

Физический факультет
Отделение физики твердого тела
Кафедра общей физики и физики конденсированного состояния

**Исследование магнитных свойств
магнитомягких и магнитотвердых материалов
важных для применения в высокоэффективных
вентильных двигателях**

Выпускная работа
на степень магистра физики
студента 2-го курса магистратуры
Телицы А. А.

Научный руководитель:
к.ф.-м.н., Милов Е.В.

Допущен к защите

Зав. кафедрой ОФиФКС

д.ф.-м.н., проф. Хохлов Д.Р.

Москва, 2023 г.

Оглавление

Введение.....	3
Глава 1. Литературный обзор	5
Раздел 1.1. Магнитомягкие материалы	5
Раздел 1.2. Магнитотвердые материалы	19
Глава 2. Экспериментальная методика и исследуемые образцы	26
Раздел 2.1. Вибрационный магнитометр.	26
Раздел 2.2. Установка для исследования магнитных свойств магнитомягких материалов в незамкнутой магнитной цепи.....	28
Раздел 2.3. Экспериментальные образцы	32
Глава 3. Экспериментальные результаты	35
Раздел 3.1. Магнитные свойства порошков $(\text{Sm,Zr})(\text{Co,Cu,Fe})_z$	35
Раздел 3.2. Изучение магнитных свойств магнитомягких материалов в виде тонколистовых электротехнических сталей.....	39
Выводы	49
Список литературы	51

Введение

На сегодняшний день наблюдается постепенный рост производства высокоэффективных вентильных двигателей и генераторов (ВЭД и ВЭГ) на базе редкоземельных постоянных магнитов. Они обладают более высокими техническими характеристиками по сравнению с классическими электрическими машинами: значения КПД превышают 90 %, высокие значения удельной мощности, до 5-10 кВт/кг, возможность более гибкого проектирования для решения широкого спектра задач, повышенная надежность, точная регулировка скорости вращения.

Основными материалами, которые применяются при конструировании вентильных электрических машин, являются магнитомягкие ферромагнетики (электротехническая сталь) и редкоземельные сплавы (спеченные магниты и магниты на связке). В настоящее время усилия многих научных лабораторий в мире направлены как на создание новых магнитотвердых материалов для применения в постоянных магнитах, так и на улучшение магнитных свойств стали на основе FeSi.

Хорошо известно, что в процессе изготовления статора листы электротехнической стали подвергаются различным механическим воздействиям. Это, в свою очередь, вызывает структурные изменения материала в области резки, которые определенно влияют на магнитные свойства и потери при частотном перемагничивании. Сегодня уже существуют двигатели, рабочие частоты которых достигают нескольких кГц. Поэтому одной из тем, рассмотренных в настоящей работе, было изучение зависимостей потерь тонколистовых электротехнических сталей при приложении больших магнитных полей и при высоких частотных режимах работы. Исследование, посвященное влиянию на магнитные свойства магнитомягких материалов, процессов технологической обработки позволило выявить подходящие методики изготовления, а также улучшить уже

имеющиеся свойства за счет температурного отжига. Изучаемые образцы с различными ширинами дали возможность оценить распространение деформаций вглубь материала.

В данном дипломе также было рассмотрено направление, касающееся создания новых, перспективных редкоземельных магнитопластов. Они обладают такими преимуществами, как высокое удельное сопротивление и возможность неоднородного намагничивания. Однако в связи с технологией их производства существуют и недостатки, не позволяющие добиться тех же показателей, что и на спеченных магнитах. Поэтому целью исследования в настоящей работе было получение анизотропных порошков на основе соединения $(\text{Sm}, \text{Zr})(\text{Co}, \text{Cu}, \text{Fe})_z$, чьи магнитные свойства были бы приближены к традиционным спеченным магнитам на основе соединения $\text{Sm}_2\text{CO}_{17}$.

Структура диплома имеет следующий вид: введение, три главы и список использованной литературы

В первой главе приведен обзор классических и современных статей по изучаемой тематике.

Во второй главе описаны программно-аппаратные комплексы для высокоточного измерения магнитных свойств как магнитотвердых, так и магнитомягких материалов.

В третьей главе представлены полученные результаты и обсуждения на их основе.

Глава 1. Литературный обзор

Раздел 1.1. Магнитомягкие материалы

Магнитомягкие материалы используются в электрических двигателях и генераторах, трансформаторах, реле и в других устройствах. Они должны обладать минимальной коэрцитивной силой, то есть узкой петлей гистерезиса, большими значениями магнитной проницаемости, то есть значительной крутизной кривой намагничивания. Все это приводит к минимальным потерям при частотном перемагничивании. Увеличение удельного сопротивления является причиной минимизации потерь на токи Фуко, а увеличение значений точки Кюри расширяет рабочие интервалы температур. Однако при анализе магнитных свойств данных материалов стоит принимать во внимание следующие факторы:

- 1) Направление кристаллографических осей зерен относительно направления намагничивания;
- 2) Наличие примесей в сплаве;
- 3) Деформация изготовленных образцов;
- 4) Величина зерна.

Несмотря на то, что существует множество магнитомягких материалов: технически чистое железо, кремнистое железо, пермаллой Fe-Ni, перминвары Fe-Ni-Co, пермендюры Fe-Co, металлопласты из карбонильного железа, ферриты - наиболее применимыми для построения сердечников электрических машин остаются листовые электротехнические стали на основе Fe и Si. Они представляют собой твердый раствор замещения.

Рассматриваемые сплавы сохраняют магнитные свойства при содержании Si до 33%. Само железо имеет две модификационные структуры: альфа(α) и гамма(γ). Альфа-железо – это ОЦК решетка, которая существует при температурах ниже 911 °С и выше 1392 °С. Гамма-железо – ГЦК решетка, существующая в интервале от 911 °С до 1392 °С. Сплавы, содержащие до 15 %

Si, представляют собой твердый раствор кремния в альфа-железе. При 25 % атомном содержании происходит полное упорядочение с образованием сверхструктуры Fe₃Si. При температуре выше 830 °С появляются α', α'' (Fe₁₁Si₅), и η – фазы (Fe₅Si₃). η – фаза стабильна при 825-1030 °С [1]. На рисунке ниже представлена диаграмма фазового равновесия сплавов железа с кремнием [2].

Известно, что сплавы, содержащие 15-33 % кремния, имеют две точки Кюри: первая 90-120 °С (соответствует небольшим количествам

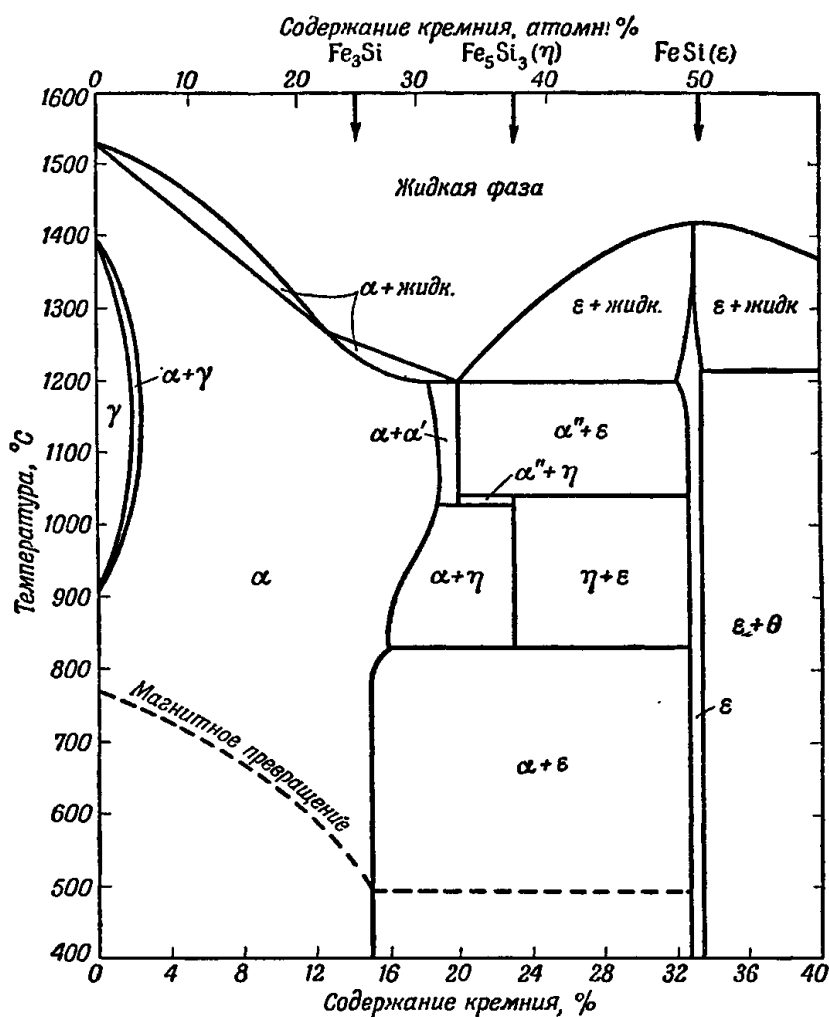


Рисунок 1.1 Диаграмма фазового равновесия сплавов с большим содержанием железа

неравновесной η – фазы) и вторая 450-540 °С. Присутствующая при определенных условиях фаза ε немагнитна.

Однако в электротехнике используются стали с содержанием кремния до 5%. В наблюдаемом интервале имеется интересная особенность: у чистых сплавов, содержащих более 2,5 % кремния, γ -фаза полностью отсутствует. Но добавление нескольких сотых процента углерода способно расширить $\alpha+\gamma$ -область и сдвинуть ее к более высоким концентрациям [3]. Так при наличии 0,1 % углерода граница распространяется до 7-8 % Si. Изменения данной области фазовой диаграммы при нескольких значениях процентного содержания углерода приведены на рисунке 1.2.

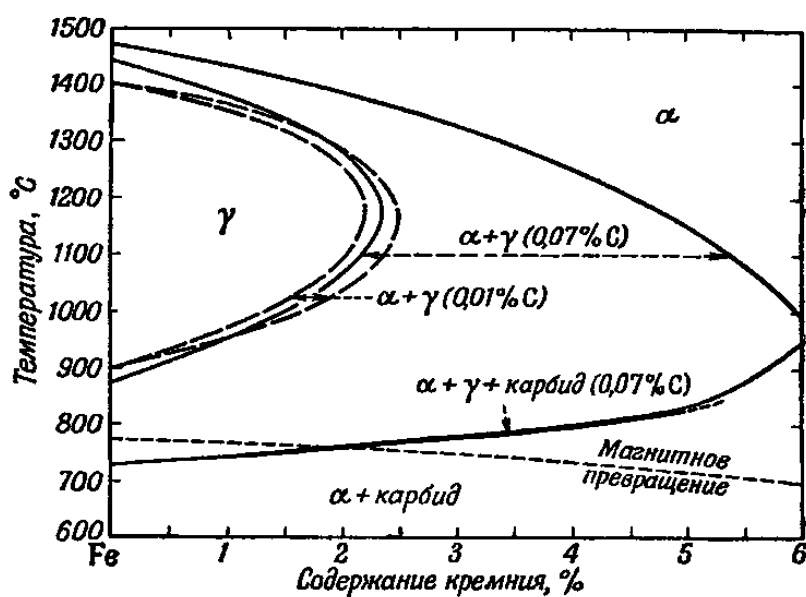


Рисунок 1.2 Границы между областями α и γ фаз железокремнистых сплавов с малым содержанием углерода

Таким образом, при температурах выше 800 °C незначительная часть кристаллитов превращается в γ фазу, поэтому обычный отжиг проводится ниже данной температуры.

Легирование кремнием железа вызывает изменение многих физических характеристик материала [4]:

- 1) Уменьшение магнитной анизотропии и магнитострикции, как следствие, снижение коэрцитивной силы.
- 2) Уменьшение плотности стали. Так как эффективный диаметр атомов кремния меньше, чем у атомов железа, то постоянная решетки с

увеличением содержания примеси соответственно понижается. Расчет плотности при определенном весовом проценте Si можно вычислить по формуле Гумлиха [5]: $\delta = 7.8740 - 0.0622 * Si$. Из рентгенографических измерений [6] (рис. 1.3) видно, что угол наклона прямой при содержании кремния больше 5 % расходится с формульными расчетами. Причиной этого может быть то, что при данном содержании начинается постепенное упорядочивание сплава.

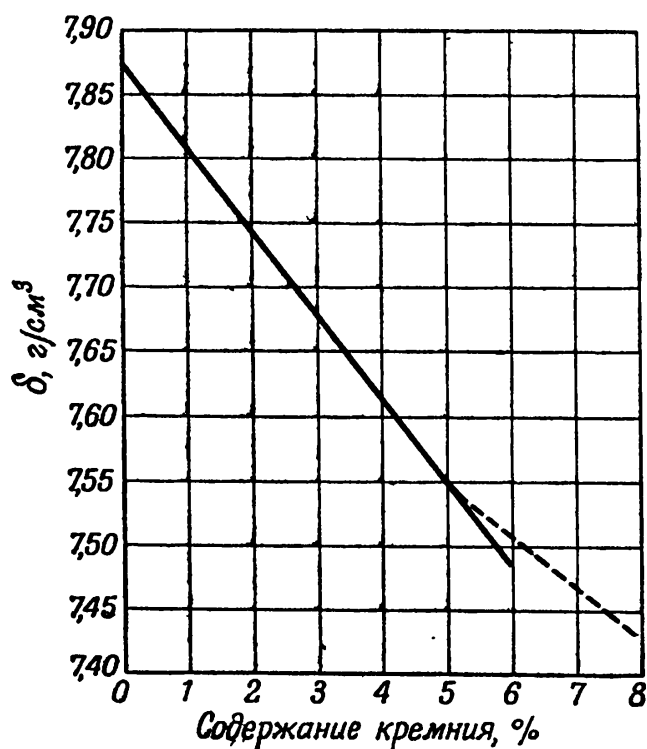


Рисунок 1.3 Плотность железокремнистых сплавов

- 3) Увеличение удельного сопротивления и снижение потерь на вихревые токи. Суммируя результаты Иенсена [7] и Корсона [8], можно предоставить следующий график (рис. 1.4). Видно резкое увеличение удельного электросопротивления до 5 % Si. При более высоких концентрациях, в которых начинается упорядочение, электросопротивление возрастает медленнее, достигает максимум при 11-12 % и после убывает.

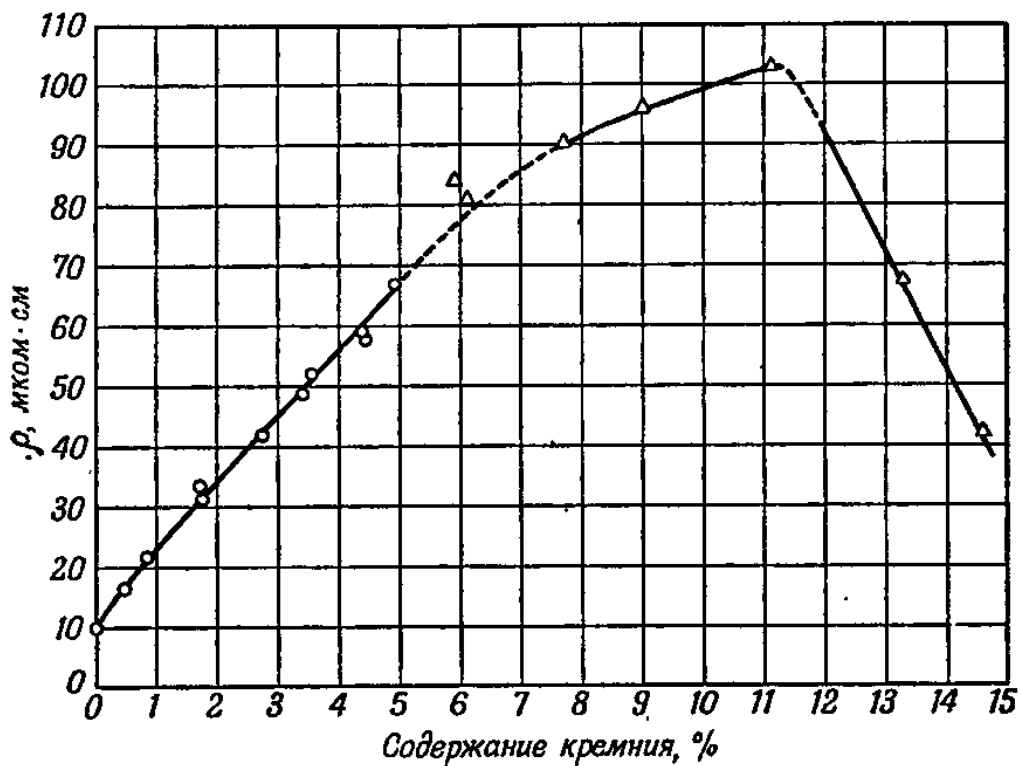


Рисунок 1.4 Электросопротивление железокремнистых сплавов

- 4) Снижение индукции насыщения. Магнитная индукция уменьшается на 0,048 Тл на каждый процент кремния, то есть справедлива следующая формула [9]:

$$B_{max} = 2.160 - 0.048 \cdot p$$

- 5) Возрастание индукции в слабых и средних полях.

Стоит отметить, что на сегодняшний день имеется большое количество электротехнических сталей, различающихся по технологическим методам изготовления. Например: холоднокатаная и горячекатаная, анизотропная ребровая (текстурированная) и изотропная. Поскольку в процессе работы электрических машин создается вращающееся магнитное поле, то в основном применяется изотропная сталь. Одной из ее важнейших характеристик, влияющей как на КПД устройства, так и на его значения удельных мощностей, является величина потерь при частотном перемагничивании.

Первые представления о потерях в проводящих ферромагнитных материалах укладывались в классическую модель. В ней средние потери на единицу объема раскладывались на сумму гистерезисных и динамических потерь. Первые равны площади квазистатической петли гистерезиса,

умноженной на частоту. Вторые возникают из-за токов Фуко и могут быть вычислены по формуле:

$$P_{clas} = \frac{\pi^2 d^2 I_{max}^2 f_m^2 \sigma}{6}$$

Где d - толщина стали, σ - электропроводность, I_{max} - амплитуда намагниченности, а f_m - частота перемагничивания.

Однако у многих типов электротехнических сталей экспериментальные данные не согласуются с классической моделью. В данном случае вводится дополнительный член. Его наличие обусловлено доменной структурой материала [10]. На рисунке ниже схематически изображены разные вклады в полные измеряемые потери.

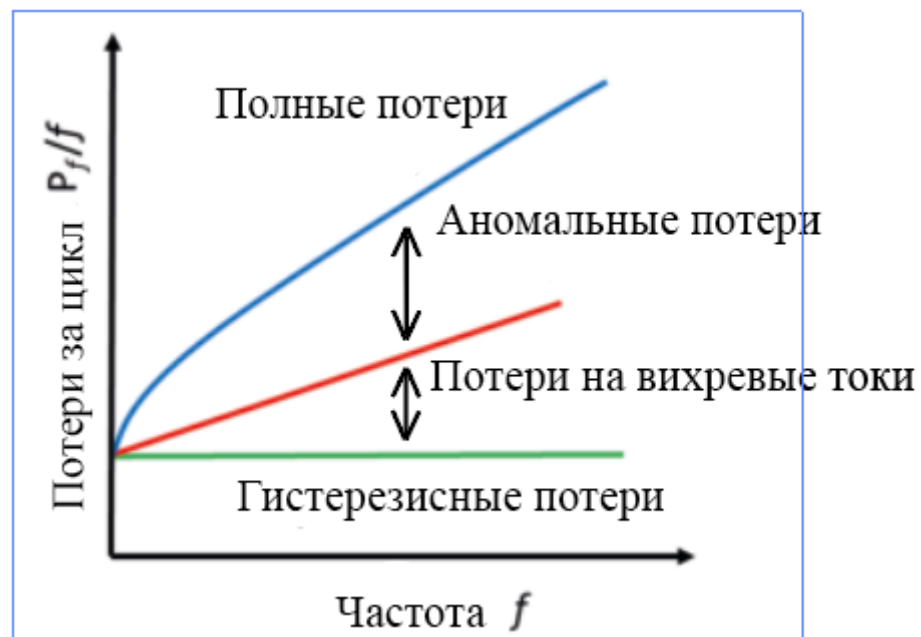


Рисунок 1.5 Схематическое разделение потерь за цикл от частоты

Для оценки аномальных потерь были предложены различные модели.

Прай и Бин [11] рассматривали периодическую структуру 180° доменных стенок бесконечного по ширине образца. В результате были получены две предельные ситуации:

- Если размер домена намного меньше толщины листа, тогда измеренные потери равны классическим;
- Если же домены сильно превышают толщину ламинирования, тогда:

$$P_{PB}(t) = \frac{1}{2Ld} \rho P_w(t)$$

Где L – длина домена, d – толщина пластины, $P_w(t)$ – потери, вызванные одной доменной стенкой. Данное выражение можно интерпретировать так: при условии $2L \gg d$, стенки отдалены друг от друга на большое расстояние и их отдельные вклады токов Фуко не накладываются, в итоге потери от разных стенок складываются.

Модель Прая и Бина вводит параметр, регулирующий наличие дополнительных потерь, но, к сожалению, она основывается на идеализированном предположении о периодическом расположении доменных стенок, двигающихся с одинаковой скоростью, что достаточно слабо связано с реальными системами. Именно поэтому дальнейшее исследование было продолжено Бертоtti. Для оценки влияния разупорядоченности на динамические потери изначально была введена в рассмотрение схема случайной доменной структуры [12]. Она гласила о том, что доменные стенки находятся в случайных позициях с фиксированной плотностью их расположения, изменения потока магнитного поля не зависят от точек нахождения доменных границ. В результате итоговые потери могут быть представлены в виде суммы двух слагаемых, первое описывает эффект случайного наложения вихревых токов от разных доменных стенок, второе пропорционально средним потерям, которые создавались бы каждой отдельной стенкой, если бы другие отсутствовали.

Доменная структура в обычных магнитных материалах представляют собой сложную взаимосвязанную систему. Для ее описания часто используют статистический подход. Также поступил и Бертоtti, вводя модель корреляционных областей [13,14]. Он представил феноменологическое

описание процесса намагничивания, а именно то, что перемагничивание происходит в n активных областях (магнитных объектах), случайно распределенных в поперечном сечении образца. Так как материалы с сильно отличающимися доменными структурами зачастую проявляют схожие закономерности поведения потерь, то переход от анализа доменов к количественной характеристике корреляционных областей справедлив. Все вышеуказанные умозаключения позволили выявить зависимость дополнительных потерь от частоты переменного магнитного поля и от величины намагниченности. В итоге при синусоидальном возбуждении полная мощность потерь может быть вычислена по формуле:

$$P = W_{hyst}f + \frac{\pi^2}{6}\sigma d^2(I_{max}f)^2 + 8\sqrt{\sigma GSV_0}(I_{max}f)^{3/2}$$

Геометрические характеристики образца: его размеры, граничные условия, форма доменных стенок – отображены в обезразмеренном коэффициенте G . S - это поперечная площадь сечения исследуемого материала. V_0 - это феноменологический параметр, описывающий микроструктуру образца, в первом приближении его вычисляют, зная размер зерна в поликристалле. Для надежной оценки энергии гистерезисных потерь W_{hyst} достаточно провести измерение на низкой частоте.

Стоит отметить, что данное соотношение было получено при высоких скоростях намагничивания, это реализуется во многих материалах при частотах свыше несколько герц. Существенным ограничением модели Бертогги является то, что рассматриваются лишь интервалы частот, в которых можно пренебречь эффектами скин-слоя. В случае больших частот описание зависимости этих потерь от частоты и намагниченности значительно усложняется.

Для получения конечного продукта (статора электрической машины) листы электротехнической стали подвергаются различным методам обработки. Наиболее распространенными из них являются штамповка,

электроэрозионная, водная и лазерная резки. Все они в определенной степени влияют на магнитные свойства материала. Изучение зависимостей магнитных характеристик от технологических процессов является актуальным и по сей день. Этой тематике посвящено большое количество современных статей.

В работе [15] приведен анализ энергетических потерь изотропных электротехнических сталей толщиной 0,65 мм, подвергшихся различным методам обработки. Для случая полных потерь наилучшие показатели были получены с помощью водной резки, так как степень взаимодействия режущего элемента с материалом наименьшая, на втором месте – эрозия. Лазер и механическая резка вызывают большие гистерезисные потери в связи с индуцированными термическими напряжениями и пластическими деформациями на краях образцов (рис. 1.6). У последних наблюдается также резкое уменьшение магнитной проницаемости.

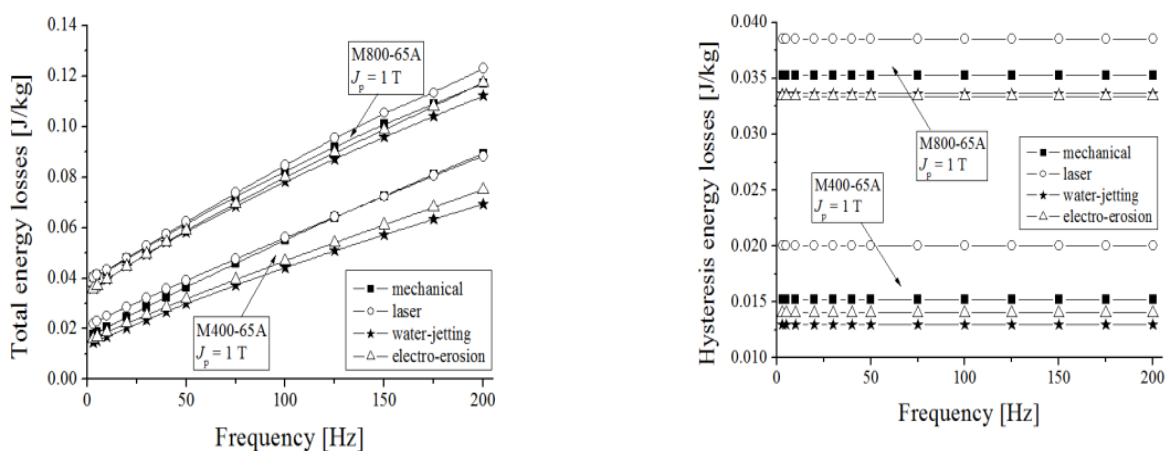


Рисунок 1.6 Зависимость полных удельных потерь от частоты(слева), зависимость гистерезисных потерь от частоты(справа) для 2 типов промышленных сталей

В работе [16] было рассмотрено, помимо вышеуказанных типов резки, влияние температурного отжига при 750 °С в атмосфере азота на магнитные свойства образцов. Представлены кривые намагничивания до и после отжига, а также зависимости магнитной проницаемости от индукции магнитного поля (рисунок 1.7 и рисунок 1.8). Аналогично предыдущей статье водная резка

позволяет получить оптимальные характеристики. Однако постобработка в виде выдержки при высокой температуре убирает негативные эффекты изготовления образцов. В случае отожженной стали, полученной с помощью эрозии, значения магнитной проницаемости приближаются к максимальным среди серии измерений. Данные о распределении жесткости с расстоянием от отрезанной кромки показывают, что пластические деформации из-за механической обработки распространяются вглубь материала вплоть до 2 мм, в то время как влияние остальных технологических процессов ограничивается 400 мкм.

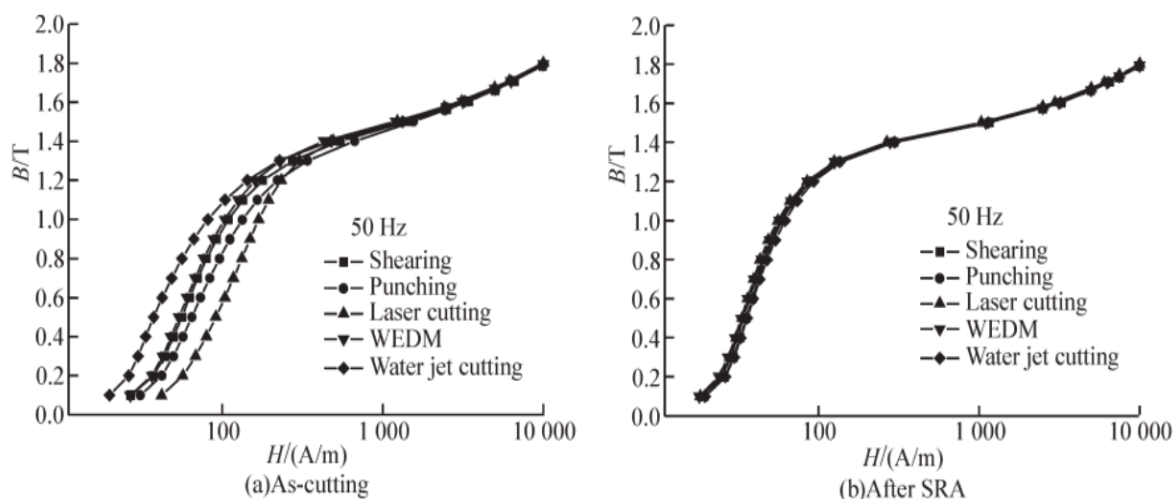


Рисунок 1.7 Влияние техники резки на кривую В-Н при 50 Гц (а-до термообработки, б-после)

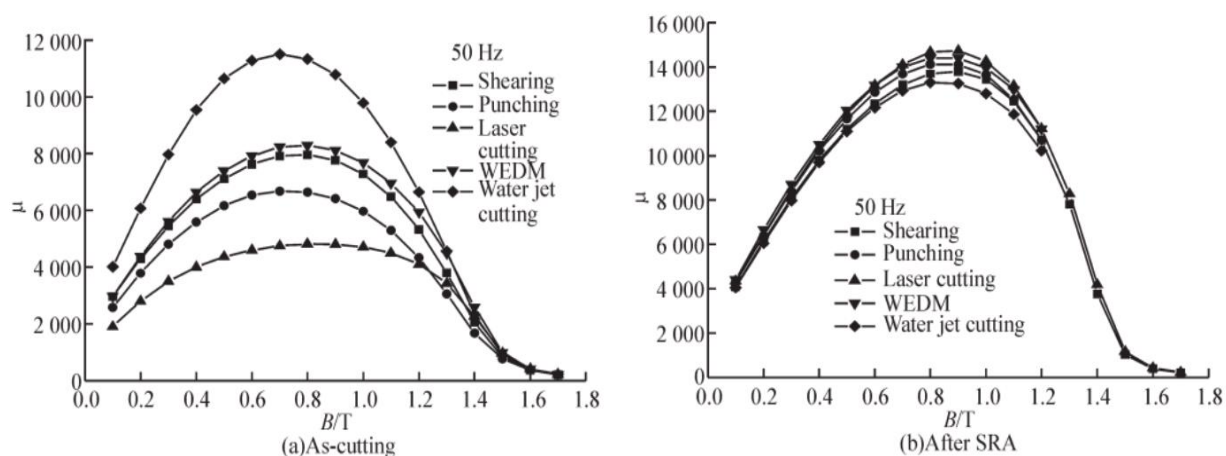


Рисунок 1.8 Влияние техники резки на кривую μ -В при 50 Гц (а - до термообработки, б - после)

Кристиан Наумовский с соавторами в статье [17] обратил внимание также и на изменение доменной структуры в результате внешнего воздействия в виде штамповки, эрозии и лазера. Кривая намагничивания эрозионного образца достигает максимальной индукции и принимается за эталон. Петли гистерезиса для каждого типа резки приведены ниже (рис. 1.9). Для штамповки заметен сдвиг, уменьшающий магнитную проницаемость и увеличивающий коэрцитивную силу на 17 % по сравнению с эталоном; для лазера характерно значительное уширение петли и, как результат, увеличение H_c на 100 % (Таблица 1).

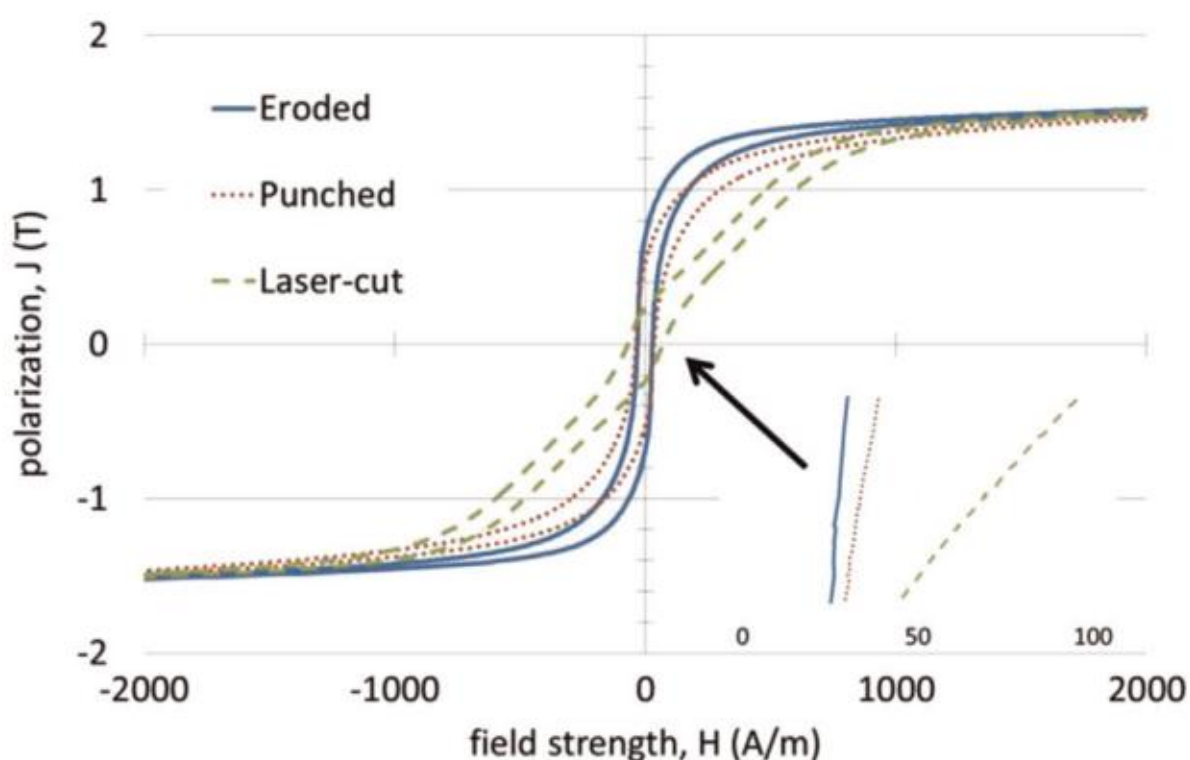


Рисунок 1.9 Петли гистерезиса для разных методов обработки

	Eroded	Punched	Laser-cut
Permeability	8700	5800	1500
Coercivity	29 A/m	35 A/m	70 A/m

Таблица 1 Значение максимальной проницаемости и коэрцитивной силы для различных типов резки

Такие изменения в квазистационарных петлях гистерезиса отражаются на энергетических потерях. В таблице 2 показаны абсолютные потери мощности, измеренные при 50 Гц 1,5 Тл и 400 Гц 1,0 Тл. Видно, что худшие показатели соответствуют кольцу, вырезанному с помощью лазера.

P_{fe} (W/kg)	Eroded	Punched	Laser-cut
50 Hz; 1.5 T	2.75	3.15	3.70
400 Hz; 1.0 T	21.8	24.9	32.4

Таблица 2 Мощность потерь для 2 частот с соответствующими значениями индукции

Вышеописанные свойства наглядно могут быть объяснены с помощью снимков доменных структур, полученных магнито-оптическим методом Керра. Так штампованный образец шириной 5 мм теряет в намагниченности около 5 %. Это может означать, что зона порядка 250 мкм не вносит какой-либо вклад в измеряемую намагниченность.

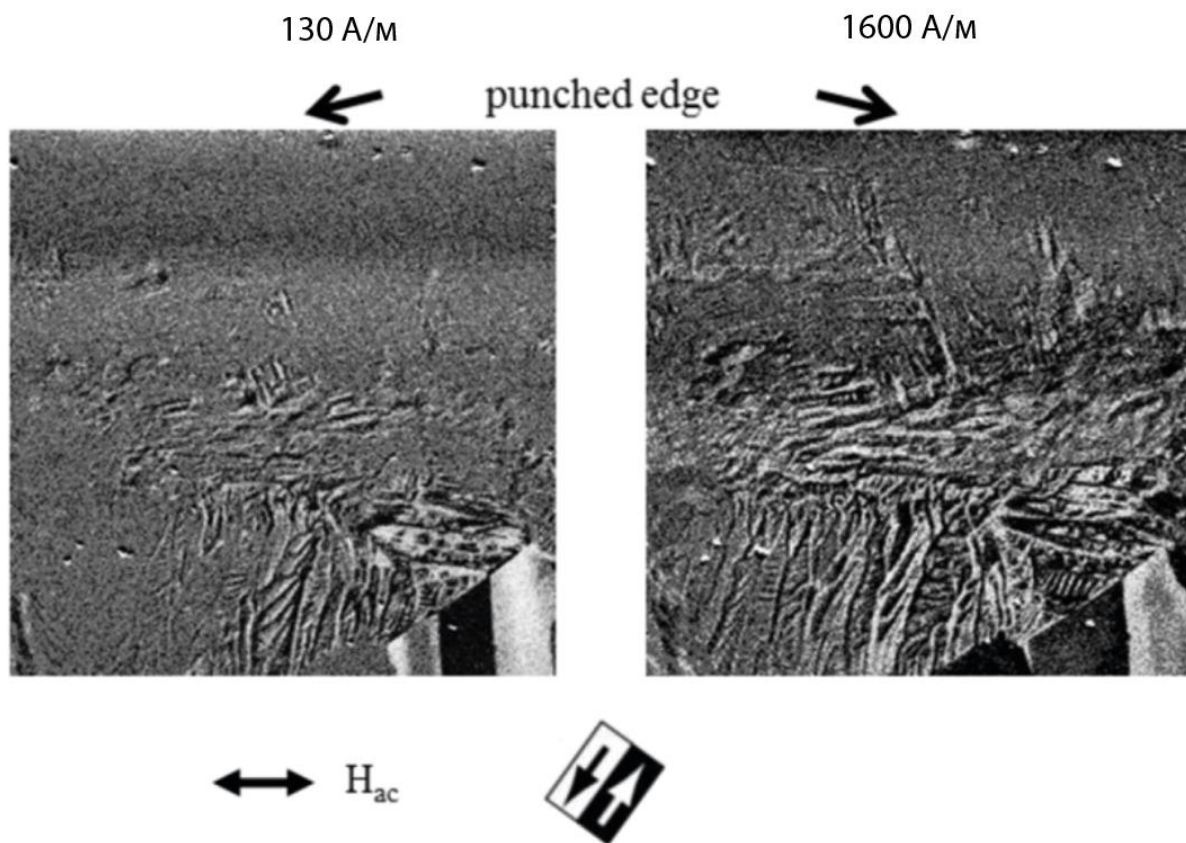


Рисунок 1.10 Процесс намагничивания, полученный с помощью метода разностного изображения для штампованного кольца

Рисунок 1.10 подтверждает данное высказывание. Изменение амплитуды магнитного поля демонстрирует включение в процесс намагниченности поврежденного слоя. Неконтрастные серые пятна не перемагничиваются в указанных полях: 130 А/м соответствует больше половины деградированной области вблизи кромки среза, при 1600 А/м ее площадь уменьшается, однако все же составляет значительную часть.

Работа Юргена Шнайдера [18] посвящена исследованию влияния линейного размера образцов на магнитные свойства при проведении лазерной обработки и резки на гильотине. Обнаружили, что геометрия достаточно сильно сказывается на технических характеристиках материала, для самых тонких полосок негативное воздействие максимальное. Данные зависимостей коэрцитивной силы и остаточной индукции магнитного поля от ширины полоски позволили выяснить то, что технологический процесс создает напряжения в виде температурных градиентов, пластических и эластичных деформаций, которые вызывают перпендикулярную прокатки листа анизотропию материала.

В другой статье [19] предметом исследования были зависимости энергетических потерь при симметричном и асимметричном возбуждении для различных магнитомягких материалов. В качестве симметричного возмущения рассматривалось синусоидальное, которое воздействовало в том числе и на сплавы FeSi. Так как частоты переменного поля достигали 5 кГц, интервала, в котором влиянием скин-эффекта трудно пренебречь, то авторами была предложена модель комплексной проницаемости, которая позволила оценить изменения в гистерезисных и классических потерях. Потери на токи Фуко оказались ниже стандартного линейного изменения, а гистерезисные при возрастании частоты увеличивались из-за большего намагничивания краев образцов по сравнению с требуемыми значениями.

Из вышеописанных научных статей можно сделать вывод, что все методы обработки материала ухудшают магнитные свойства. Разработкой

нового технологического приема, в меньшей степени создающего поврежденную область вблизи кромки среза, занялся Александр Пульников [20]. Он обнаружил то, что традиционный метод штампования может привести к увеличению зоны воздействия до 10 мм. Если же вначале придавить образец, а после штамповать, зона может быть уменьшена до толщины листа, то есть до величин порядка десятых миллиметра. Данный эффект объясняется возросшим трением между листом стали и матрицей, это не позволяет, в свою очередь, перемещаться заготовке во время резки.

Обширный спектр работ, посвященный электротехническим сталям, свидетельствует об актуальности исследований, направленных на улучшение магнитных свойств материалов, подвергшихся различным технологическим обработкам.

Раздел 1.2. Магнитотвердые материалы

Сплавы редкоземельных элементов с переходными металлами (R-TM) основательно удерживают первенство среди материалов, применяемых для производства постоянных магнитов, из-за высоких гистерезисных характеристик: намагниченности насыщения, коэрцитивной силы и энергетического произведения. Все существующие магнитотвердые соединения, активно использующиеся в технике, можно разделить на 3 основные группы: SmCo_5 , $\text{Sm}_2(\text{Co}, \text{Fe})_{17}$, $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$. Основные магнитные свойства монокристаллов и производимых магнитов указаны в Таблицах 3,4 соответственно [21].

Type	$4\pi M_s$, kGauss	H_A , kOe	Curie temperature (T_C), °C
SmCo_5	11.1	350	720
$\text{Sm}_2(\text{Co}_{0.7}\text{Fe}_{0.3})_{17}$	14.5	54	856
$\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$	16.6	67	312

Таблица 3 Магнитные свойства РЗМ монокристаллов

Type	B_r , kGauss	mH_c , kOe	$(BH)_{\max}$	Temperature coefficient, %/°C at RT $B; H$
SmCo_5	8 - 10	15 - >30	16 - 22	- 0.04; - 0.30
$\text{Sm}_2(\text{Co}, \text{Fe}, \text{Cu}, \text{Zr})_{17}$	10 - 5	10 - >25	20 - 28	- 0.03; - 0.37
$\text{Nd}(\text{Dy})\text{-Fe}(\text{Co})\text{-B}$	10.5 - 12.5	10 - >20	28 - 40	- 0.11; - 0.80
With HRE temperature compensation				
$\text{Sm}_{0.5}\text{Gd}_{0.5}\text{Co}_5$	6.1	>30	9	- 0.0028; - 0.25
$(\text{Sm}_{0.5}\text{Gd}_{0.5})_2, \text{TM}_{17}$	8.0	>25	15	- 0.0068; - 0.37
Nd,Dy-Fe,Co-B	11.7	>20	32	- 0.105; - 0.61

Таблица 4 Магнитные свойства производимых постоянных магнитов

Из представленных данных видно, что магниты на основе соединения NdFeB обладают большими значениями остаточной намагниченности и $(BH)_{\max}$, но низкие значения температуры Кюри и существенные отрицательные коэффициенты для B_r и H_c сильно ограничивают высокотемпературный диапазон применений. Относительно низкая намагниченность SmCo_5 также негативно влияет на магнитные свойства.

Именно поэтому комбинация высоких M_s и T_c у $Sm_2(Co, Fe)_{17}$ стала привлекательной для внедрения такого типа материалов в устройства, в которых рабочие циклы длительны, а температуры превышают 300 °С.

Небольшое увеличение исходных параметров было получены за счет внедрения меди и железа: постоянные магниты $Sm_2(Co, Cu, Fe)_{17}$ с 26-27 wt % Sm, 10-12 wt % Cu, 8 wt % Fe обладают энергетическим произведением порядка 26 МГсЭ. В таких сплавах дальнейшее понижение меди либо увеличение железа индуцирует резкое уменьшение коэрцитивной силы. Для решения данной проблемы и увеличения $(BH)_{max}$ свыше 30 МГсЭ Т. Оjima [22] изучил влияние различных элементов на магнитные свойства четвертного сплава. Он обнаружил, что цирконий способствует проявлению более высоких характеристик, при этом огромную роль играет температурная обработка. Эффект ступенчатого отжига от 800 °С до 400 °С повышает iH_c почти в 2 раза (рис.1.11).

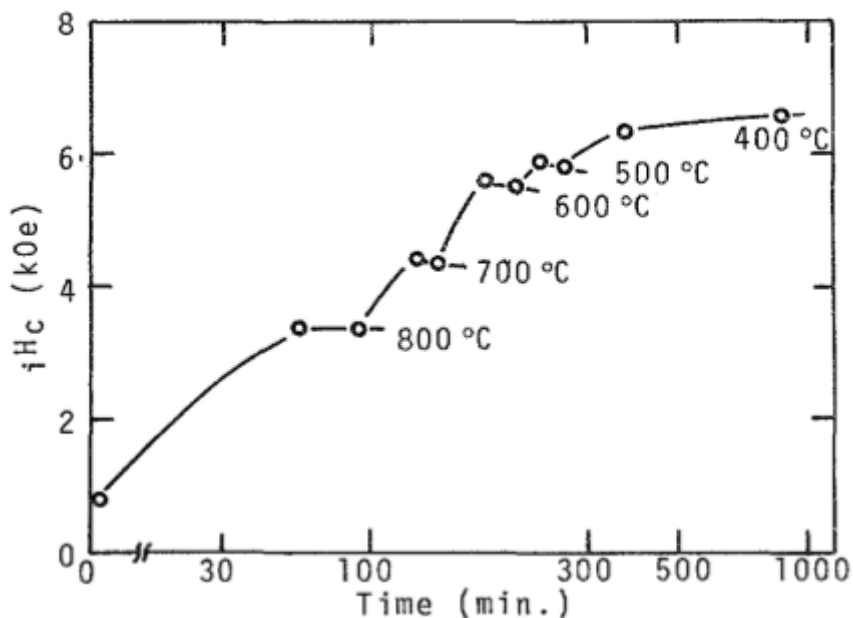


Рисунок 1.11 Влияние ступенчатого отжига на коэрцитивную силу сплава с 25,5 wt % Sm, 8 wt % Cu, 14 wt % Fe, 1,1 wt % Zr

Наличие даже 1 wt % Zr значительно увеличивает коэрцитивную силу для более низкого содержания Cu, для сплава с 8 wt % Cu – 7 кЭ. Также

цирконий позволяет без какого-либо ущерба повысить содержание Fe, тем самым увеличить остаточную намагниченность и энергетическое произведение. В 1977 году наилучшие свойства: $B_r = 11,2$ кГс; $H_c = 6,7$ кЭ; $(BH)_{max} = 30,2$ МГсЭ; $dH_c/dT = 0,16$ %/°C по сравнению с $0,4$ %/°C для $SmCo_5$, - наблюдались у сплава с 25,5 wt % Sm, 8 wt % Cu, 15 wt % Fe, 1,5 wt % Zr. Дальнейшее улучшение магнитных свойств возможно только при подробном рассмотрении микроструктуры таких магнитотвердых материалов.

В работе [23] исследовалась фазовая структура. Она представляет собой ячейки в виде гексагональных бипирамид с высотой вдоль оси легкого намагничивания, образованные ромбоэдрической структурой типа Th_2Zn_{17} (R-3m). Ячейки разделены непрерывной сеткой фазы, когерентной со структурой ячеек, но имеющей гексагональную решетку типа $CaCu_5$ (P6/mmm) и формирующей границу “клеток”. В это же время вдоль базисной плоскости данного массива располагаются тонкие игольчатые пластины (ламели), в дальнейшем обозначаемые в качестве Z-фазы, со структурой Be_3Nb – R-3m. Эти образования также когерентны двум первым. По мнению L. Rabenberg, цирконий играет ключевую роль в химической дифференциации на протяжении постепенного охлаждения, он препятствует диффузии Sm, зарождает и формирует Z – фазы, уменьшает растворимость Fe в 1:5 и Cu в 2:17, приводя к большим композиционным различиям. Таким образом, ламели позволяют диффундировать железу, кобальту и меди в определенные фазовые структуры.

Что касается процессов фазовых превращений сплавов типа $(Sm, Zr)(Co, Cu, Fe)_z$ во время термической обработки, то были разработаны две конкурирующие модели.

Первая модель основывалась на предположении о том, что при проведении ступенчатого отжига происходит перераспределение в фазах элементов: в $SmCo_5$ диффундирует медь, а в Sm_2Co_{17} - железо [24]. С помощью различных методик были определены концентрационные профили

химических составляющих. Ширина распределения Cu оказалась больше межфазовой стенки, а так как медь в $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ негативно сказывается на коэрцитивной силе, то должен существовать небольшой слой внутри ячейки, ухудшающий характеристики. Используя трехмерный атомный зонд, авторы статьи рассчитали карту распределения Cu (рисунок 1.12). Данные согласуются с результатами работы [25].

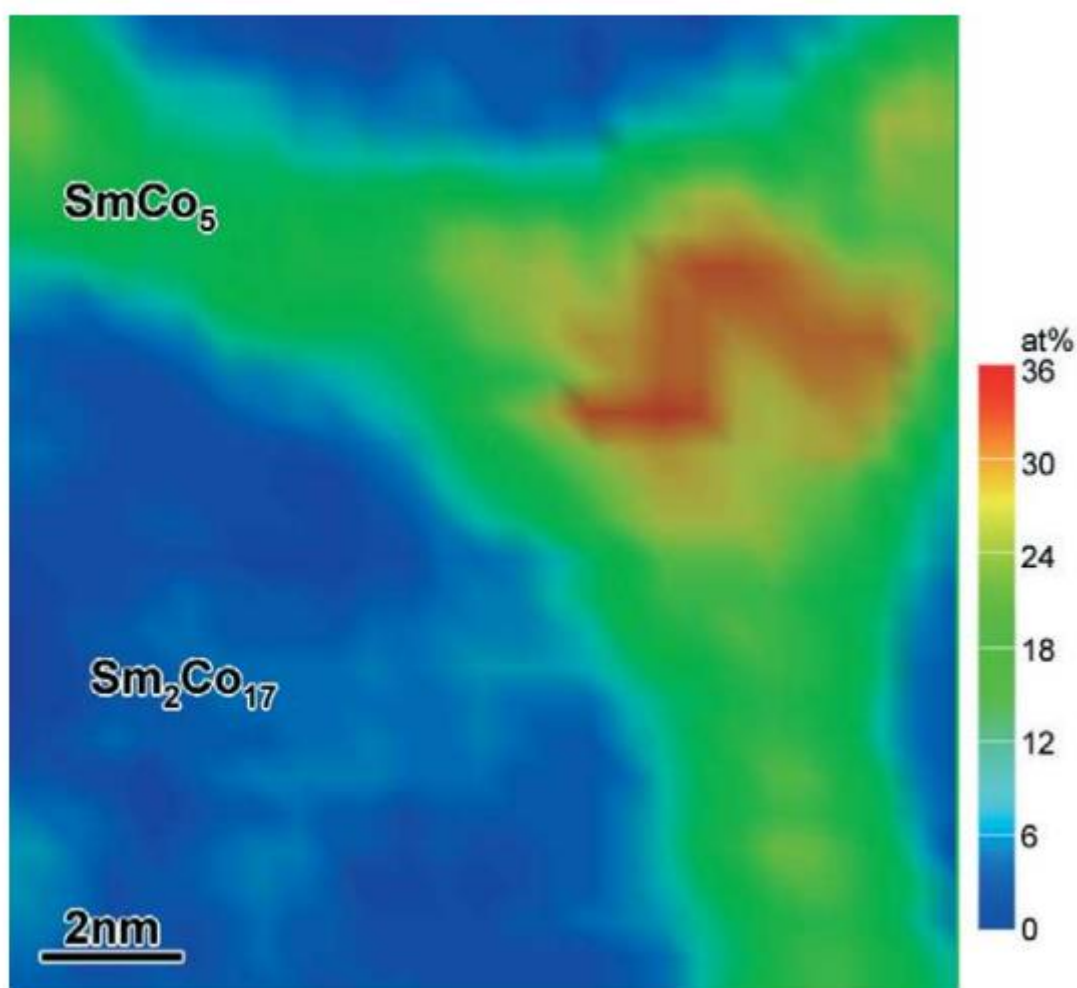


Рисунок 1.12 Двумерная концентрационная карта меди в спеченном магните ($\text{Sm}, \text{Zr}(\text{Fe}, \text{Cu}, \text{Co})_z$, закаленном при 520 °C

Отчетливо видно огромное обогащение медью области на пересечении трех фазовых границ, здесь концентрация достигает 35 % at. Так как Cu увеличивает коэрцитивное поле в SmCo_5 , то данный факт можно рассматривать как сильную задержку смещения (пиннинг) доменной стенки на межфазной границе.

Вторая модель основывалась на предположении о том, что в период изотермического старения в качестве промежуточных структурных компонентов на границе (между ячейками) образуются дополнительные фазы из гомологического ряда $(\text{Sm,Zr})_{n-1}(\text{Co,Cu,Fe})_{5n-1} - 2:7, 5:19$ и $1:3$ [26]. При проведении медленного охлаждения за счет диффузии элементов, в соответствии с кривыми переменной растворимости, вместо $2:7, 5:19$ и $1:3$ формируется фаза $1:5$, занимающая весь объем между ячейками. Данное утверждение согласуется с тем, что наличие лишь $\text{Sm}(\text{Co}, \text{Cu})_5$ в отсутствие медленного отжига никак не может объяснить значение коэрцитивной силы равной 100 Э .

Теория структурной морфологии магнитов на основе $(\text{Sm}, \text{Zr})(\text{Co}, \text{Cu}, \text{Fe})_z$ развивается до сих пор. В работах [27,28,29] изучается влияние варьирования соотношения $(4f-, 4d-)/(3d-)$ элементов на формирование высококоэрцитивной структуры, рассматриваются процессы фазовых трансформаций для более широкого интервала температур и больших концентраций. В итоге современная трактовка интересующего процесса может быть представлена в виде таблички, изображенной на рисунке 1.13. Первый этап гомогенизации позволяет нам получить пересыщенный твердый раствор на основе разупорядоченной фазы $1:7$ (типа TbCu_7). Вторым этапом изотермического старения производится разделение структуры на три основных компонента, однако в каждом из них присутствуют нежелательные образования ($5:19$ и $2:7$ в граничной структуре), наблюдается недостаточное насыщение требуемыми химическими элементами. Устранить вышеописанные недостатки помогает процедура ступенчатого охлаждения. Направления диффузии самария, железа, кобальта, меди и циркония показаны с помощью стрелок.

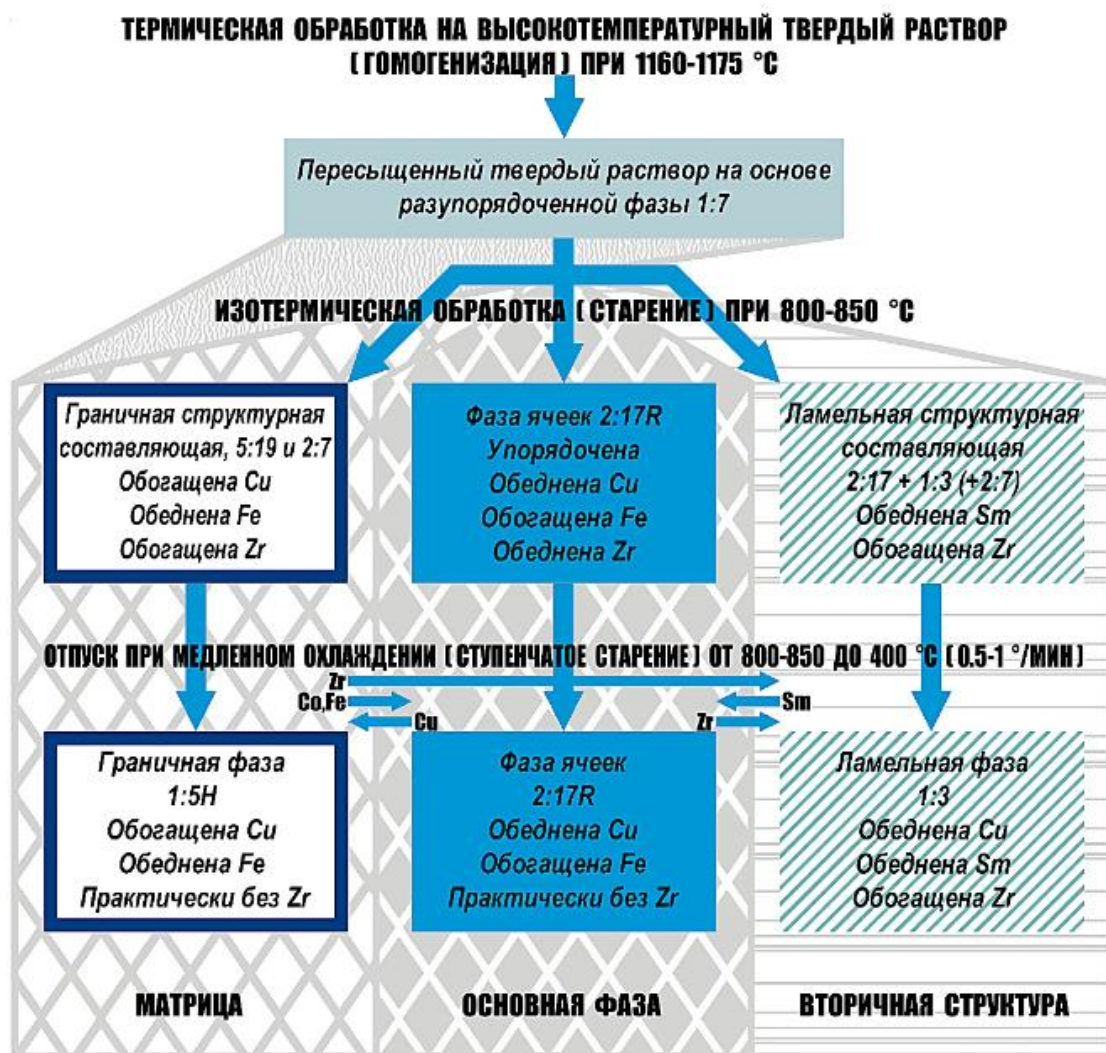


Рисунок 1.13 Реакции трансформации фаз постоянного магнита на основе (Sm, Zr)(Co, Cu, Fe)_z в период проведения комплексной термической обработки

Помимо трудов, направленных на изучение микроструктуры материала, существуют также работы по дальнейшему улучшению магнитных свойств. Так замещение кобальта железом значительно увеличивает намагниченность насыщения, но при превышении Fe 15 wt % происходит сильное уменьшение коэрцитивного поля. Sun [30] утверждал, что Zr, линейно возрастающий с Fe, поможет решить данную проблему, но при это остаточная индукция понизится. Для усовершенствования температурной компенсации в статье [31] исследовалось замещение самария на гадолиний. Как результат, значения B_r постоянны на широком интервале температур при $(BH)_{max} = 16$ МГсЭ. Другим подходом, увеличивающим M_s , является замена Sm легкими редкоземельными

материалами: Pr, Nd, Ce. Они обладают большими магнитными моментами. Такой способ улучшает квадратичность петли гистерезиса, слабо влияет на температуру Кюри.

На основе анализа литературы, упомянутой выше, можно сделать вывод, что изучение магнитотвердого материала $(\text{Sm,Zr})(\text{Co,Cu,Fe})_z$ с целью улучшения его магнитных свойств является актуальной задачей.

Глава 2. Экспериментальная методика и исследуемые образцы

Раздел 2.1. Вибрационный магнитометр.

Магнитные свойства порошковых магнитотвердых образцов измерялись при комнатной температуре на вибрационном магнитометре. Блок-схема установки представлена на рисунке 2.1.

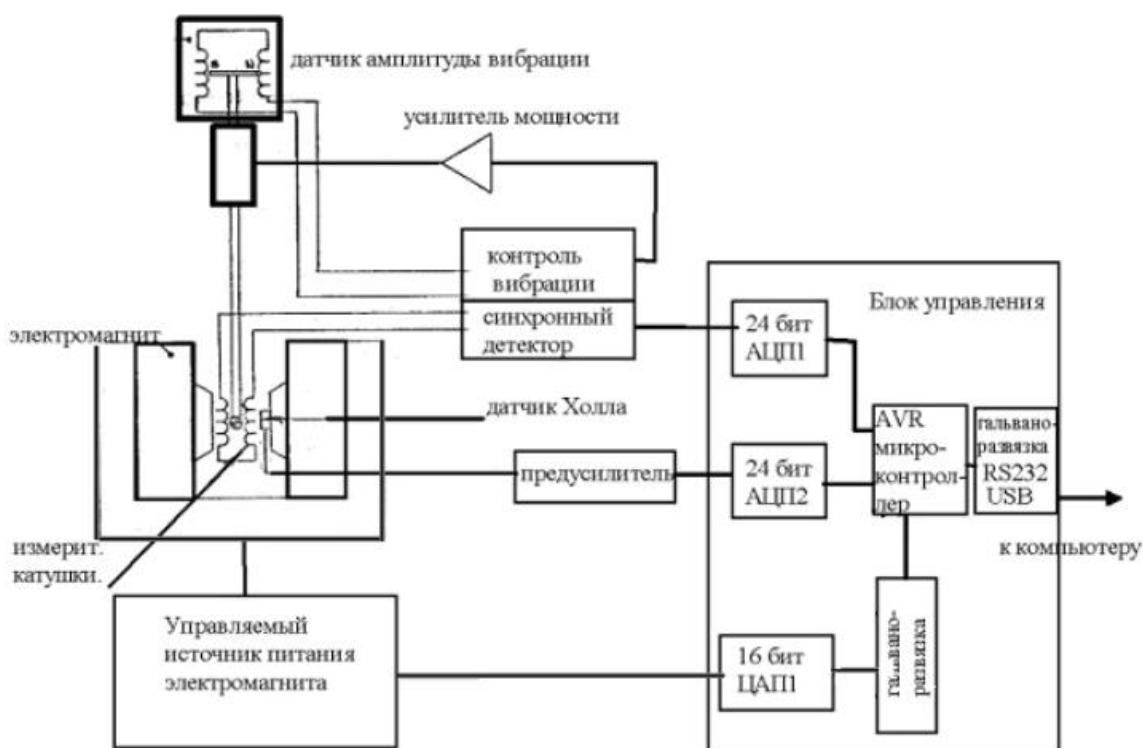


Рисунок 2.1 Блок-схема вибрационного магнитометра

Используется электромагнит ФЛ-1 с концентрирующими полюсными наконечниками и рабочим зазором 40 мм. Он позволяет достичь магнитных полей порядка 20 кЭ при электрической мощности 3 кВт. Для питания электромагнита используется двухполярный прецизионный управляемый блок питания с выходной мощностью 3,6 кВт (120В, 30 А), питающийся от трехфазной сети 380 В. Особенностью блока питания электромагнита является отсутствие пульсаций выходного напряжения, которые вызывают сильные помехи в цепях измерительных катушек. В установке используется блок АЦП/ЦАП на основе 24-разрядных АЦП и 16-разрядных ЦАП. Он состоит из

трех АЦП AD7710, включенных по схеме синхронного сбора данных, 16 разрядного ЦАП AD420, различных цифровых и аналоговых схем сопряжения, микроконтроллера Atmega8 с внутренней ПЗУ объемом 8 кБ и тактовой частотой 10 МГц, осуществляющего сбор цифровых данных с АЦП, управление ЦАП и связь с внешним компьютером, снабжен собственным источником питания. Обмен данными с внешним компьютером реализуется через интерфейс RS232. Для снижения помех из-за двойного заземления и “земельных контуров”, блок снабжен двойной оптической гальваноразвязкой: по каналу связи с компьютером, а также между микроконтроллером и ЦАП. Отдельной технической задачей является управление величиной магнитного поля электромагнита. Так как зависимость величины магнитного поля от тока в катушках нелинейна в связи с нелинейностью магнитной восприимчивости сердечника и существует запаздывание установления величины магнитного поля при подаче определенного напряжения в связи с наличием существенной индуктивности электромагнита, то была осуществлена обратная связь. Она состоит из датчика магнитного поля (датчик Холла с предварительным усилителем), помещенного в зазор электромагнита и пропорционально-интегрального регулятора, сигнал с которого управляет блоком питания электромагнита.

Для компьютерного управления магнитометром, организации автоматизированного сбора и архивации данных, автоматического регулирования параметров было использовано соответствующее программное обеспечение. Программа выполняет следующие режимы измерений:

1. Измерение намагниченности при плавной пилообразной развертке поля с изменяемой частотой, количеством периодов и амплитудой для снятия петель намагничивания, размагничивания и гистерезиса.
2. Измерение петель гистерезиса с постоянным полем смещения – используется при моделировании поведения магнитного материала в магнитной цепи реальной электрической машины.

Раздел 2.2. Установка для исследования магнитных свойств магнитомягких материалов в незамкнутой магнитной цепи

Основным методом измерения характеристик листовой электротехнической стали является подход, основанный на приложении синусоидального магнитного поля к образцу, который находится в замкнутой магнитной цепи, и на измерении ЭДС, наведенной в измерительной катушке. Однако такая установка не позволяет корректно производить сравнения потерь в сталях при различных значениях магнитной восприимчивости материала. Ошибка в измерениях возникает из-за того, что потери на токи Фуко сильно зависят от развертки вихревой ЭДС, которая определяется производной магнитной индукции, а не производной магнитного поля. То есть магнитные потери для одинакового материала с разными значениями магнитной проницаемости будут изменяться в широких пределах. На рисунке 2.2 представлена временная зависимость ЭДС индукции в измерительной катушке при подаче синусоидального тока на силовую катушку. Величина наблюдаемых пиков полностью определяется магнитной проницаемостью исследуемого образца.

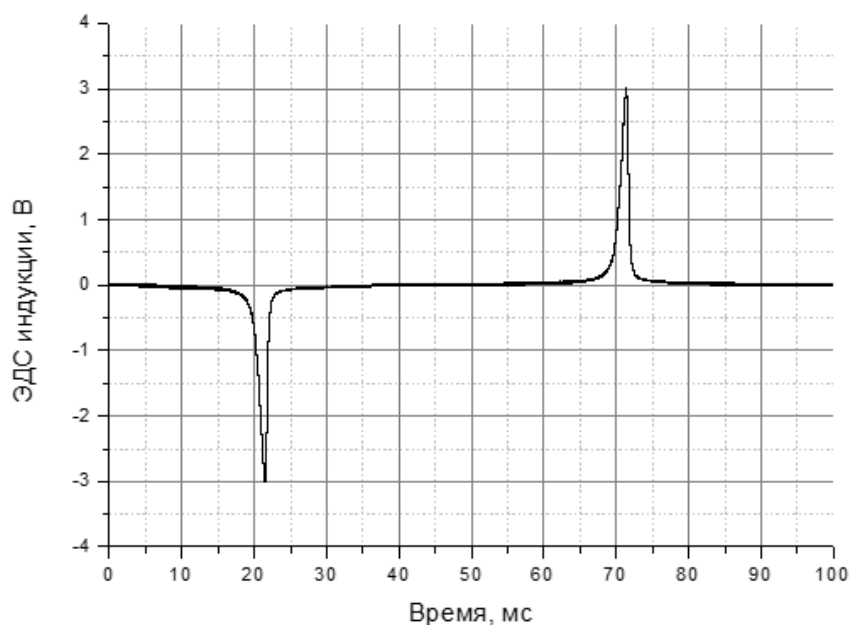


Рисунок 2.2 Временная зависимость ЭДС индукции

Для решения данной проблемы был разработан метод, основанный на создании в образце магнитного потока, изменяющегося со временем по синусоидальному закону, и реализован в установке для измерения магнитных свойств магнитомягких материалов в незамкнутой магнитной цепи. Принципиальная схемы установки приведена на рисунке 2.3.

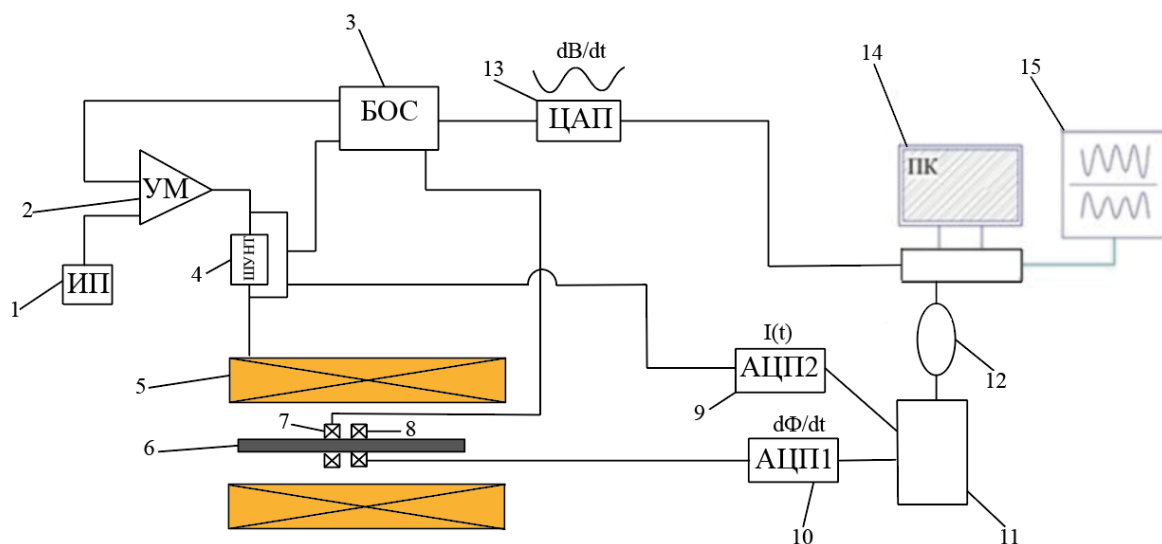


Рисунок 2.3 Блок схема установки для измерения магнитомягких образцов

Синусоидальный сигнал необходимой частоты (рис. 2.4) генерируется с помощью 24- битного цифро-аналогового преобразователя (13), после суммируется с сигналом с обратным знаком от катушки обратной связи (7), проходит через усилитель мощности (2) и подается на силовую катушку (5), которая создает в своем центре однородное поле (отклонения составляют менее 0,5 %). Значения тока, измеренные с помощью шунта (4) подаются на первый вход блока обратной связи (3), на второй вход подаются значения ЭДС с катушки (7). Блок обратной связи состоит из двух пропорционально-интегральных регуляторов формы синусоидального сигнала и тока. Далее значения тока и ЭДС индукции с измерительной катушки (8) подаются на 2 аналого-цифровых преобразователя с частотой выборки 1,5 МГц (9) и (10), работающих в синхронном режиме. Данные с них собираются комплексом (11) и обрабатываются персональным компьютером (14). Для снижения помех

из-за “земельных контуров” используются гальваническая развязка (12), подключенная по интерфейсу USB, и трансформатор развязки сети (15). Сам образец (6) представляет собой тонкую длинную полоску, которая зафиксирована в текстолитовой вставке. Она позволяет образцу сохранять прямую форму и не смещаться во время эксперимента. При соотношении длины пластинки к ее толщине порядка 500 размагничивающий фактор мал и не приводит к изменению величин потерь. Усилитель мощности получает энергию от источника питания (1).

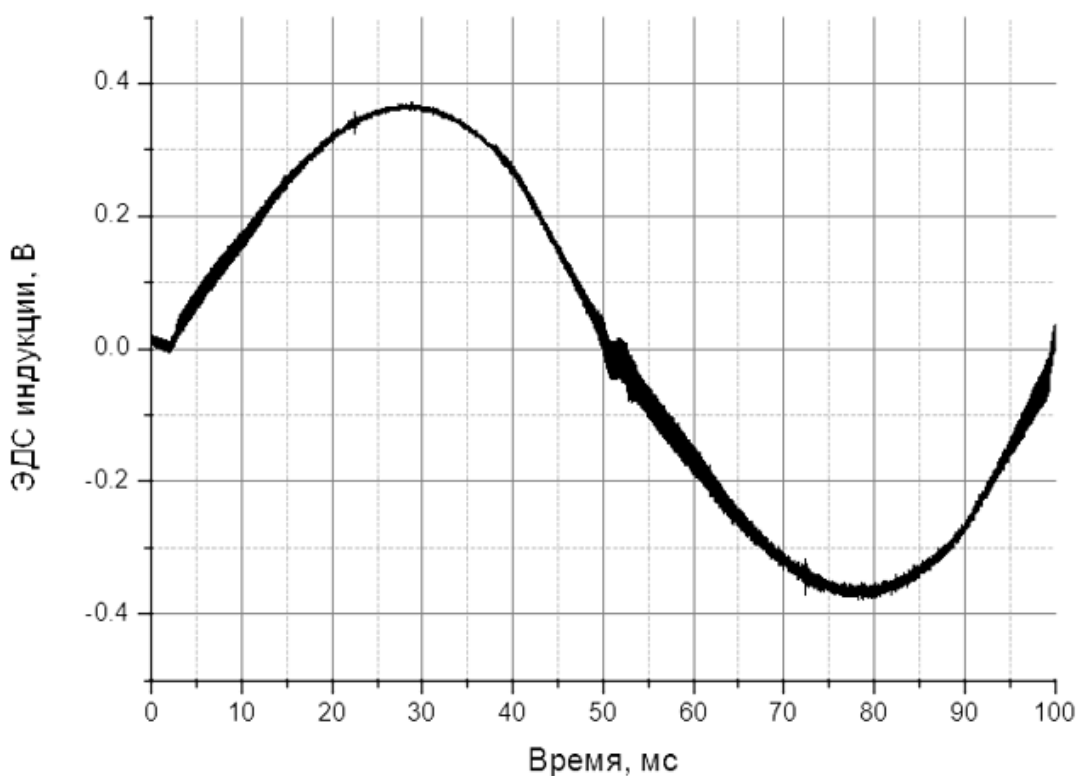


Рисунок 2.4 Временная зависимость ЭДС индукции в созданной установке

В результате измерений строились зависимости магнитной индукции от напряженности приложенного магнитного поля, по которым определялись индукции насыщения и величина коэрцитивной силы. Полные потери на перемагничивание были рассчитаны по следующей формуле:

$$W = \frac{K}{S\rho m} \int_T I(t) \cdot U_i(t) dt$$

Здесь K – константа внешней силовой катушки, S – площадь поперечного сечения полоски, ρ – плотность стали, m – число витков в измерительной катушке, $I(t)$ – ток в цепи катушки возбуждения, $U_i(t)$ – напряжение на выводах измерительной катушки, интегрирование ведется по периоду колебаний магнитного поля.

Предельные значения создаваемого магнитного поля во внешней катушке составляли 550 Э, максимальные регистрируемые частоты достигали значений 5кГц.

Раздел 2.3. Экспериментальные образцы

Для исследования магнитных свойств магнитотвердых материалов были выбраны следующие сплавы:

1. $\text{Sm}_{0.87}\text{Zr}_{0.13}(\text{Co}_{0.702}\text{Cu}_{0.088}\text{Fe}_{0.210})_{6.7}$
2. $\text{Sm}_{0.81}\text{Zr}_{0.19}(\text{Co}_{0.702}\text{Cu}_{0.088}\text{Fe}_{0.210})_{6.3}$
3. $\text{Sm}_{0.85}\text{Zr}_{0.15}(\text{Co}_{0.69}\text{Cu}_{0.070}\text{Fe}_{0.240})_{6.8}$

Литой материал был получен сплавлением компонентов в индукционной печи в атмосфере аргона. В качестве начальных составляющих использовали высокочистые материалы с содержанием основных компонентов больше 99,97 % wt.

После полученные слитки подвергались гомогенизирующими отжигу при температуре 1168 °С на протяжении 8 часов и быстрой закалке до комнатной температуры. Дальнейшим этапом было воздействие различных режимов комплексной температурной обработки для получения высококоэрцитивных состояний:

1. 800 °С, 6 ч + закалка;
2. 840 °С, 6 ч + закалка;
3. 820 °С, 1 ч + 720 °С, 4 ч + закалка;
4. 800 °С, 6 ч + медленное охлаждение;
5. 840 °С, 6 ч + медленное охлаждение;
6. 820 °С, 1 ч + 720 °С, 4 ч + медленное охлаждение

Из конечных сплавов были получены порошки фракции 40-100 мкм, которые использовались для получения текстурированных в магнитном поле образцов, смешанных в эпоксидной смоле. Намагничивание капсулированных образцов осуществлялось в импульсном магнитном поле (до 10 Тл) на установке KCJ-3560G (Ningbo Canmag Electronics Co. Ltd., Китай). Также исследовалась микроструктура начальных слитков и материалов, прошедших

всю температурную обработку, с помощью оптического микроскопа Olympus GX51.

Для изучения магнитных свойств магнитомягких материалов были изготовлены образцы из двух типов серийно выпускаемой тонколистовой холоднокатаной электротехнической стали фирмы Cogent:

1. Марка N018 с толщиной листа 0,18 мм;
2. Марка N027 с толщиной листа 0,27 мм.

Паспортные и экспериментальные значения плотности и удельного сопротивления исследуемых сталей приведены в таблице ниже:

Тип Стали	Плотность по паспорту, г/см ³	Удельное сопротивление по паспорту, мкОм*см	Экспериментальная плотность, г/см ³	Экспериментальное удельное сопротивление, мкОм*см
Шведская 0,18 мм	7,65	52	7,56	50,8
Шведская 0,27 мм	7,6	62	7,43	63,7

Образцы представляли собой прямоугольные полоски длиной 100 мм. Они были вырезаны двумя способами:

1. Лазерной резкой;
2. Абразивной водной резкой.

С помощью каждого методами были получены полоски с разными ширинами: 4,8 мм и 0,92 мм. Образцы обладали приблизительно одинаковым размагничивающим фактором, но имели разное отношение поврежденной поверхности к объему.

Также проводился температурный отжиг в вакуумной колбе для восстановления магнитных свойств. Скорость нарастания температуры выбиралась таким образом, чтобы минимизировать возможные возникающие температурные напряжения в образцах.

На рисунке 2.5 представлена фотография полученных полосок.

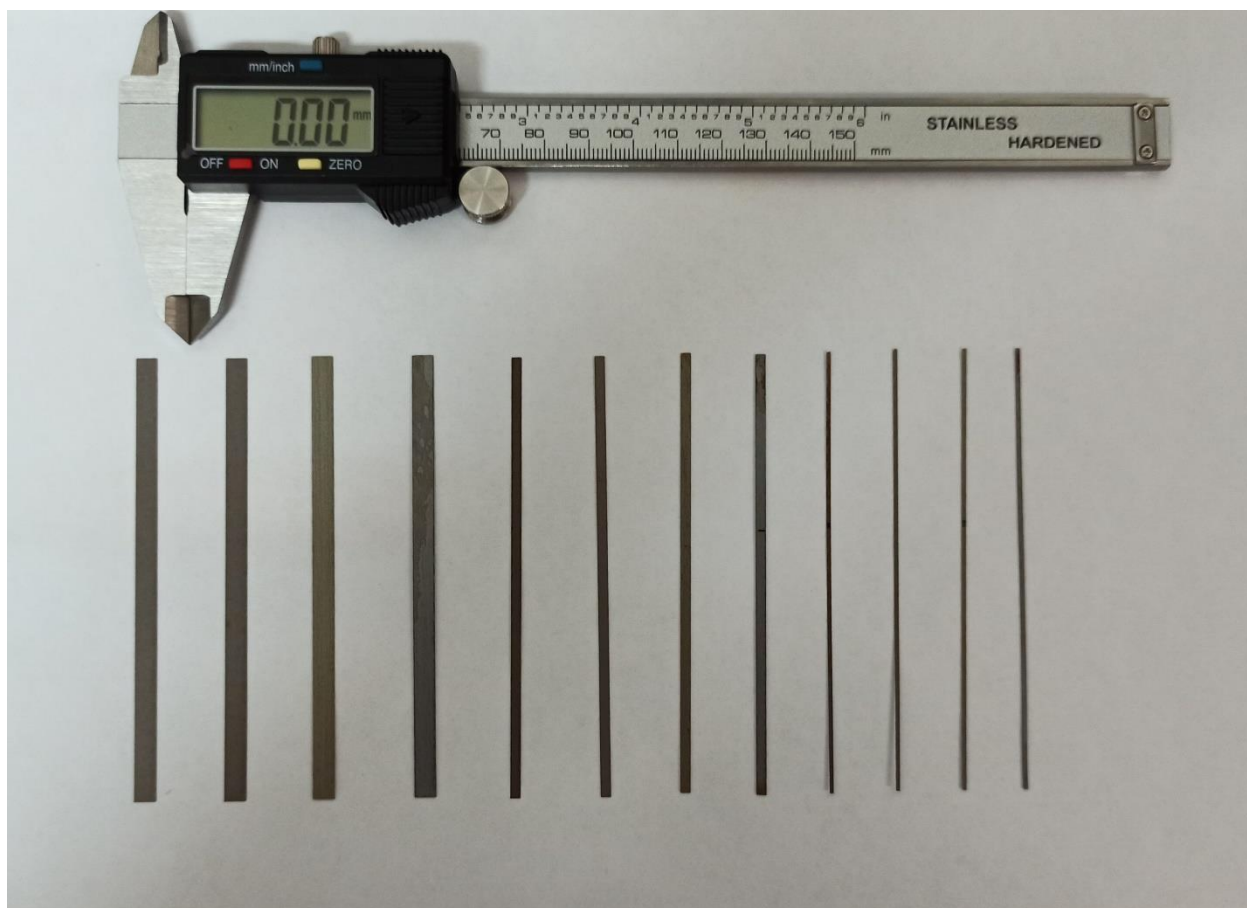


Рисунок 2.5 Фотография образцов

Глава 3. Экспериментальные результаты

Раздел 3.1. Магнитные свойства порошков $(\text{Sm,Zr})(\text{Co,Cu,Fe})_z$

Микроструктура всех исследуемых образцов в литом состоянии до проведения комплексной температурной обработки характеризуется наличием трех основных структурных компонентов: компонент А (темные пятна на рисунке 3.1) соответствует фазе 1:5, в литом состоянии могут также существовать фазы 1:5, 2:7, 1:7, 5:19; компонент В (светлые пятна) соответствует фазе 2:17; компонент С в виде анизотропных пластин, вкрапленных в А, – фазе 1:3.

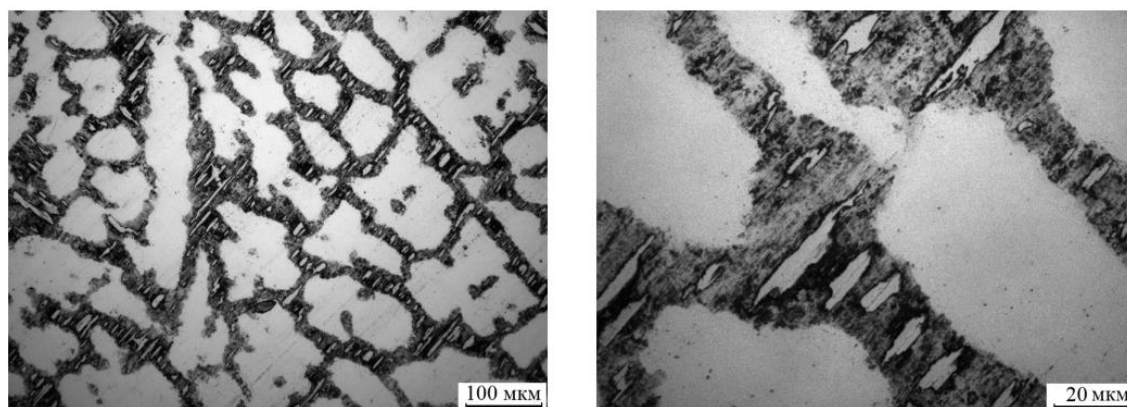


Рисунок 3.1 Характерная микроструктура при различном увеличении

Состав материала был подобран таким образом, чтобы объемные доли структурных компонентов А и В были равны, так как при данном условии наблюдаются высокие значения коэрцитивной силы в сочетании с предельной прямоугольностью петли гистерезиса.

Части петель гистерезиса во втором квадранте без учета размагничивающего фактора после полных циклов обработки приведены на рисунке 3.2. Графики “а”, “б”, “с” соответствуют сплавам 1-3, которые были приведены ранее. Видно, что в зависимости от режима отжига значения коэрцитивной силы могут варьироваться от 3 кЭ до значений больше 20 кЭ. Однако среди множества кривых прослеживается тенденция: режим 5 (840 °С,

б ч + медленное охлаждение) позволяет получить материалы с относительно приемлемыми магнитными свойствами.

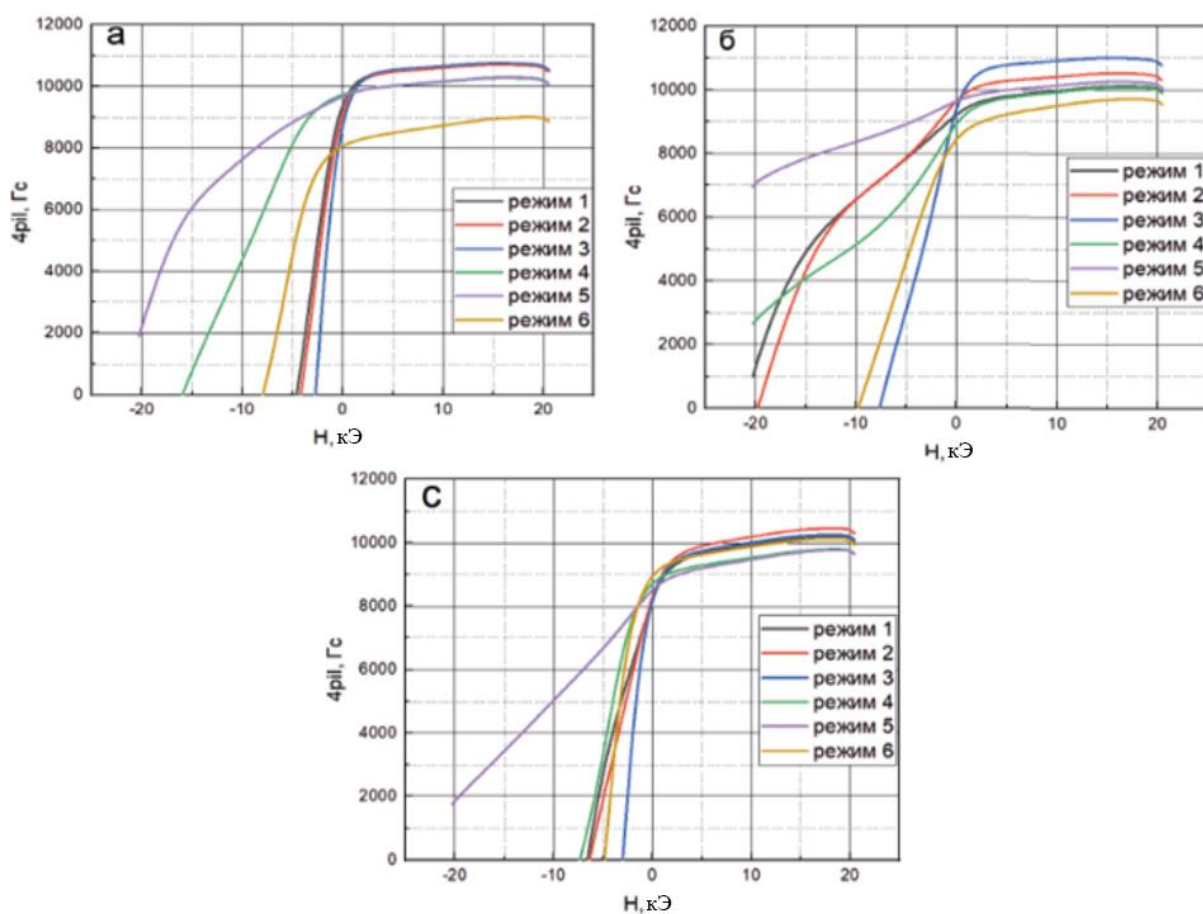


Рисунок 3.2 Размагничивающие части петель гистерезиса для исследуемых сплавов

Однако быстрый спад у материала “с” и огромное значение коэрцитивной силы у “б” ограничивают потенциальное использование в реальных магнитах на связке. Наилучшими характеристиками обладает материал “а”, оценочный расчет показал, что при такой форме петли во втором квадранте максимальное энергетическое произведение достигает 22 МГсЭ, когда реальные спеченные магниты на основе $(\text{Sm,Zr})(\text{Co,Cu,Fe})_z$ имеют порядка 30 МГсЭ.

Для выяснения причины различного поведения кривых в режиме 5 были сделаны снимки со шлифов изучаемых образцов (рис. 3.3). Отчетливо

видно, что субзерна размером 10-20 мкм, показанные на рисунке 3а равномерно распределены по всей матрице 2:17.

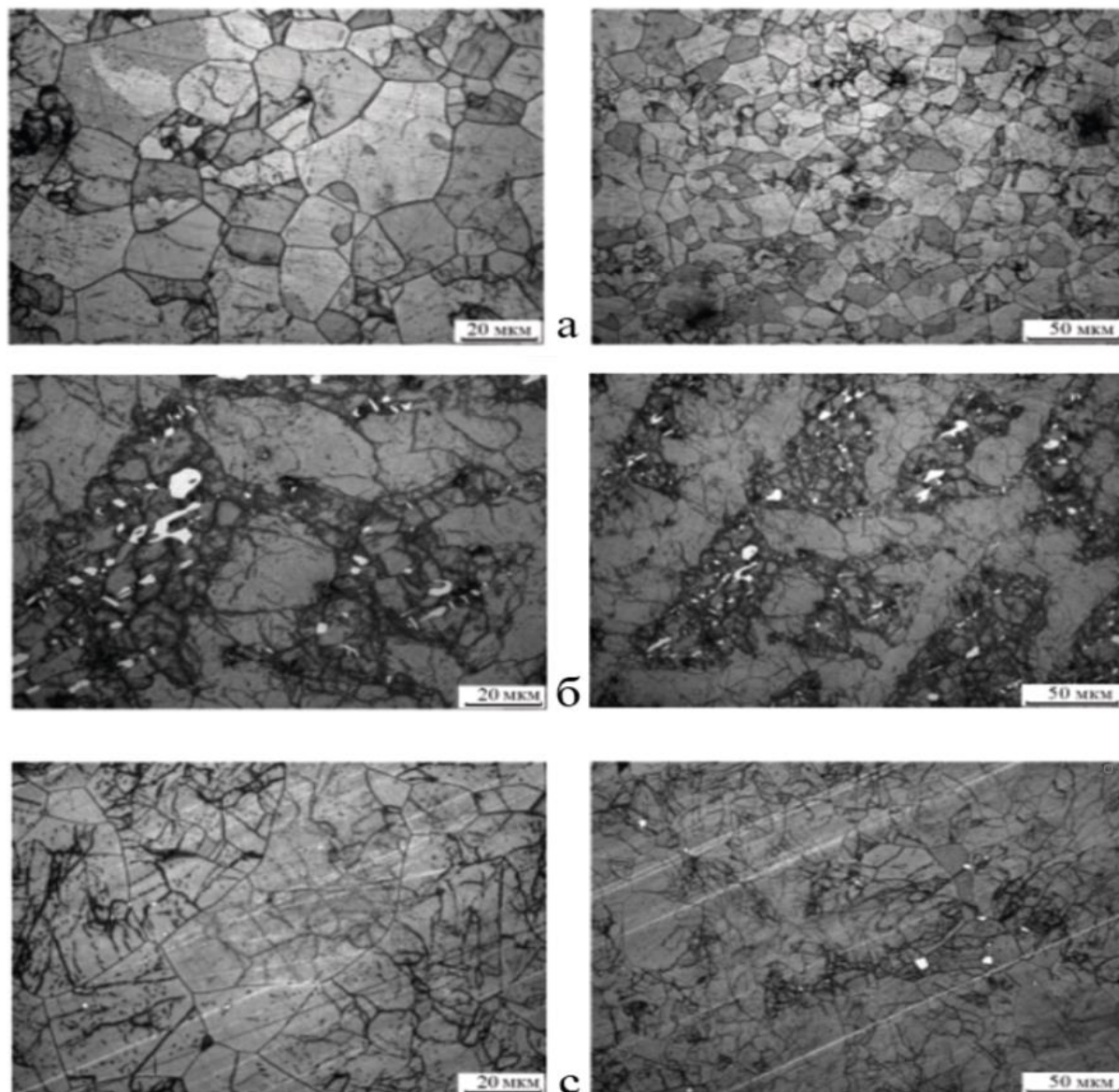


Рисунок 3.3 Микроструктура сплавов а, б, с после гомогенизирующего отжига при 1168 °С в течение 8 ч, закалки до комнатной температуры и изотермического отпуска при 840 °С, 6 ч + медленного охлаждения

Наличие субзерен таких размеров, вероятно, определяет оптимальный размер частиц анизотропного порошка, получаемого из сплава данного состава. В случае “б” и “с” размер существенно более неравномерен и технические характеристики значительно хуже.

Таким образом, на магнитные свойства порошков на основе соединения $(\text{Sm}, \text{Zr})(\text{Co}, \text{Cu}, \text{Fe})_z$ огромное влияние оказывает не только режим температурной обработки, но также и распределение размера субзерен, полученных в материале с высококоэрцитивным состоянием.

Раздел 3.2. Изучение магнитных свойств магнитомягких материалов в виде тонколистовых электротехнических сталей

Магнитные системы современных вентильных двигателей создают магнитные поля порядка 1,7 Тл в области расположения статора, а из-за наличия многополюсных магнитов частоты перемагничивания стали могут достигать 3 кГц в штатном режиме работы. Так как данные производителей изотропных сталей не охватывают рассматриваемые диапазоны, возникла техническая потребность в изучении поведения магнитомягких материалов в таких условиях. Были получены зависимости энергии удельных магнитных потерь от частоты в широком интервале амплитуд намагниченности, в некоторых случаях вплоть до 2 Тл. Характерный вид графиков представлен на рисунках 3.4, 3.5 и 3.6.

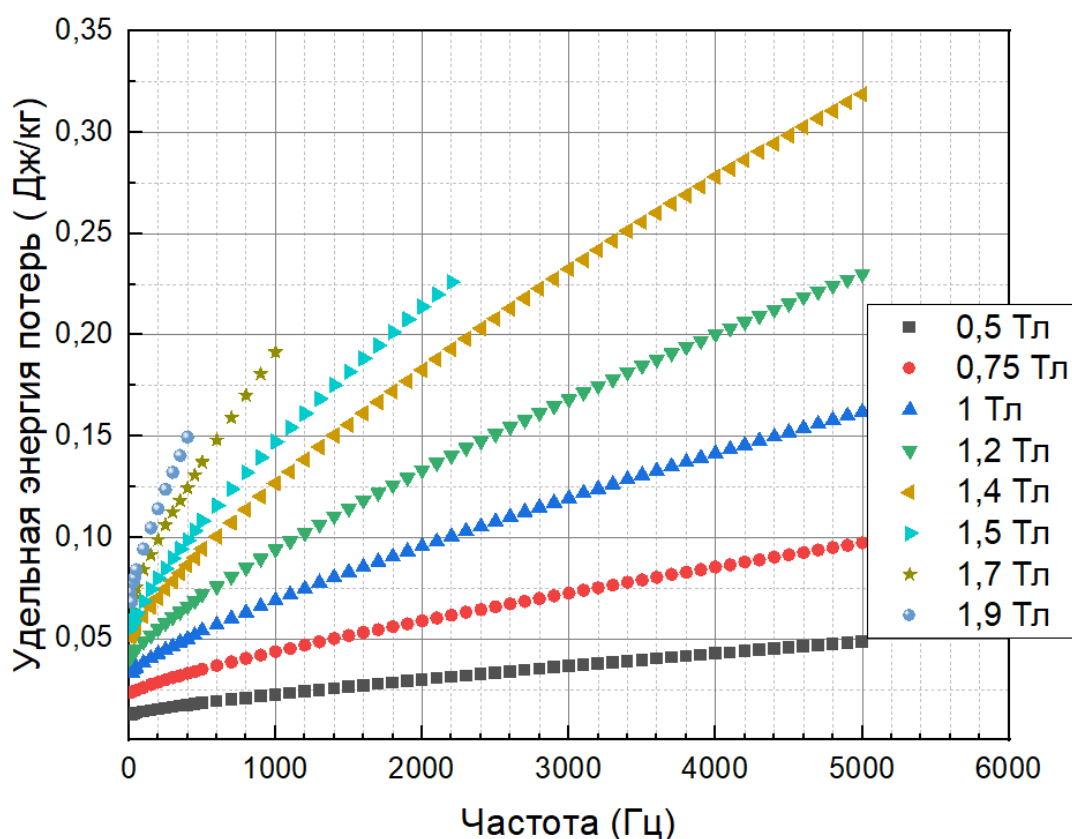


Рисунок 3.4 Частотные зависимости энергии удельных потерь на один цикл перемагничивания для различных значений намагниченности образца, вырезанного лазером, с размерами 0,18*0,92*100

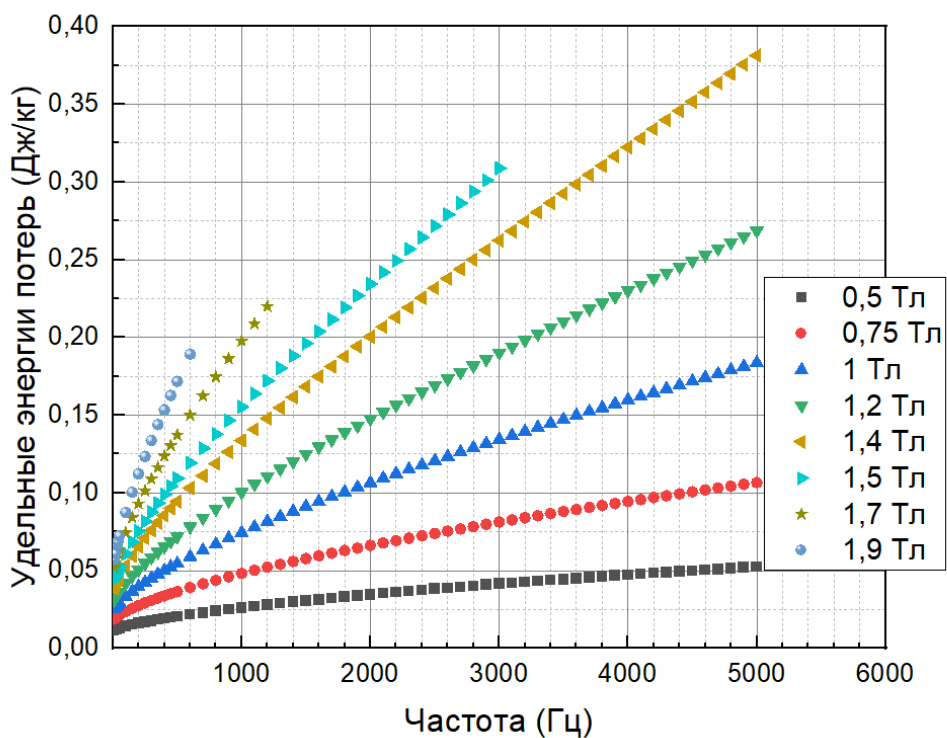


Рисунок 3.5 Частотные зависимости энергии удельных потерь на один цикл перемагничивания для различных значений намагниченности образца, вырезанного лазером, с размерами 0,27*4,8*100

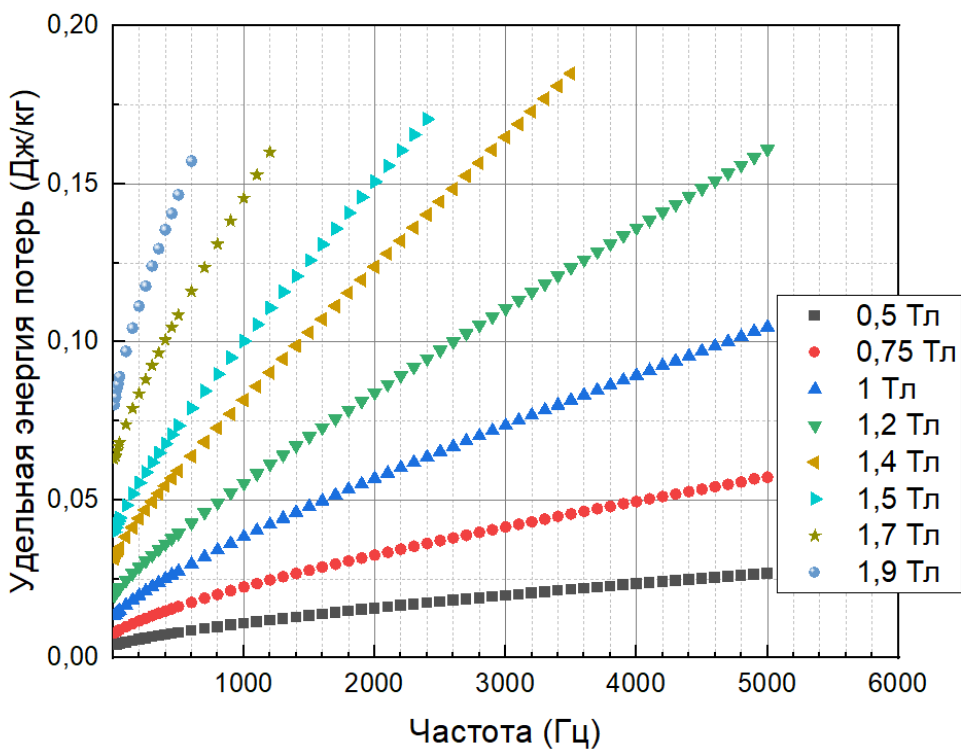


Рисунок 3.6 Частотные зависимости энергии удельных потерь на один цикл перемагничивания для различных значений намагниченности образца, изготовленного при помощи гидроабразивной резки, с размерами 0,18*4,8*100

Выбор таких координат позволяет наблюдать корневое изменение энергии потерь с увеличением частоты: особенно ярко это заметно для интервала частот с 10 Гц до 500-600 Гц, далее кривые становятся линейными. Подобное поведение, дает возможность сделать первоначальные выводы о величинах классических и дополнительных вкладов в полные потери: коэффициент, стоящий перед слагаемым, пропорциональным частоте в степени $1/2$, соотносится с коэффициентом, стоящим перед членом, отвечающим за потери проводимости, таким образом, что дополнительные потери перевешивают потери из-за токов Фуко в относительно низких частотах, однако при приближении к кГц ситуация меняется с точностью наоборот.

Опираясь на результаты работ о влиянии методов обработки на магнитные свойства листовой стали, можно заключить, что любая резка в большей или меньшей степени ухудшает технические параметры магнитомягких материалов. Поэтому для восстановления свойств полосы подвергались различным температурным отжигам. Их отличие заключалось в переменных пороговых значениях температур выдержки. Обнаружилось, что наилучший эффект оказывает отжиг при температуре 900 °С (рис. 3.7). Она не только “сглаживает” петлю гистерезиса, значительно увеличивает магнитную проницаемость от значений порядка 1000 к пиковым 10000, но и уменьшает коэрцитивную силу в три раза с 1,5 Э до 0,5 Э. В дальнейшем этот оптимальный режим был применен ко всем исследуемым полоскам. Результаты данной процедуры указаны в таблицах 3.1 и 3.2. Прослеживается закономерность: термообработка понижает H_c у полосок, изготовленных при помощи лазерной резки, вне зависимости от их ширины и типа стали и уменьшает потери (рис. 3.8), однако в случае гидроабразивной резки коэрцитивная сила не изменяется, диапазон высокой магнитной проницаемости слегка расширяется, но при этом возрастают гистерезисные потери (рис. 3.9).

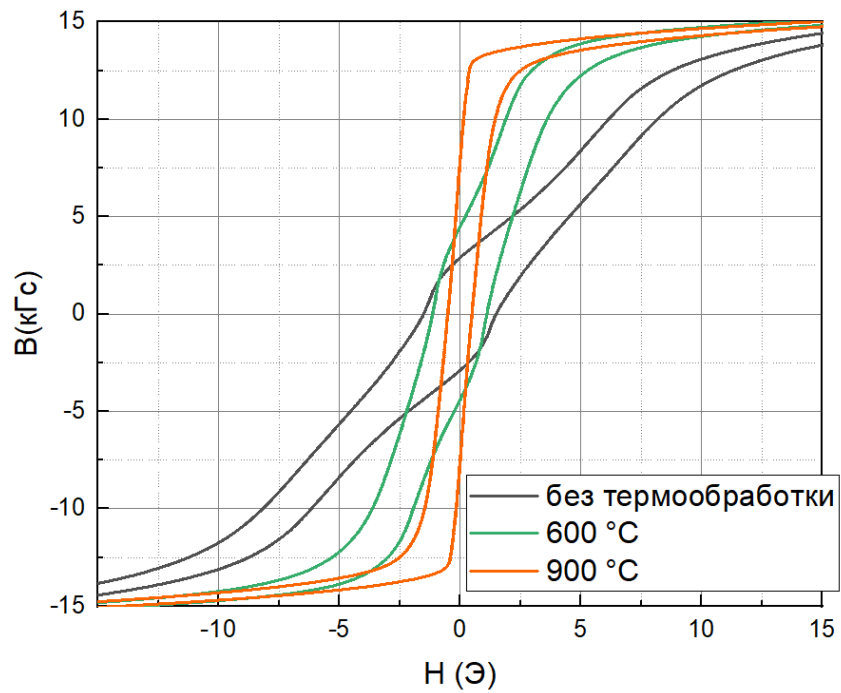


Рисунок 3.7 Влияние температурной обработки на петлю гистерезиса на примере полоски $0,18 \times 0,92 \times 100$, изготовленной с помощью эрозионной резки

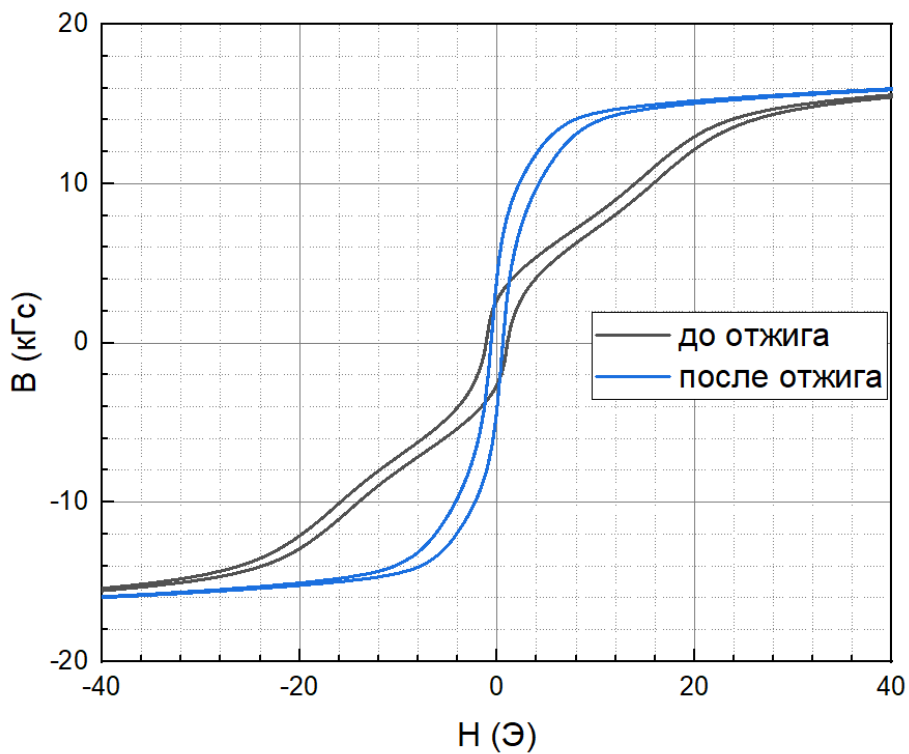


Рисунок 3.8 Петли гистерезиса, соответствующие полоске $0,27 \times 0,92 \times 100$, вырезанной при помощи лазера

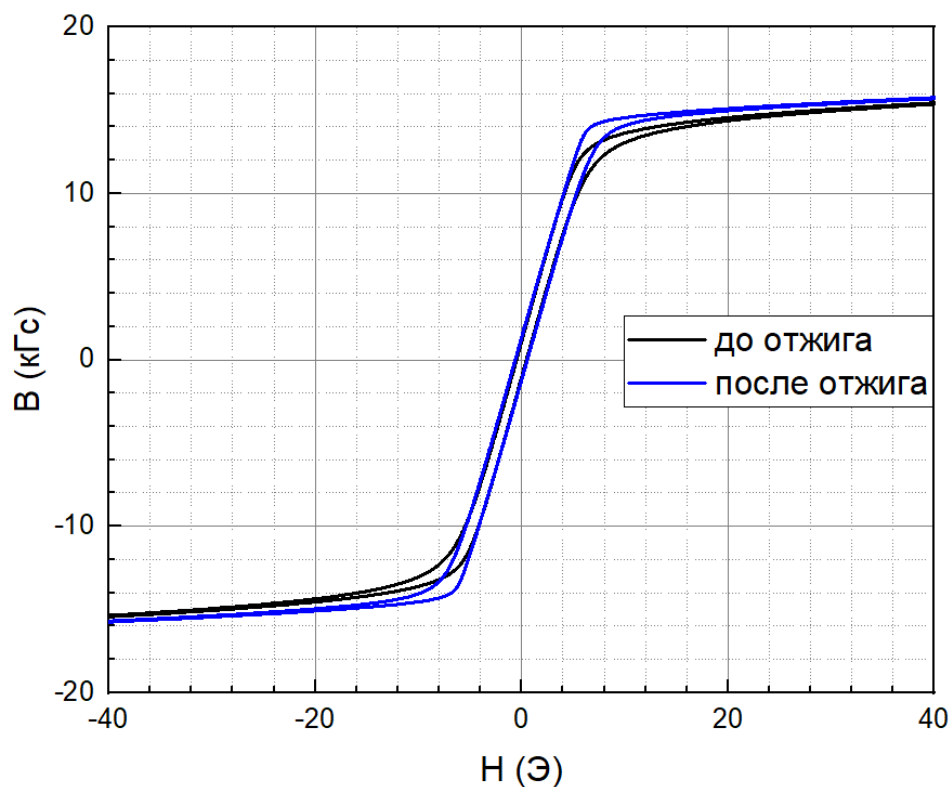


Рисунок 3.9 Петли гистерезиса, соответствующие полоске 0,27*4,8*100, вырезанной на водно-абразивном установке

Коэрцитивная сила (Э)

Тип образца	До термообработки	После термообработки
0,18 0,92 лазер	1,03	0,56
0,18 4,8 лазер	1,16	0,5
0,18 4,8 водная	0,52	0,51
0,27 0,92 лазер	1,08	0,6
0,27 4,8 лазер	1,23	0,58
0,27 4,8 водная	0,48	0,57

Таблица 3.1 Изменение коэрцитивной силы в результате температурного отжига

Магнитные потери (мДж/кг)

Тип образца	До термообработки	После термообработки
0,18 0,92 лазер	86,7	72,1
0,18 4,8 лазер	87,1	59,3
0,18 4,8 водная	94	77,1
0,27 0,92 лазер	82,2	70,3
0,27 4,8 лазер	72,8	57
0,27 4,8 водная	58,3	58,6

Таблица 3.2 Изменение магнитных потерь в результате температурного отжига

Интересная особенность наблюдается у почти неповрежденного образца 0,27*4,8*100, изготовленного при помощи водной резки (рисунок 3.10). Температурный отжиг повышает магнитные потери в диапазоне до 50 Гц, при дальнейшем увеличении частоты негативное влияние пропадает.

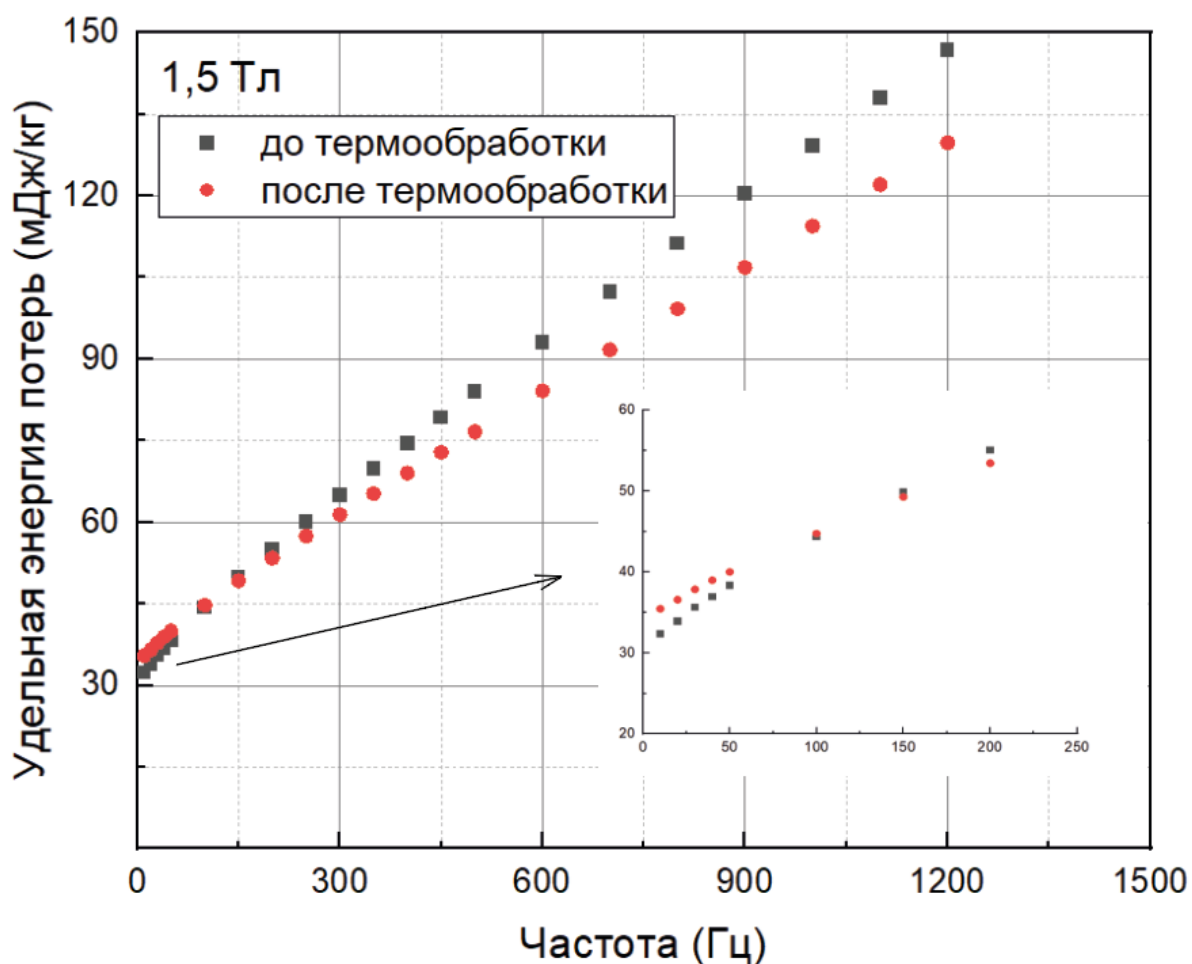


Рисунок 3.10 Частотная зависимость энергии потерь на перемагничивание для образца 0,27*4,8*100, вырезанного на водной резке

Рассматривая другие образцы, можно обнаружить тенденцию: постобработка полосок в случае лазерной резки вне зависимости от марки стали и ширины значительно понижает гистерезисные потери, которые находятся в прямой зависимости от формы квазистационарной петли гистерезиса, а также уменьшает вклад дополнительного члена. Все это подтверждает предположения о наличии больших температурных деформаций в материале, температурный отжиг уменьшает их концентрацию.

В случае образцов $0,18 \times 4,8$ и $0,18 \times 0,92$, полученных на водном абразивном станке, механические напряжения локализуются в небольшой области вдоль края резки, так как на тонких полосках наблюдаются улучшения магнитных свойств на 50 % в маленьких и больших полях, а на широких - кривые потерь до и после почти неразличимы, то есть предлагаемый режим восстановления технических параметров неэффективен (Рис. 3.11 и рис 3.12 соответственно).

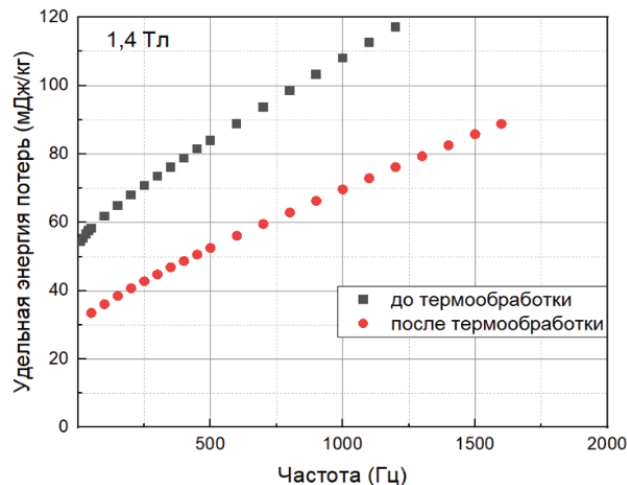
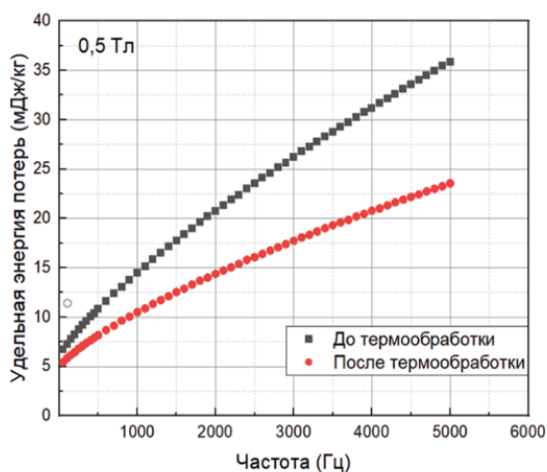


Рисунок 3.11 Частотная зависимость энергии потерь на перемагничивание для образца $0,18 \times 0,92 \times 100$, вырезанного на водной резке, при амплитуде магнитной индукции 0,5 Тл и 1,4 Тл

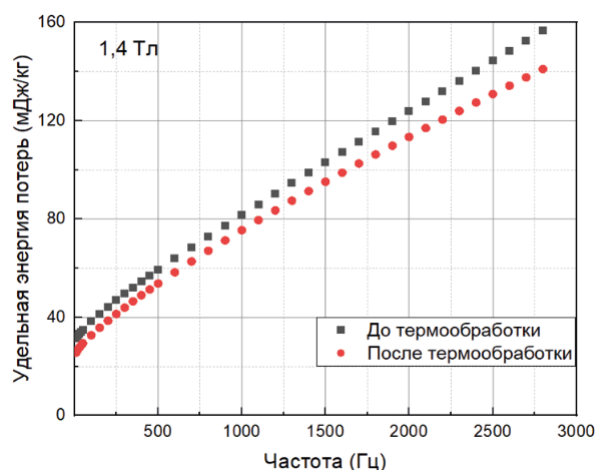
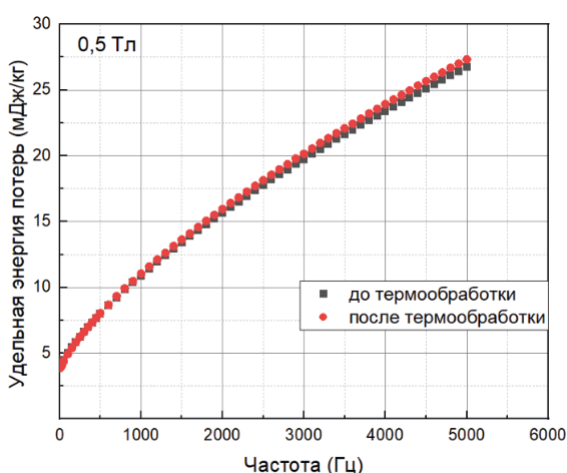


Рисунок 3.12 Частотная зависимость энергии потерь на перемагничивание для образца $0,18 \times 4,8 \times 100$, вырезанного на водной резке, при амплитуде магнитной индукции 0,5 Тл и 1,4 Тл

Для количественного анализа частотных зависимостей энергии потерь обычно используют модель Бертогги, которая описывает три вклада в полные потери. Первый соответствует гистерезисным потерям, энергия на цикл перемагничивания у которых не зависит от частоты, второй – это “классические” потери на индукционные токи, энергия которых пропорциональна частоте, третий – потери на микроиндукционные токи в отдельных доменах, энергия потерь этого вклада пропорциональна квадратному корню из частоты. Чтобы расширить частотный диапазон такого рассмотрения, следует учесть также эффекты, связанные с неполным проникновением магнитного поля в образец на высоких частотах. Так при учете скин-слоя потери на токи Фуко несколько снижаются в виду вытеснения вихревых токов (магнитного поля) к поверхности образца. В случае постоянной магнитной проницаемости выражение для модифицированных “классических” потерь может быть записано аналитически. На рисунке 3.13 приведена экспериментальная зависимость удельных потерь от частоты для образца $0,18 \times 0,92$, изготовленного на водной резке. Для сравнения приведены вычисленные кривые для трех случаев: первый – “классический”, учитывающий гистерезисные потери и потери на проводимость; во втором случае добавлены “дополнительные” потери; третий - модель Бертогги с измененными потерями на вихревые токи с учетом скин-слоя. Видно, что первая модель дает сильно заниженную оценку потерь на большей части рассматриваемого интервала частот. Модель Бертогги с “классической” проводимостью дает хорошее соответствие в интервале 0-500 Гц, но завышенную оценку в области более высоких частот. Окончательная модель дает хорошее количественное соответствие результатам эксперимента. Однако при больших значениях индукции магнитного поля величина магнитной проницаемости уже не может считаться постоянной, а меняется в десятки или сотни раз в пределах одного цикла перемагничивания. Использование в данном случае модернизированной модели в

высокочастотной области дает лишь качественное сходство с экспериментом (рис. 3.14).

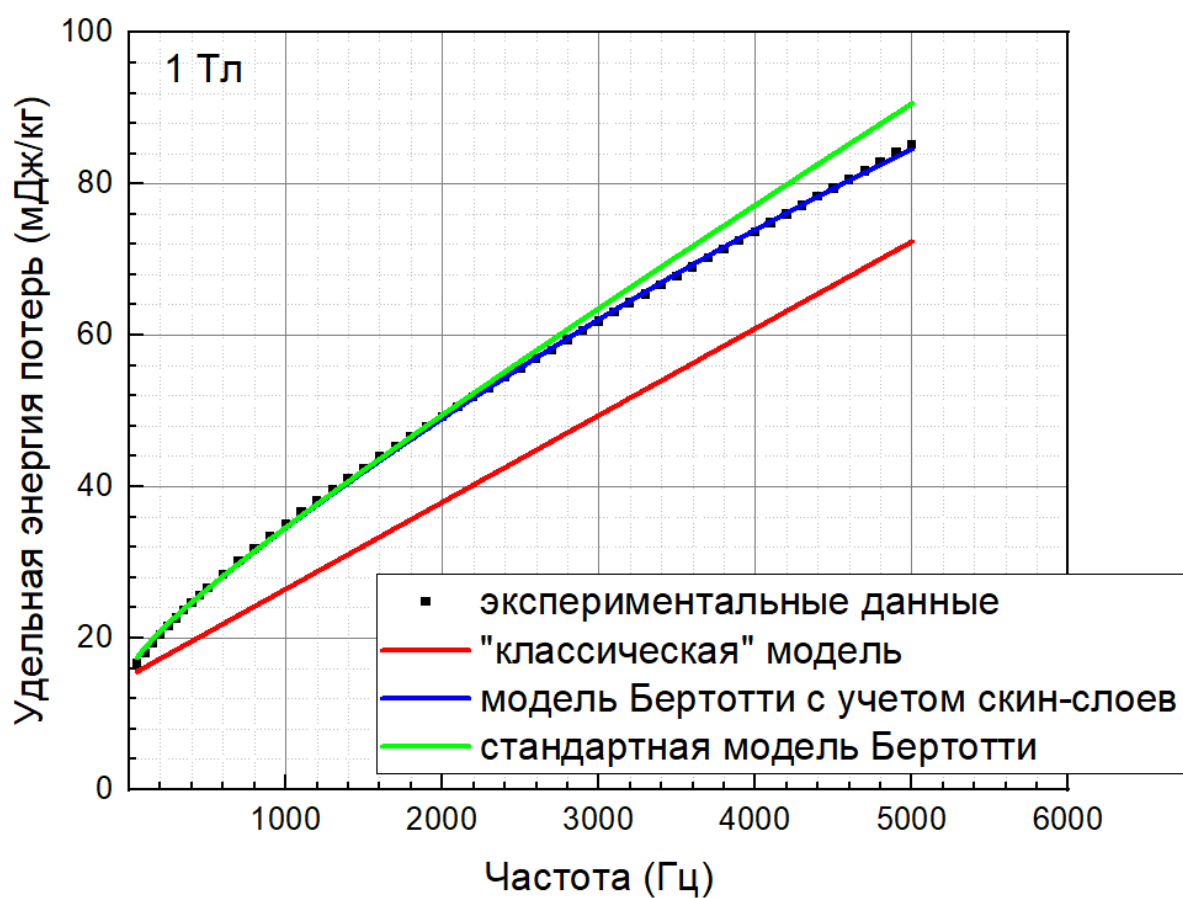
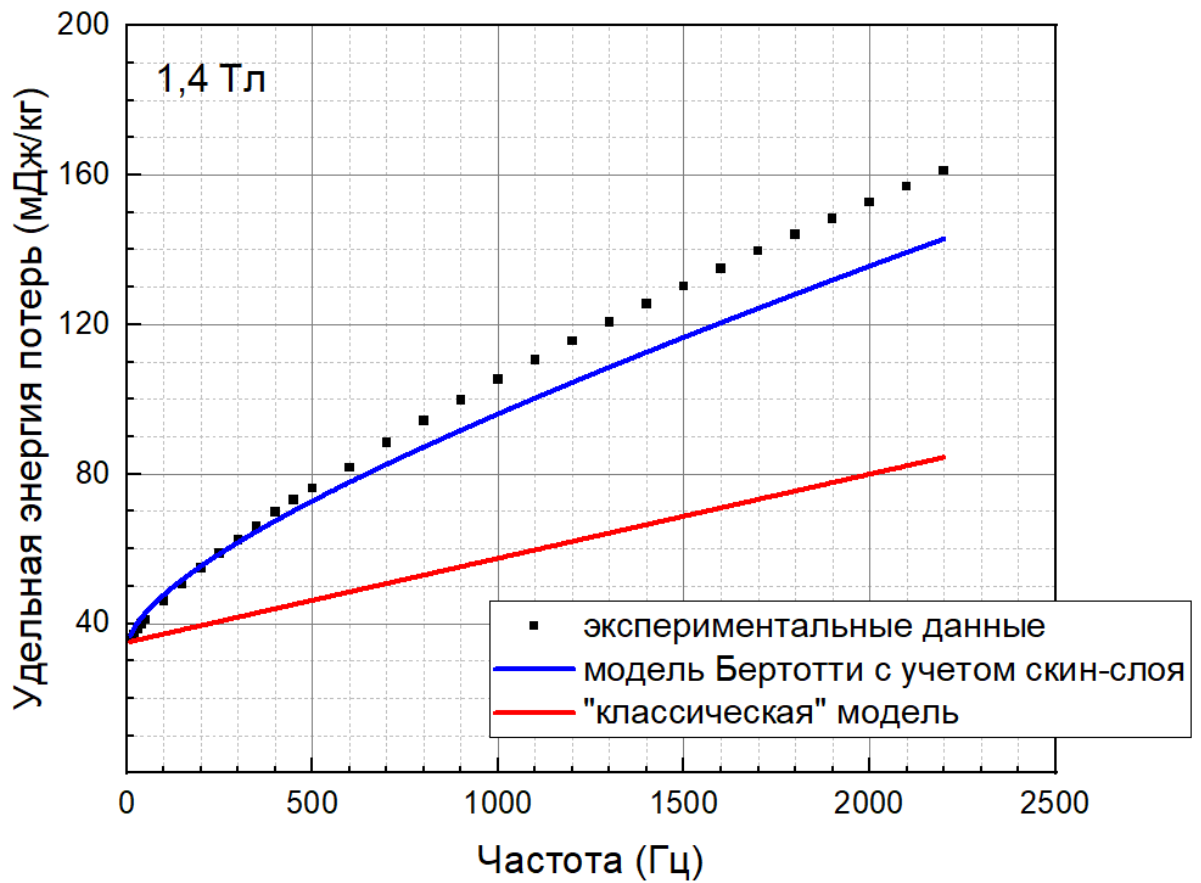


Рисунок 3.13 Наложение модельных кривых на экспериментальные данные для образца $0,18 \times 0,92$, изготовленного на водной резке, после термического отжига при амплитуде магнитной индукции 1 Тл



*Рисунок 3.14 Наложение модельных кривых на экспериментальные данные для образца 0,18*0,92, изготовленного с помощью лазера, после термического отжига при амплитуде магнитной индукции 1,4 Тл*

Выводы

На основе проведенной работы можно сделать следующие выводы:

1. Усовершенствован и апробирован набор экспериментальных методик для исследования магнитных свойств анизотропных магнитотвердых порошков и тонколистовых электротехнических сталей, применимых в конструкции современных вентильных электродвигателей.
2. Проведены исследования влияния условий термообработки на магнитные свойства магнитотвердых анизотропных порошков на основе соединения $(\text{Sm,Zr})(\text{Co,Cu,Fe})_z$. Изучение шлифов образцов, прошедших термообработку, показало, что наибольшие значения коэрцитивной силы при высокой степени прямоугольности петли гистерезиса наблюдаются у порошков, полученных из образцов с характерным размером субзерен 10-20 мкм. У образцов с сильно неравномерным распределением субзерен наблюдается ухудшение прямоугольности петли гистерезиса.
3. Проведены исследования влияния технологических процессов обработки на магнитные свойства электротехнической стали. Измерения, проведенные на образцах разной ширины, показали, что гидроабразивная резка создает поврежденный слой, который локализован в небольшой окрестности края среза, в то время как воздействие лазером формирует гораздо более протяженный поврежденный слой.
4. Изучено влияние параметров температурного отжига в вакууме на восстановление магнитных свойств образцов листовой электротехнической стали, подвергнутых различным методам обработки. Наилучшие результаты были получены для отжига при температуре 900 °С на протяжении 2 часов. Достигнуто почти

двукратное снижение магнитных потерь в сильно поврежденных образцах.

5. Для анализа полученных частотных зависимостей энергии потерь на один цикл перемагничивания в диапазоне частот до 5 кГц и индукций до 1,7 Тл была применена модель “дополнительных потерь” Бертоцци. Также при расчете классических потерь на индукционные токи учитывались эффекты неполного проникновения магнитного поля в образец. Модель показывает хорошее количественное соответствие с экспериментальными данными при малых индукциях (до 1 Тл) на термически восстановленных или слабо поврежденных образцах.
6. Показана применимость апробированных методик определения магнитных свойств магнитомягких и магнитотвердых материалов для расчета и предсказания параметров современных вентильных электрических двигателей.

Список литературы.

1. И. А. Тимофеев, “Электротехнические материалы и изделия”, издательство “Лань”, Москва 2012.
2. Farquar M. C. M., Lipson H., Weill A. R., Journ. Iron Steel, 1945.
3. Р. Бозорт, «Ферромагнетизм», издательство иностранной литературы, Москва, 1956.
4. Ю.В. Корицкий, В.В Пасынков, Б.М. Тареев, «Справочник по электротехническим материалам Том 3», Энергоатомиздат, Ленинград, 1988.
5. E. Gumlich Wissendh. Abhandlungen d. Phys. Techn. Reichsant, 1918.
6. Jette E. R., Creiner E. S., Trans. Am. Inst. Mining Met. Eng., 105, 1933.
7. Jensen, Ziegler, Transition American society of metals, v.23. № 2, 1935.
8. Corson M. G., Trans. Am. Inst. Mining Met. Eng., 80, 1928.
9. И. А. Тимофеев и др., “Металлические порошки и порошковые материалы”, издательство “Научный мир”, Москва, 2018.
10. C. D. Graham, “Physical origin of losses in conducting ferromagnetic materials”, Journal of applied physics, vol. 53, 1982.
11. R. H. Pry, C. P. Bean, “Calculation of the Energy Loss in Magnetic Sheet Materials Using a Domain Model”, Journal of applied physics, vol. 29, 1958.
12. G. Bertotti, “Hysteresis in Magnetism”, Academic Press, 1998.G.
13. G. Bertotti, “General Properties of Power Losses in Soft Ferromagnetic Materials”, IEEE TRANSACTIONS ON MAGNETICS, VOL. 24, NO. 1, 1988.
14. G. Bertotti, “Physical interpretation of eddy current losses in ferromagnetic materials. II. Analysis of experimental results”, Journal of applied physics, vol. 57, 1985.
15. Manescu Veronica, Paltanea Gheorghe and Gavrilă Horia, “Energy Loss Analysis and Magnetic Properties of Non-Oriented Electrical Steel Cut

- through Different Technologies”, *Advanced Materials Research* Vol. 1105, pp 83-87, 2015.
16. Shi Wenmin, Liu Jing, LI Changyi, “Effect of Cutting Techniques on the Structure and Magnetic Properties of a High-grade Non-oriented Electrical Steel”, *Wuhan University of Technology and Springer Verlag Berlin Heidelberg*, 2014.
 17. H. Naumoski, B. Riedmüller, A. Minkow, U. Herr, “Investigation of the influence of different cutting procedures on the global and local magnetic properties of non-oriented electrical steel”, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 392, pp 126–133, 2015.
 18. René Siebert, Jürgen Schneider and Eckhard Beyer, “Laser Cutting and Mechanical Cutting of Electrical Steels and its Effect on the Magnetic Properties”, *IEEE TRANSACTIONS ON MAGNETICS*, VOL. 50, NO. 4, 2014.
 19. Hanyu Zhao, Carlo Ragusa, Carlo Appino, Youhua Wang and Fausto Fiorillo, “Energy Losses in Soft Magnetic Materials Under Symmetric and Asymmetric Induction Waveforms”, *IEEE TRANSACTIONS ON POWER ELECTRONICS*, VOL. 34, NO. 3, 2019.
 20. Alexander Pulnikov, Philippe Baudouin, Jan Melkebeek, “Induced stresses due to the mechanical cutting of non-oriented electrical steels”, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 254–255, pp 355–357, 2003.
 21. A.E. Ray and S. Liu, “Recent Progress in 2:17-Type Permanent Magnets”, *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 1, pp 183-192, 1992.
 22. T. Ojima, S. Tomizawa, T. Yoneyama and T. Hori, “Magnetic properties of a new type of rare-earth cobalt magnets”, *IEEE Transactions on Magnetism* Vol. 13, No. 5, 1977.

23. L. Rabenberg, R. K. Mishra and G. Thomas, "Microstructures of precipitation-hardened SmCo permanent magnets", *J. Appl. Phys.*, Vol. 53, No.3, 1982.
24. X.Y. Xiong, T. Ohkubo, T. Koyama, "The microstructure of sintered $\text{Sm}(\text{Co}_{0.72}\text{Fe}_{0.2}\text{Cu}_{0.055}\text{Zr}_{0.025})_{7.5}$ permanent magnet studied by atom probe", *Acta Materialia*, vol. 52, pp 737–748, 2004.
25. Zhang Y, Tang W, Hadjipanayis GC, Chen C, Nelson C, Krishnan K., *IEEE Trans Magn.* Vol. 37, p 2525, 2001.
26. D. Goll and H. Kronmüller, "Micromagnetism and the microstructure of high-temperature permanent magnets", *Journal of Applied Physics*, Vol. 96, No. 11, 2004.
27. Andrey G. Dormidontov, Natalia B. Kolchugina, "Structure of Alloys for $(\text{Sm,Zr})(\text{Co,Cu,Fe})_Z$ Permanent Magnets: First Level of Heterogeneity", MDPI, *Materials*, 2020.
28. Н. А. Дормидонтов, Н. Б. Кольчугина, " Особенности формирования высококоэрцитивной структуры сплавов $(\text{Sm,Zr})(\text{Co,Cu,Fe})_z$ при варьировании соотношения $(4f-,4d-)/(3d-)$ элементов", *Перспективные материалы*, No. 11, 2020.
29. Andrey G. Dormidontov, Natalia B. Kolchugina, Aleksandr S. Andreenko, "Structure of Alloys for $(\text{Sm,Zr})(\text{Co,Cu,Fe})_z$ Permanent Magnets: III. Matrix and Phases of the High-Coercivity State", MDPI, *Materials*, 2021.
30. D. Sun, Q. Yi, H. Hong, C. He and X. Jin, "Effects of Zr on the Microstructure and Magnetic Properties of 2:17 Magnets," *Proc. 7th Int. Workshop on Rare Earth Permanent Magnets and Their Applications*, China Academic Publishers, Beijing, China, 477, 1987.
31. S. Liu, A.E. Ray, and H.F. Mildrum, "Temperature-Compensated 2:17 Type Magnets with Improved Magnetic Properties," *J. Appl. Phys.*, Vol. 67, p 4975, 1990.