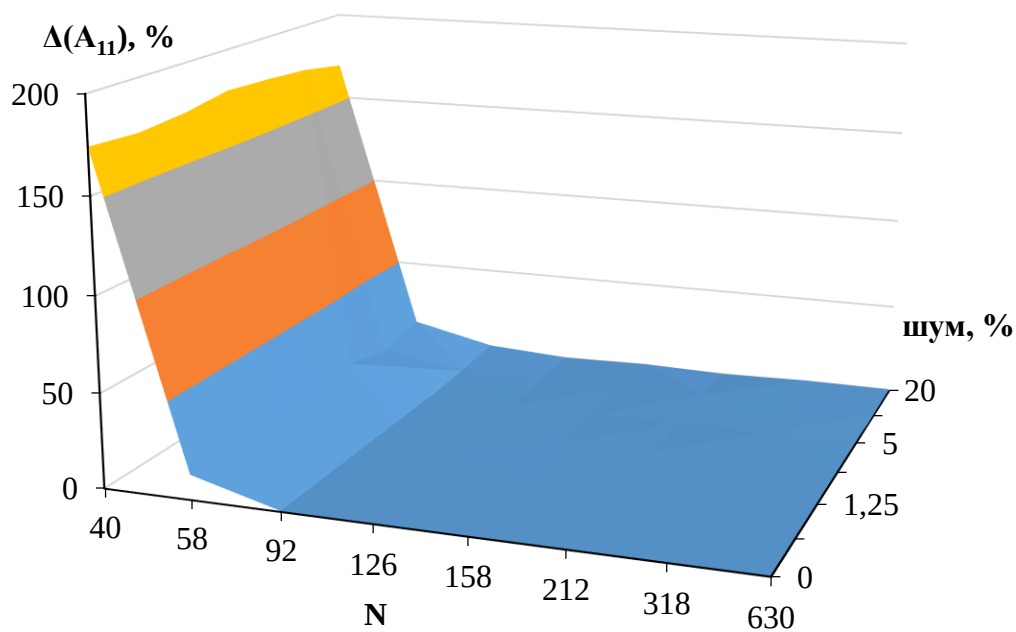


б)



в)





е)

Относительное отклонение результатов определения амплитуд гармонических составляющих, полученных при анализе модельной петли гистерезиса, от количества точек, входящих в дискретный массив анализируемых данных и от величины искусственно введенных шумов:

- а) для амплитуды первой гармоники; б) для амплитуды третьей гармоники; в) для амплитуды пятой гармоники; г) для амплитуды седьмой гармоники; д) для амплитуды девятой гармоники; е) для амплитуды одиннадцатой гармоники

Общество с ограниченной ответственностью
«Уралмаш Нефтегазовое Оборудование Холдинг»
Филиал «Завод БКУ» в Тюмени

СПРАВКА

Об использовании результатов диссертационной работы

В диссертационной работе Соколова Р.А. (научный руководитель кандидат технических наук Муратов К.Р.) представлены результаты исследования взаимосвязи между механическими, коррозионными свойствами и магнитными характеристиками ряда ферромагнитных сталей, в том числе, стали 40Х, 15ХСНД, при различных вариациях термической обработки. Показано, что существует единая удовлетворительная зависимость рассматриваемых механических свойств от гармонических составляющих полученных при спектральном анализе петли магнитного гистерезиса. Предложен комплексный параметр, позволяющий получить более качественную взаимосвязь магнитных характеристик с механическими свойствами стали.

Приведенные выше результаты, представленные в диссертационной работе, а также результаты их апробации на производственной площадке «Завод БКУ»-филиал ООО "Уралмаш НГО Холдинг" в Тюмени представляют интерес и планируются для дальнейшей реализации при создании методик неразрушающего магнитного контроля механических свойств (твердости и предела прочности) элементов буровых установок.

Начальник ЦЗЛ-Заместитель директора по качеству
"Завод БКУ"-филиал ООО "Уралмаш НГО Холдинг"
в Тюмени



Лозяк Д.Г.



Мостострой 11

Филиал АО «Мостострой-11»
Территориальная фирма
«Мостоотряд-36»
625019, Тюменская область, г. Тюмень
Ялуторовский тракт 11 км
ИНН 8617001665 КПП 720343002
Тел.: + 7 (3452) 540-888
Тел./факс: +7 (3452) 540-899
Email: mo36@ms11.ru
Сайт: www.ms11.ru

№ _____
на _____ от _____

СПРАВКА Об использовании результатов диссертационной работы

В диссертационном исследовании Соколова Р.А., научным руководителем которого является кандидат технических наук Муратов К.Р., представлены результаты исследования физических свойств сталей 09Г2С, 10ХСНД, 15ХСНД, с различной термической обработкой. При помощи описанного в работе подхода к анализу и интерпретации магнитных свойств найден универсальный параметр, основанный на гармонических составляющих полученных при спектральном анализе петли магнитного гистерезиса, который имеет высокую корреляцию с твердостью и пределом прочности стали. Положительным моментом в работе является то, что найденный параметр формирует единую удовлетворительную зависимость от рассматриваемых механических свойств. Возможность проведения измерения без специальной подготовки и изготовления образцов является достаточно весомым преимуществом предлагаемой методики.

Приведенные в диссертационной работе результаты, а так же результаты их апробации на производственной площадке АО «Мостострой-11» ТФ «Мостоотряд-36» представляют интерес и планируются для дальнейшей реализации при создании методик неразрушающего контроля определения механических свойств, конструкционных сталей металлоконструкций пролетных строений и специальных вспомогательных сооружений и устройств для возведения мостов, в процессе изготовления, монтажа, установки и эксплуатации.

Главный инженер

Нифантов Александр Сергеевич
+7(3452) 540-857

А.С.Пажитнов