

МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ  
федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования  
«Тольяттинский государственный университет»

Институт машиностроения

(наименование института полностью)

Кафедра «Нанотехнологии, материаловедение и механика»

(наименование)

22.04.01 Материаловедение и технологии материалов

(код и наименование направления подготовки)

Инжиниринг перспективных материалов и диагностика поведения  
материалов в изделиях

(направленность (профиль))

**ВЫПУСКНАЯ КВАЛИФИКАЦИОННАЯ РАБОТА  
(МАГИСТРСКАЯ ДИССЕРТАЦИЯ)**

на тему: «Исследование микроструктуры, физико-механических и магнитострикционных свойств сплава 49К2ФА в качестве материала ультразвуковых преобразователей»

Студент

В.О. Бунин

(И.О. Фамилия)

(личная подпись)

Руководитель

Л.И. Попова

(И.О. Фамилия)

(личная подпись)

Тольятти 2021

## Аннотация

Магистерская работа содержит 81 страницу, 41 рисунок, 7 таблиц, 57 источников

Во введении приведена общая задача для исследования, поставлена цель работы, научная новизна, выбран объект для исследования,

Первая глава содержит аналитический обзор по выбранной теме. Рассмотрены общие сведения об особенностях магнитострикции, физическом происхождении магнитострикции, применении магнитострикции. Описан процесс магнитомеханического гистерезиса. Рассмотрены свойства магнитострикционных материалов и их применение. Рассмотрены магнитострикционные преобразователи. Описан метод изготовления пакета из магнитострикционного преобразователя.

Вторая глава содержит выбор материала и методику исследования, описаны методы изменения микротвердости, исследование микроструктуры, а также метод измерения величины магнитострикции.

Третья глава содержит результаты и выводы исследования

В заключении указаны главные выводы по магистерской диссертации.

## Содержание

Введение.....	5
1 Аналитический обзор литературы.....	8
1.1 Физическая сущность явления магнитострикции и особенности ее проявления. ....	8
1.1.1 Магнитная анизотропия .....	14
1.1.2 Спонтанная магнитострикция .....	16
1.1.3 Магнитомеханический гистерезис .....	17
1.2 Области применения магнитострикционных материалов.....	23
1.3 Классификация и свойства магнитострикционных преобразователей ..	26
1.4 Общая характеристика магнитострикционных сплавов на основе железа .....	36
1.4.1 Кристаллическая структура сплава FeCo.....	39
1.4.2 Термическая обработка сплава FeCo.....	42
1.4.3 Особенности механических свойств FeCo сплавов. ....	45
1.4.4 Влияние легирующих элементов на намагниченность сплава .....	47
1.4.5 Тройные сплавы FeCo-V .....	51
1.5 Изготовление пакета пластин из сплава 49К2ФА для магнитострикционного преобразователя. ....	52
2 Материалы и методы исследования. ....	59
2.1 Исследуемый материал и образцы. ....	59
2.2 Метод микроскопического анализа. ....	60
2.3 Метод измерения микротвердости.....	61
2.4 Метод измерения величины магнитострикции.....	62
3 Результаты исследования и анализ экспериментальных данных. ....	63

3.1. Результаты исследования образцов на твердость.....	63
3.2 Результаты исследование микроструктуры и их анализ.....	65
3.4. Результаты исследования влияния технологических параметров рекристаллизационного отжига на магнитострикцию.....	69
3.5. Результаты исследования влияния эксплуатации и перепайки на магнитострикцию.....	72
Заключение .....	75
Список использованных источников .....	76

## Введение

В настоящее время явление магнитострикции используется в различных устройствах, таких как акустические излучатели и приемники, фильтры, стабилизаторы частоты, линии задержки, микроприводы и магнитострикционные преобразователи (ПМС). Растущий интерес к магнитострикционным материалам для генерации деформаций и сил в системах интеллектуальных структур мотивирует разработку все более точных моделей характеристик этих материалов. Поэтому, изучение влияния различных факторов на характеристики и поведение магнитострикционных сплавов представляет большой научный и практический интерес. Исследование магнитострикции и явлений, протекающих в магнитострикционных сплавах в процессе эксплуатации, играет важную роль в разработке новых магнитных материалов, повышения сроков эксплуатации и надежности конструктивных деталей, принцип действия которых основан на магнитострикционных эффектах.

Магнитострикция – это изменение размеров ферромагнетика во время намагничивания. Магнитострикция возникает в результате изменения энергии связи между атомами под воздействием внешнего магнитного поля, при этом домены поворачиваются вдоль направления магнитного поля, чему сопутствует деформация тела. Величина деформации существенно зависит от типа кристаллического строения ферромагнетика. Существует и обратный эффект, когда при воздействии механической нагрузки изменяются размеры тела, что сопровождается изменением его магнитных свойств.

Наиболее распространенными магнитострикционными материалами являются сплавы на основе никеля и железа, например системы Ni-Fe, Fe-Pt, Fe-Co. Сплавы системы Fe-Co являются технологически важными материалами для применения в магнитомягких средах, требующих высоконасыщенной индукции и высокотемпературной работы. Широко применяют сплав железа с кобальтом марки 49К2Ф, содержащий 48-50%Co и до 2% ванадия. Этот сплав характеризуется большими значениями

магнитного насыщения, проницаемости в области высоких индукций, точки Кюри. Самая большая индукция насыщения зарегистрирована для объемных бинарных сплавов на основе Fe-Co.

Необходимо решить проблему, возможно ли улучшить магнитные свойства магнотстрикционного пакета после эксплуатации, тем самым снизить стоимость производства магнотстрикционного преобразователя.

**Цель исследования** – дать научное обоснование возможности ремонта магнотстрикционных конструктивных элементов.

Для выполнения цели необходимо решить задачи:

1. Провести литературный обзор по теме диссертации
2. Изготовить пакет для магнотстрикционного преобразователя и провести термическую обработку пластин.

4. Исследовать влияние термической обработки, пайки и времени эксплуатации на микроструктуру и механические свойства феррум-кобальтового сплава.

5. Установить зависимость магнотстрикционных характеристик преобразователя от параметров термической обработки, оксидирования, пайки и эксплуатации

7. Провести анализ экспериментальных результатов и сделать вывод о технической возможности и экономической рациональности ремонта магнотстрикционных изделий.

**Объект исследования** – Пластина магнотстрикционного сплава 49К2ФА толщиной 0,2мм, после термической обработки, оксидирования, пайки, повторной пайки и эксплуатации.

**Предметом исследования** являются структура, механические и магнотстрикционные свойства сплава 49К2ФА

## **Практическая значимость**

1. Изучена микроструктура и твердость сплава в процессе производства и эксплуатации.

2. Изучены магнитные показатели магнитострикционного пакета сплава 49К2ФА в процессе производства и эксплуатации.

## **Научная новизна:**

1. Впервые была предпринята попытка изучения изменения структуры и свойств, сплава 49К2ФА, между технологическими операциями изготовления магнитострикционного пакета, после длительной эксплуатации и после ремонта пакета. Показано, что после перепайки, магнитные характеристики восстанавливаются практически полностью, что дает возможность утверждать об эффективности ремонта.

# 1 Аналитический обзор литературы

## 1.1 Физическая сущность явления магнитострикции и особенности ее проявления.

Магнитострикционный материал изменяет форму, когда его помещают в магнитное поле. Большинство ферромагнитных материалов проявляют измеримую магнитострикцию. Поскольку это явление включает двунаправленный обмен энергией между магнитным и упругим состояниями, эти материалы обеспечивают механизм как для приведения в действие, так и для сенсорных приложений [11]. Они также успешно используются в различных устройствах для управления вибрацией механического оборудования. Природа этого эффекта показана на рисунке 1.1 [19]. Стержень из магнитного материала длиной  $L$  показан окруженным катушкой провода с электрическим током, так что вдоль стержня создается магнитное поле  $H$ . При протекании тока длина стержня увеличивается на небольшую величину  $\Delta L$ . Деформация  $\Delta L/L$  называется магнитострикцией (для обозначения которой используется символ  $\lambda$ ). На рисунке 1.1 (а) также видно, что помимо увеличения длины в направлении поля, происходит также, обычно, уменьшение длины в перпендикулярных направлениях, и в результате этого объем стержня остается почти, но не совсем, постоянным [19]. Рисунок 1.1 (b) также показывает две важные особенности магнитострикции: во-первых, для больших значений  $H$ ,  $\lambda$  в конечном итоге достигает постоянного значения  $\lambda_{\text{sat}}$ , что указывает на насыщение, и, во-вторых, знак  $\lambda$  не меняется, когда поле  $H$  становится отрицательным. Стержень увеличивается в длину, как при положительных, так и при отрицательных значениях напряженности магнитного поля [19].

Методы измерения магнитострикции можно в целом классифицировать как прямые или косвенные, в зависимости от того, измеряется ли деформация непосредственно или магнитострикция выводится из измерения какого-либо другого свойства, зависящего от деформации. Прямые методы позволяют измерять магнитострикционную деформацию как функцию приложенного



поля, в то время как косвенные методы подходят только для измерения магнитострикции насыщения  $\lambda_{\text{sat}}$  [8].

Основными магнитострикционными эффектами, наблюдаемыми экспериментально, являются [25-27]:

(1) Эффект Джоуля. Это может быть расширение или сжатие в том же направлении, что и магнитное поле, или в каком-то другом направлении [25].

(2) Объемный эффект (объемное расширение), очень слабый эффект [25].

(3) Эффект Видеманна (деформация сдвига в ответ на магнитное поле, аналогичная деформации растяжения или сжатия, возникающей при эффекте Джоуля) [26].

(4) Кроме того, наблюдаются и обратные эффекты, например, эффект Виллари. В этом случае происходит изменение магнитной проницаемости в ответ на приложенное напряжение. Это также называют магнитострикционным или магнитомеханическим эффектом [27].

Для большинства применений преобразователей в качестве выходного сигнала требуется максимальная сила или перемещение, поэтому эффект Джоуля или его обратная величина, эффект Виллари, являются наиболее полезными в технологии [20].

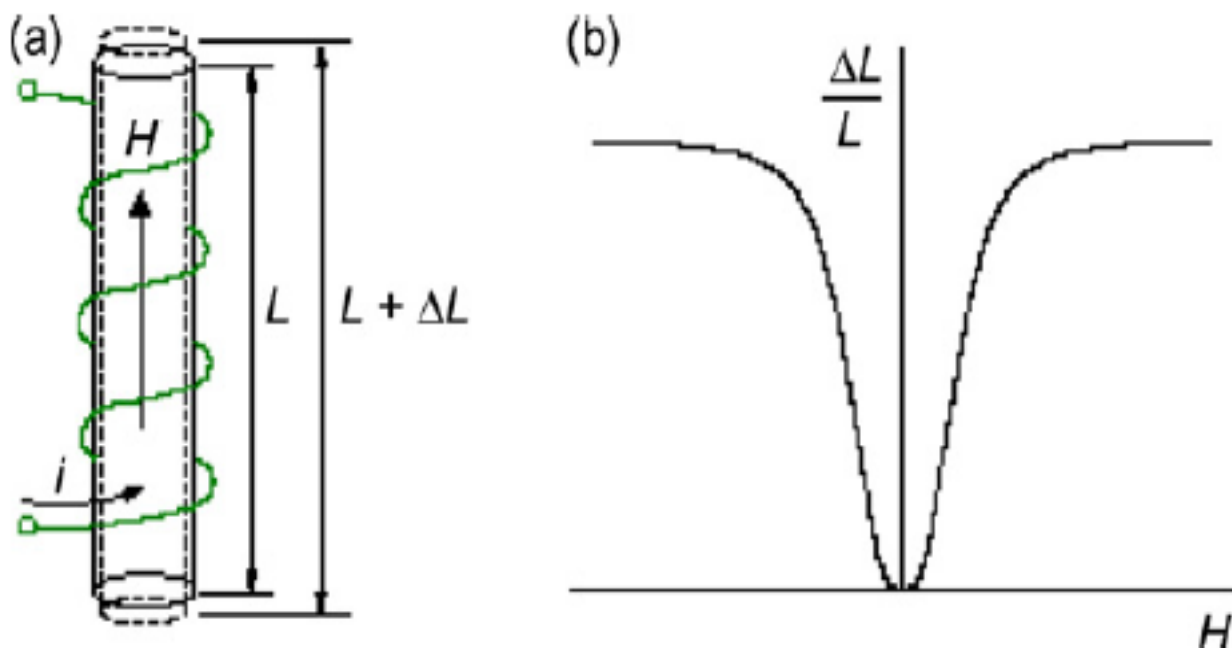


Рисунок 1.1 - Магнитострикция Джоуля. (а) Изменение формы в ответ на магнитное поле напряженностью  $H$ . (б) Взаимосвязь между  $\Delta L/L$  и  $H$  [19].

Напряженность магнитного поля пропорционально току, проходящему через соленоид. По мере увеличения напряженности магнитного поля усиливается магнитострикционная нагрузка на материал [4]. Изотропные ферромагнитные материалы с небольшим количеством примесей наиболее эффективны в магнитострикции, поскольку позволяют легко вращаться их молекулярным диполям. При снятии приложенного магнитного поля и отсутствии напряжения на материал магнитострикция проявляет некоторый гистерезис. Это происходит потому, что при удалении магнитного поля материал все еще намагничивается, что приводит к ненулевой деформации материала [45]. С другой стороны, при отсутствии напряжения и магнитного поля на материал предпочтительное направление магнитного поля определяется энергией кристаллической анизотропии. При приложении напряжения и отсутствии магнитного поля к материалу в материале создается деформация, которая затем создает магнитоупругие энергии. Эта энергия способствует полному намагничиванию материала. Таким образом, направление создаваемого материалом магнитного поля зависит как от

направления приложенного магнитного поля, так и от анизотропии, вызванной деформацией и кристаллической структурой [29]. Магнитная связь внутри атомов может иметь две формы: спин-спиновое и спин-орбитальное взаимодействие [12]. В ферромагнитных материалах спин-спиновая связь, которая удерживает соседние спины параллельно или антипараллельно друг другу внутри доменов, может быть очень сильной. Однако эта обменная энергия изотропна, поскольку зависит только от угла между соседними спинами, а не от направления спинов относительно кристаллической решетки [9]. Магнитострикция обусловлена главным образом спин-орбитальной связью, которая относится к виду взаимодействия между спином и орбитальным движением каждого электрона. Этот тип связи также ответственен за анизотропию кристалла [3]. Когда прикладывается магнитное поле и спин электрона пытается выровняться с ним, орбита этого электрона также стремится переориентироваться. Но поскольку орбита сильно связана с кристаллической решеткой, орбита сопротивляется повороту оси спина. Таким образом, энергия, необходимая для поворота спиновой системы домена в сторону от предпочтительных ориентаций, - это энергия, необходимая для преодоления спин-орбитальной связи. Спин-орбитальная связь слаба в большинстве ферромагнитных материалов, о чем свидетельствует тот факт, что умеренного поля в несколько тысяч килоампер на метр достаточно для вращения спинов. Спин-орбитальная связь в редкоземельных металлах намного сильнее, примерно на порядок. Когда магнитное поле вращает спины, орбитальные моменты вращаются, что приводит к значительному искажению и, следовательно, к магнитострикции (рис 1.2) [18].

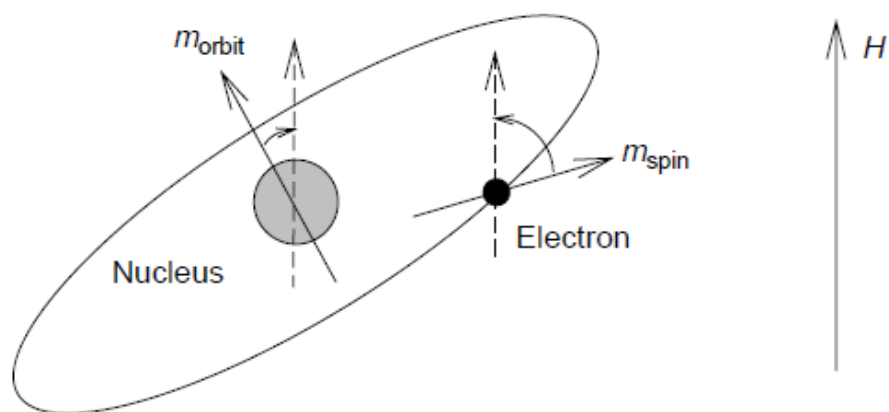


Рисунок 1.2 - Схематическое изображение взаимосвязи вращения спинового и орбитального момента под действием магнитного поля [18].

В сильно магнитострикционных материалах спиновый момент  $m_{spin}$  и орбитальный момент  $m_{orbit}$  сильно связаны между собой. Когда спиновый момент вращается в соответствии с внешним полем  $H$ , орбитальный момент вращается вместе с ним и производит значительную деформацию решетки [18].

Два самых больших вклада в магнитные эффекты возникают из-за движения неспаренных электронов. Поскольку электроны вращаются, создается магнитное поле, а поскольку электроны также движутся по орбитам вокруг атомного ядра, создается еще одно магнитное поле. Между этими магнитными полями существует взаимодействие, которое заставляет спины различных неспаренных электронов, расположенных близко друг к другу, выравниваться в одном направлении, а также взаимодействие, заставляющее орбитали также выравниваться в одном направлении [17].

Однако в кристаллических твердых телах атомы расположены в правильном порядке, и расстояние между одним атомом или ионом и его соседями фиксировано в определенных пределах. Общие притягательные силы заставляют атомы приближаться друг к другу и находиться как можно ближе друг к другу. Однако ограничивающим фактором, препятствующим этому движению, являются орбитали внешних электронов каждого атома или иона. Эти орбитали не могут пересекаться друг с другом. Теперь, за

исключением электронов, участвующих в электропроводности металлов, именно среди внешних электронов могут встречаться неспаренные электроны, и именно эти электроны обуславливают магнитные свойства материала [36,51]. Электронные орбитали обычно изображаются круглыми, но это верно только для самых маленьких и простых атомов или для самых внутренних электронов в более сложных атомах. В магнитных материалах, представляющих наибольший интерес, внешние электронные орбитали крайне несимметричны, вытянуты в одном направлении и сплюснены в другом. Также в кристаллических решетках расстояние между отдельным атомом или ионом и его ближайшим соседом зависит от того, где находится этот сосед [55]. Для атомов, расположенных в прямоугольной схеме, ближайшим соседом является следующий атом в ряду, но ближайший в направлении  $90^\circ$  к этому ряду может быть дальше, а ближайший в направлении  $45^\circ$  к ряду, вероятно, будет еще дальше, и так далее. Поэтому в большинстве кристаллических решеток есть возможность для размещения электронных орбиталей, которые вытянуты в одном направлении. Из этого следует, что существуют направления, характерные для определенных кристаллов, где материал легко намагнитить, и в результате небольшие группы атомов или ионов спонтанно организуются в магнитные домены, где спины и орбитали неспаренных электронов выровнены. Однако домены не могут быть очень большими из-за энергетических соображений. Если на материал не наложено внешнее магнитное поле, энергия минимизируется [34]. Когда в образце материала присутствует большое количество доменов, причем магнитное поле в каждом домене ориентировано в другом направлении [48].

Когда создается внешнее магнитное поле, домены, которые выровнены наиболее близко к внешнему полю, будут расти, в то время как все остальные домены будут уменьшаться в размерах. В зависимости от ориентации кристалла, в некоторых случаях электронные орбитали не могут быть выровнены по направлению внешнего магнитного поля без изменения

расстояний между атомами или ионами. Эти расстояния должны увеличиться, чтобы орбитали выровнялись. Эти изменения длины могут привести к удлинению кристаллической структуры в том же направлении, что и магнитное поле, или к удлинению в одном из нескольких направлений под прямым углом к этому направлению. В этом последнем случае также может происходить сжатие кристалла в том же направлении, что и магнитное поле [36,41,46].

### **1.1.1 Магнитная анизотропия**

Магнитная анизотропия относится к зависимости магнитных свойств от направления, в котором они измеряются. Она может быть нескольких видов, включая кристаллическую, напряженную, форменную и обменную анизотропию. Однако из них только кристаллическая анизотропия присуща материалу, в то время как другие типы вызываются извне [12-13]. В кристаллических материалах магнитные моменты не вращаются свободно в ответ на приложенные поля, а скорее стремятся направиться в предпочтительных кристаллографических направлениях. Это явление называется магнитокристаллической (или кристаллической) анизотропией, а связанная с ней энергия анизотропии - это энергия, необходимая для поворота магнитных моментов в сторону от их предпочтительного направления. Энергия кристаллической анизотропии и линейная магнитострикция связаны [29-30]. Если анизотропия не зависит от состояния деформации, то линейная магнитострикция отсутствует. Помимо магнитных полей, магнитная анизотропия материала определяет предпочтительное направление молекулярных диполей [48]. Например, в лицевой гранецентрированной кубической ячейке (ГЦК) диполи предпочитают выравниваться по краю куба. Это называется "простым направлением", и это направление варьируется между различными структурами элементарных ячеек [24].

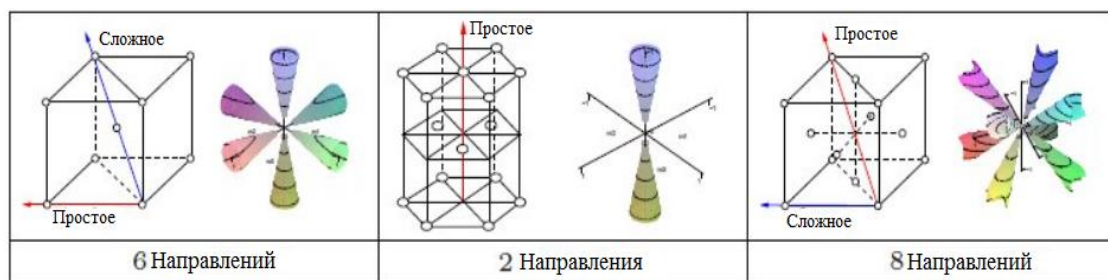


Рисунок 1.3 - Простые и сложные направления в кубических ячеистых структурах (ОЦК), (ГПУ), (ГЦК) [24].

Простое направление определяет предпочтительное направление магнитного поля. Сложное направление показывает наибольшее сопротивление магнитному полю [20].

В редкоземельных элементах, например, большие деформации являются прямым следствием огромной деформационной зависимости магнитной анизотропии [5]. Под действием магнитного поля измеримые деформации возникают в результате деформаций, которые претерпевает кристаллическая решетка, чтобы минимизировать энергетическое состояние материала. Когда синусоидальное магнитное поле прикладывается к материалу с достаточно большой анизотропией, результирующая кривая намагничивания не является гладкой из-за наличия "прыжков" магнитного момента. Элементы, обладающие противоположными анизотропиями, часто сплавляют вместе, чтобы уменьшить скачки и связанные с ними нелинейности в поведении материала [32-34]. Точные модели кристаллической анизотропии и ее связи с процессом намагничивания существуют для простых случаев кубических и гексагональных кристаллов, но модели сложных кристаллических структур часто опираются на упрощающие предположения, которые сводят проблему к более простым случаям [4]. Подводя итог, можно сказать, что в материалах с положительной магнитострикцией, таких как Terfenol-D, анизотропия напряжений, возникающая при сжатии, эффективно улучшает магнитоупругое состояние, что приводит к усилению магнитострикции. Способ, которым это

реализуется в преобразовательных устройствах. В никеле, который имеет отрицательный коэффициент магнитострикции, эффект обратный, и повышенная магнитоупругость достигается за счет растягивающих напряжений [28].

### 1.1.2 Спонтанная магнитострикция

Когда ферромагнитный материал охлаждается до температуры Кюри, происходит переход от парамагнетизма к ферромагнетизму, и магнитные моменты становятся упорядоченными, что приводит к спонтанной намагниченности в доменах  $M_s$ . Этот процесс также сопровождается деформацией, которая известна как спонтанная магнитострикция  $\lambda_0$ . Можно вывести полезную зависимость между  $\lambda_0$  и магнитострикцией насыщения  $\lambda_s$  [35-37]. Для этого мы рассмотрим изотропный материал в неупорядоченном состоянии выше  $T_c$ , который моделируется сферическими объемами, как показано на рисунке 1.26 а. Когда материал охлаждается ниже  $T_c$ , в магнитных доменах генерируется спонтанная намагниченность  $M_s$  вместе с соответствующей спонтанной магнитострикцией  $\lambda_0$  [35]. Домены представлены на рис. 1.26 б эллипсоидами, которые имеют спонтанную деформацию  $e$ . Поскольку материал изотропный, магнитные домены ориентированы случайным образом; каждый из них имеет угол  $\theta$  по отношению к направлению измерения [10].

Чистая намагниченность, следовательно, равна нулю, а длина в интересующем нас направлении дается значением [7]

$$e(\theta) = e \cos^2 \theta \quad (1)$$

Тогда средняя деформация домена при начале спонтанной магнитострикции может быть получена путем интегрирования по всем возможным направлениям [7-8],

$$\lambda_0 = \int_{-\pi/2}^{\pi/2} e \cos^2 \theta \sin \theta d\theta = \frac{e}{3} \quad (2)$$

Спонтанная магнитострикция  $\lambda_0$  однородна во всех направлениях, так что материал изменяет свои размеры, но не форму. Когда прикладывается



магнитное поле, домены вращаются и выравниваются либо параллельно полю, либо перпендикулярно ему, в зависимости от того, проявляет ли материал положительную или отрицательную магнитострикцию [10]. При положительной магнитострикции домены будут вращаться в направлении поля. Вблизи насыщения материал будет представлять собой один домен, а полная деформация будет равна  $e$ . Тогда общая магнитострикция насыщения определяется разностью между  $e$  и  $\lambda_0$  [9-10],

$$\lambda_s = e - \lambda_0 = \frac{2}{3}e = 2\lambda_0 \quad (3)$$

В данном выражении представлен метод измерения спонтанной деформации  $\lambda_0$  путем измерения  $\lambda_s$ .

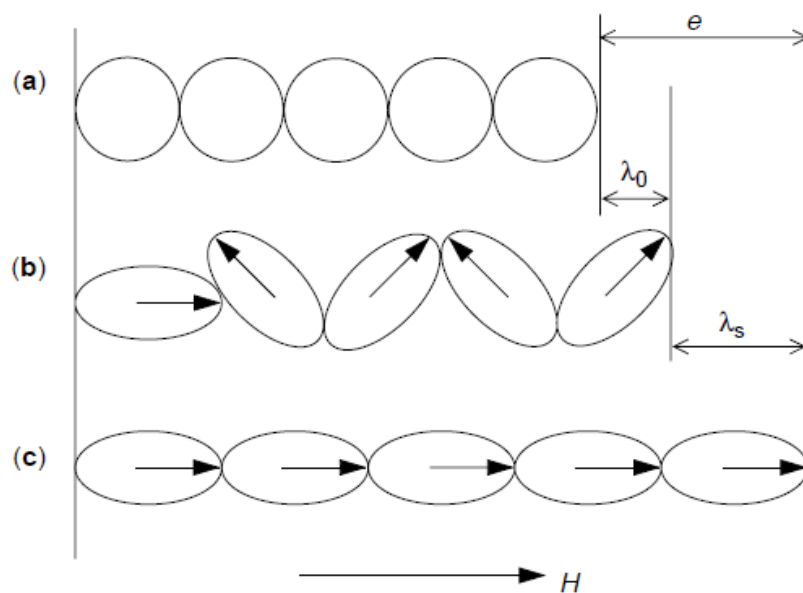


Рисунок 1.4 - Схематическая диаграмма, иллюстрирующая магнитострикцию ферромагнитного материала: (a) парамагнитное состояние выше  $T_c$ ; (b) после охлаждения до  $T_c$ ; и (c) после доведения до насыщения полем  $H$  [9].

### 1.1.3 Магнитомеханический гистерезис

Магнитный гистерезис, иначе называемый петлей гистерезиса, представляет собой зависимость намагничивающей силы ( $H$ ) от плотности магнитного потока ( $B$ ) ферромагнитного материала. Кривизна гистерезиса характерна для типа наблюдаемого материала и может варьироваться по размеру и форме (узкая или широкая). Петля может быть образована с

помощью датчика на эффекте Холла, измеряющего величину магнитного поля в различных точках - в присутствии магнитного поля, при удалении от магнитного поля и при приложении силы, возвращающей магнитный поток к нулю [18-21]. Проницаемость свойство магнитного материала указывает на то, насколько легко накапливается магнитный поток в материале. Иногда также называют магнитной восприимчивостью материала. В данном устройстве измерение магнитного потока в материале зависит от индукционного метода. Это означает что при измерении индукции в материале, когда образец помещают в измерительную катушку проволоки, появляется электродвижущая сила, которая пропорциональна магнитному потоку [16,28]. С помощью эффекта Холла можно измерить напряженность магнитного поля, для этого используется датчик Холла, который в промежутке очень близко к образцу. Поступающие сигналы с датчика Холла и измерительной катушки необходимы для построения петли гистерезиса. Благодаря полученным результатам исследования можно изучить коэрцитивную силу индукции, остаточную индукцию и намагничиваемость [11]. При помещении магнитного материала во внешнее магнитное поле его, зерна ориентируются в направлении магнитного поля. Что приводит к намагничиванию материала в направлении внешнего магнитного поля. Теперь, даже после удаления внешнего магнитного поля, существует некоторое намагничивание, которое называется остаточным магнетизмом [48]. Это свойство материала называется магнитным намагничиванием материала. Намагниченность  $B_r$  в нижней петле гистерезиса представляет остаточный магнетизм материала. Это связано с существованием в материале магнитных доменов. После переориентации магнитных доменов требуется некоторая энергия, чтобы вернуть их обратно, что и является причиной гистерезиса [50]. После достижения магнитного насыщения уменьшение применяемого поля до нуля приводит к макроскопической постоянной или остаточной намагниченности, известной как реманентная, т.н. реманентная индукция,  $B_r$ , называется ретенсивностью или реманентной индукцией

магнитного материала. Этот эффект замедления материалом называется гистерезисом [44,51]. Напряженность магнитного поля, необходимая для того, чтобы довести намагниченность, вызванную намагничиванием до нуля, называется принудительной активностью,  $H_c$ . Это должно быть применено анти-параллельно с первоначальным полем. Дальнейшее увеличение поля в противоположном направлении приводит к максимальной индукции в противоположном направлении. Поле снова может быть обращено вспять, а контур намагничивания может быть замкнут, этот контур называется контуром гистерезиса, или контуром В-Н. Помимо температуры Кюри и намагниченности насыщения, ферромагниты могут сохранять память о приложенном поле после его удаления. Такое поведение называется гистерезисом, а график изменения намагниченности в зависимости от магнитного поля называется петлей гистерезиса [45].

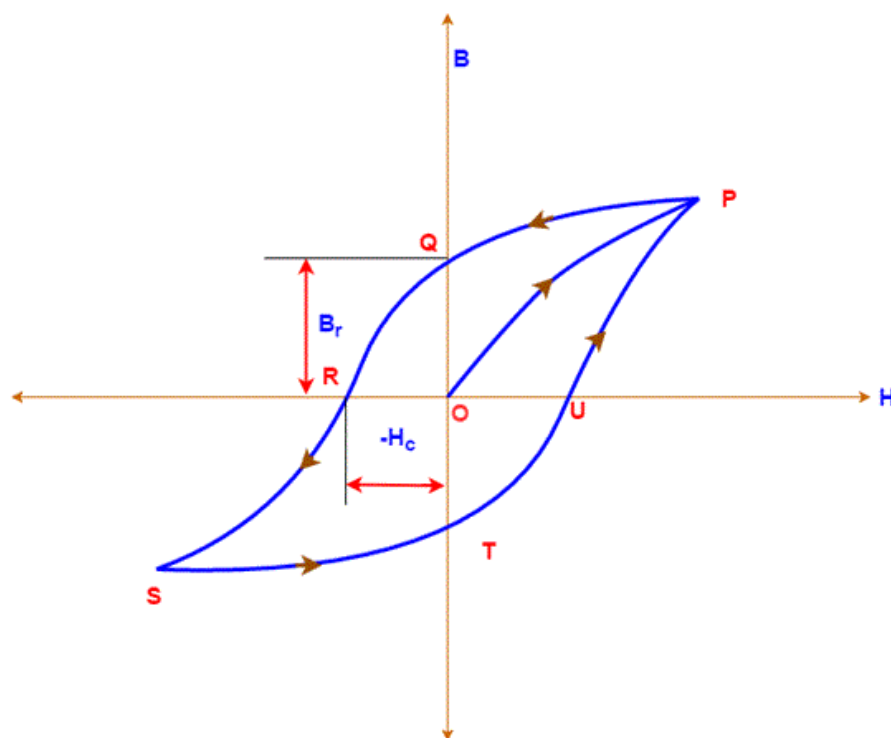


Рисунок 1.5 - Схематическое изображение петли гистерезиса для ферромагнитного материала [45]

Точки  $PO$  являются первоначальным намагничиванием, они помогают определить, как изменяется магнитная индукция. Точка  $P$  является насыщением, после уменьшения напряженности магнитного поля точки  $PQ$ , далее наблюдается, что сердечник остается намагниченным на величину остаточной намагниченности  $B_r$ . Такой результат называется магнитным гистерезисом. Ток в катушке меняет направление, что указывает на продолжение размагничивания точки  $QR$ , до оси абсцисс. Точки  $RO$  являются коэрцитивной силой  $H_c$ . Такая величина необходима для того чтобы убрать поле в сердечнике. Затем идет намагничивание сердечника до насыщения точки  $RS$  и обратное размагничивание точки  $ST$  и  $TU$ , далее до намагничивания до точки  $P$ . Такой график называется петля магнитного гистерезиса [45,54,56]. Петли гистерезиса важны в конструкции некоторых электрических устройств, которые подвержены быстрым изменениям намагниченности или требуют хранения памяти. Мягкие магнитные материалы (с меньшей и узкой областью гистерезиса) и их быстрое изменение намагниченности полезны в электрических машинах, требующих минимального рассеивания энергии [34-35]. Трансформаторы и сердечники, используемые в электродвигателях, выигрывают от применения таких материалов, поскольку в них меньше энергии уходит в виде тепла. Твердые магнитные материалы (петли с большой площадью) имеют гораздо более высокие показатели возвратной и коэрцитивной силы. Это приводит к более высокой остаточной намагниченности, полезной в постоянных магнитах, где размагничивание труднодостижимо [21]. Твердые магнитные материалы также полезны в устройствах памяти, таких как аудиозаписи, компьютерные дисководы и кредитные карты. Высокая коэрцитивная сила, характерная для этих материалов, гарантирует, что память не будет легко стираться. Эти дипольные моменты настолько высоко упорядочены, что при удалении из магнитного поля сохраняется остаточная намагниченность [29]. Чтобы уменьшить магнитный поток до нуля, необходимо приложить коэрцитивную силу, при которой дипольные моменты погасят друг друга. Таким образом,

эта петля гистерезиса суммирует путь, который проходит ферромагнитный материал при добавлении и удалении намагничивающей силы.

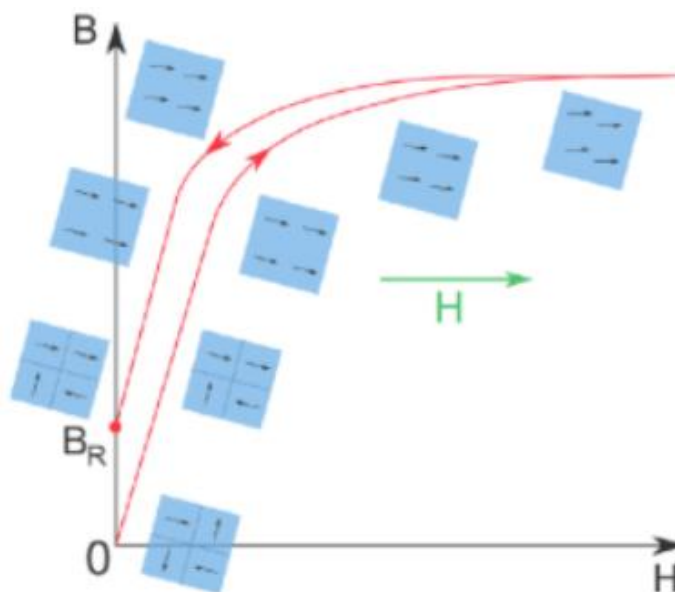


Рисунок 1.6 - Схематическое изображение магнитных дипольных моментов при увеличении и уменьшении намагничивающей силы [55].

Магнитострикционные материалы демонстрируют классический магнитный гистерезис. Об этом явлении свидетельствуют графики зависимости магнитной индукции ( $B$ ) от ( $H$ ), которые часто имеют знакомую "сигмоидную" форму кривой. Одно из объяснений этого явления, впервые предложенное Видеманном в 1886 году, заключается в том, что сила трения противодействует изменениям намагниченности [13,19]. Эта гипотеза согласуется с плавными изменениями намагниченности при прохождении петли гистерезиса в отличие от других теорий, которые предсказывают быстрое переключение намагниченности, приводящее к образованию квадратных петель [23]. Согласно теории сил трения, гистерезисные потери возникают в результате сопротивления изменениям намагниченности, создаваемого несовершенствами материала в местах, известных как места пиннинга. Места пиннинга - это несовершенства материала, такие как дефекты кристалла, границы зерен, неоднородности внутри зерен (дислокации и материалы второй фазы) или области неоднородного

напряжения. Количество энергии, рассеиваемой при пиннинге доменной стенки, зависит от природы самого дефекта, а также от относительного направления магнитных моментов по обе стороны от стенки [28]. Другой причиной гистерезиса является анизотропия кристаллической структуры. Под действием приложенного поля вектор намагниченности домена переходит от начальной ориентации к предпочтительной ориентации с меньшей энергией. Необратимость этого процесса также приводит к потере энергии [37].

Квадратичный закон магнитострикции [16]

$$\lambda = \frac{3}{2} \lambda_s \left( \frac{M}{M_s} \right)^2 \quad (4)$$

где  $\lambda$  – магнитострикция насыщения, а  $M_s$  – намагниченность насыщения, показывает, что деформация является однозначной функцией намагниченности, следовательно, анигистерезисной. Однако квадратичный закон широко используется для моделирования магнитострикции при достаточном предварительном напряжении, когда вращение доменной намагниченности считается доминирующим процессом намагничивания [12]. Модель гистерезиса для ферромагнитных материалов, представляет собой основанную на физике схему для характеристики гистеретических М-Н связей. Модель предполагает, что переориентация магнитных моментов внутри доменов следует за ангиистеретической (безгистерезисной) намагниченностью, предсказанной классической моделью Ланжевена для разбавленных парамагнитных материалов [25]. Гистеретическая или полная намагниченность характеризуется двумя компонентами,  $M_{tot} = M_{rev} + M_{irr}$ . Обратимая компонента намагниченности,  $M_{rev}$ , определяет, насколько сильно раздвигаются доменные стенки перед тем, как оторваться от пиннинг-сайтов. Необратимый компонент,  $M_{irr}$ , определяет диссипацию энергии, когда доменные стенки перемещаются и сталкиваются с местами пиннинга. Величина гистерезиса и общая форма сигмоиды М-Н определяются с

помощью физических параметров, которые были определены для конкретных материалов в конкретных условиях эксплуатации [33].

## **1.2 Области применения магнитострикционных материалов**

Магнитострикционные материалы - это класс "умных" материалов, которые могут преобразовывать энергию между магнитным и упругим состояниями. Явление магнитострикции в конечном итоге обусловлено связью между ориентацией магнитного момента и межатомным расстоянием, или магнитомеханической связью [12, 24]. Этот тип связи обеспечивает механизм двунаправленного преобразования энергии между магнитным и упругим режимами, что является привлекательным для систем приводов и датчиков, поскольку он не деградирует во времени и обеспечивает почти мгновенный отклик [32]. Новые материалы, такие как Terfenol-D или аморфные металлические ленты, демонстрируют уникальное сочетание высоких сил, деформаций, плотности энергии, рабочей полосы пропускания и коэффициентов связи, что оправдывает их использование в постоянно растущем числе приложений, начиная от микропозиционеров и заканчивая системами контроля вибрации для тяжелого оборудования [35]. Превосходные характеристики магнитострикционных материалов иногда заслоняются большими потерями на магнитный гистерезис и существенными нелинейными эффектами, проявляющимися в этих материалах при работе в высоких режимах, в которых их свойства становятся более заметными. В этом смысле реализация полного потенциала магнитострикционных материалов представляет собой сложную инженерную задачу, которую не решают другие, менее способные "умные" материалы [41].

Деформации возникают в магнитострикционных материалах, когда магнитные моменты поворачиваются в соответствии с приложенным полем. Это явление регулируется процессом передачи энергии, известным как магнитомеханическая связь, которая по своей сути является двунаправленной и облегчает работу как исполнительных, так и чувствительных механизмов в

материале [6]. С точки зрения проектирования, коэффициент линейной связи  $k$ , определяющий эффективность преобразования механической и упругой энергии, должен быть близок к единице. Значительное вращение магнитного момента происходит только при наличии доменной структуры, то есть в ферромагнитном состоянии ниже температуры Кюри  $T_c$ . Следовательно, материал должен быть разработан таким образом, чтобы его температура Кюри была намного выше рабочего диапазона температур [27]. В системах интеллектуальных структур часто возникают большие силы, которые должен выдерживать магнестрикционный материал. Жесткость материала определяется модулем упругости  $E$ . Чтобы выдерживать большие силы, материал должен иметь большое значение  $E$ . Наконец, магнестрикционный материал должен иметь большую намагниченность насыщения  $M_s$  (или, эквивалентно, большую индукцию насыщения  $B_s$ ), а магнитная анизотропия должна быть небольшой [35,39]. Обратите внимание, что магнитомеханическая связь, ответственная за различные свойства материала, является очень сложной функцией, которая зависит от таких величин, как магнитное поле, напряжение, температура и частота. Эти величины в совокупности известны как "условия эксплуатации" и обычно меняются во время работы устройства [27] Было продемонстрировано, что небольшие изменения в рабочих условиях часто приводят к значительным изменениям свойств материала. Эффективная конструкция датчика требует точной оценки поведения свойств материала при изменяющихся условиях эксплуатации. Однако, как свидетельствует растущее число запатентованных устройств, основанных на принципах магнестрикции, разработчики продолжают преодолевать эти трудности и добиваются успехов в проектировании, моделировании и управлении магнестрикционными преобразователями [18,26]. Более того, продуманные конструкции преобразователей возможны исключительно благодаря богатому пространству рабочих характеристик, возникающему из-за нежелательных в других случаях нелинейных характеристик этих материалов. Ожидается, что



по мере дальнейшего совершенствования материалов разработчики магнестрикционных устройств будут находить новые магнестрикционные решения для все более широкого спектра применений преобразователей [50,51]. Трансформаторы также используют магнестрикционные материалы в сочетании с законом Фарадея для преобразования магнитных полей в электродвижущую силу. В ходе этого процесса изменение магнитного потока преобразуется в электродвижущую силу (ЭДС) в трансформаторе. Этот эффект используется для увеличения или уменьшения напряжения переменного тока и для его передачи из одной цепи в другую [11]. При воздействии изменяющегося магнитного поля (волны) магнестрикционный материал реагирует вращением своих молекулярных диполей в фазе с этой частотой. Максимальное изменение длины материала происходит дважды за период магнитного поля. В результате раздается гул, который часто слышен от трансформаторов. Изменяющееся магнитное поле может также использоваться в сочетании с магнестрикционными материалами для создания вибраций. Такие материалы используются в медицинских приборах и промышленных преобразователях, устройствах ультразвуковой очистки, подводных гидролокаторах, системах контроля вибрации и шума, а также во многих других областях применения [28]. Амплитуда вибрации может быть увеличена с помощью механического рычага. Аналогичным образом, магнестрикционные преобразователи могут использоваться для передачи ультразвуковой энергии в другие материалы [27]. Поликристаллические магнестрикционные сплавы с сочетанием высокой жесткости и прочности и большой магнестрикции. Тем не менее, глубокое понимание взаимосвязи между микроструктурой и свойствами этих сплавов все еще ограничено из-за сложности их геометрии зерен, требований к многообъективной конструкции и нескольких имеющихся экспериментальных проверок [34].

Магнестрикционные преобразователи, использующие никель в качестве активного элемента, в настоящее время используются для

промышленной очистки и дегазации жидкостей на рабочих частотах 20-50 кГц. В стоматологии и ювелирном деле рабочие частоты превышают 50 кГц. Хотя пьезоэлектрические преобразователи иногда предпочтительнее для ультразвука мегагерцового диапазона, прочность и долговечность магнитострикционных устройств является очень желательной характеристикой [19]. Кроме того, магнитострикционные материалы не нуждаются в повторном нагреве выше точки Кюри, как в случае с пьезоэлектриками. Изменяющееся магнитное поле может также использоваться в сочетании с магнитострикционными материалами для создания вибраций. Такие материалы используются в медицинских приборах и промышленных преобразователях, устройствах ультразвуковой очистки, подводных гидролокаторах, системах контроля вибрации и шума, а также во многих других областях применения [28]. Амплитуда вибрации может быть увеличена с помощью механического рычага. Аналогичным образом, магнитострикционные преобразователи могут использоваться для передачи ультразвуковой энергии в другие материалы [38].

### **1.3 Классификация и свойства магнитострикционных преобразователей**

Одним из преимуществ магнитострикционных преобразователей перед другими типами преобразователей является то, что они могут управляться обычными низкоомными усилителями, особенно на частотах значительно ниже резонанса; в этом случае низкий импеданс магнитострикционного преобразователя означает, что управляющее напряжение может быть низким [48]. Это может оказаться полезным в медицинских приложениях и в целом может значительно упростить конструкцию усилителя. Такие преобразователи состоят из магнитострикционного сердечника, окружающего соленоид, медного провода, механизма предварительной нагрузки, состоящего из болта и пружинной шайбы, магнитных соединителей и бочкообразного постоянного магнита, обеспечивающего

смещенное намагничивание [41]. Конкретные детали конструкции зависят от конкретного применения интеллектуальной структуры, однако данная конфигурация отображает основные компоненты, необходимые для получения максимальной производительности от магнитострикционного материала [29]. Поскольку магнитострикция возникает из-за вращения магнитных моментов, магнитострикционный преобразователь, приводимый в действие магнитным полем переменного тока, вибрирует с частотой, вдвое превышающей частоту привода, и движение происходит только в одном направлении [26]. Это показано на рис. 1.30, где сплошные линии представляют несмещенный вход и соответствующий выход деформации. Пунктирные линии демонстрируют улучшение характеристик, достигнутое за счет применения магнитного смещения. В режиме смещения частота входного сигнала сохраняется, выход двунаправленный, а отношение выходного сигнала к входному, значительно больше [29].

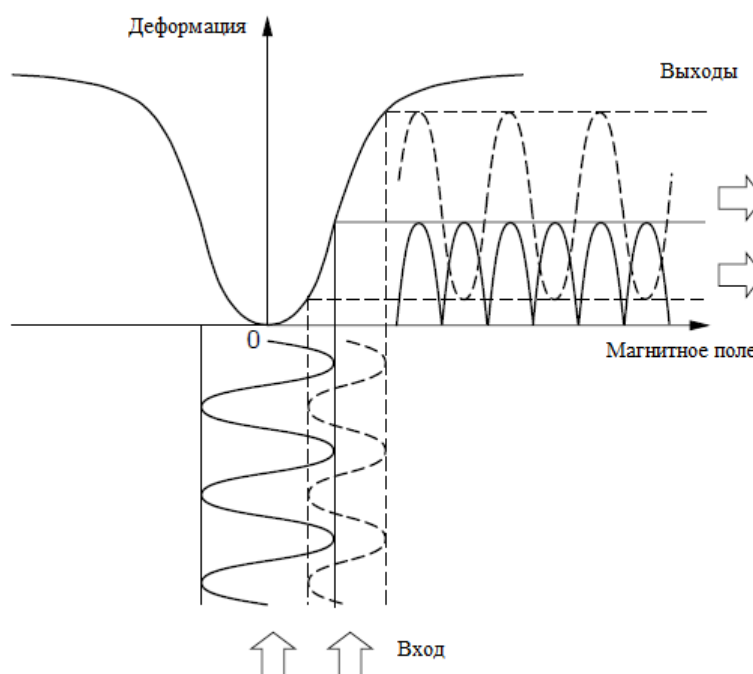


Рисунок 1.7 – Эффект магнитного отклонения и деформации, создаваемым магнитострикционным преобразователем [29].

Для точного центрирования работы вокруг желаемой точки смещения часто используется постоянный магнит в сочетании со статическим полем, создаваемым прохождением постоянного тока через соленоид. Смещение с помощью постоянного магнита имеет преимущество в виде значительной экономии электроэнергии, но его недостатком является увеличение массы и веса. И наоборот, постоянный ток приводит к значительным потерям мощности за счет омического нагрева, но способствует экономии массы и веса [36,39].

Магнитное смещение может быть альтернативно обеспечено магнитами, расположенными последовательно со стержнем или стержнями; такая конструкция известна как конфигурация со сложенными магнитами [7]. Конфигурация со сложенными магнитами может улучшить магнитомеханическую связь до 5% для больших стержней ( $L > 20$  см,  $D > 2,5$  см) по сравнению с конфигурацией со стержневыми магнитами. Однако сопутствующие проблемы, такие как эффект насыщения и смещение резонансной частоты, являются общими для конструкций со сложенными магнитами. Тщательно разработанные преобразователи должны обеспечивать эффективное замыкание магнитного потока в цепи, образованной самим стержнем, соединителями и постоянными магнитами [28].

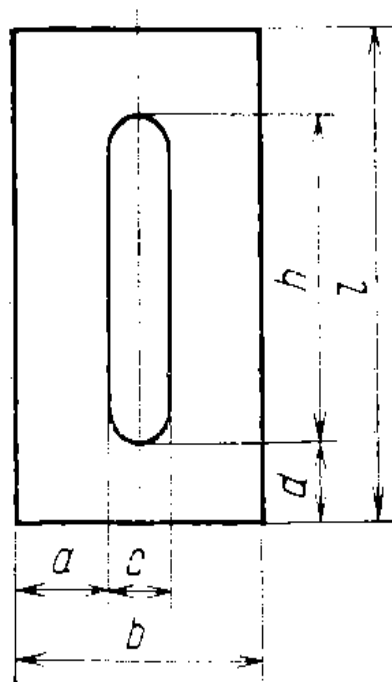


Рисунок 1.8 – Пластины из магнитострикционного сплава для производства преобразователя [35]

Современные магнитострикционные материалы, изготавливаются таким образом, что их магнитные моменты почти перпендикулярны оси сердечника, тем не менее, для достижения полного выравнивания всех моментов требуется статическое напряжение (механическая предварительная нагрузка) [44]. Моменты механически свободного сердечника выравниваются случайным образом, и сердечник создает только около половины своей максимальной магнитострикции, поскольку моменты, изначально выровненные относительно оси, не вносят вклад в магнитостриксию. Кроме того, анизотропия напряжений, создаваемая статическим сжатием (или растяжением для материалов с отрицательной магнитостриксией), усиливает общее магнитоупругое состояние [34].

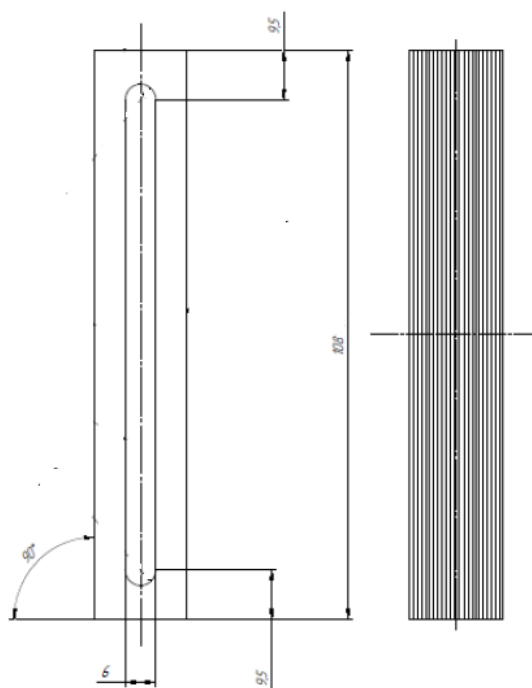


Рисунок 1.9 - Пакет из магнитострикционного сплава [16]

В конструкциях, в которых для предварительной нагрузки используются линейные шайбы, напряжение в магнитострикционном стержне может значительно изменяться относительно номинальной предварительной нагрузки во время динамической работы датчика [18]. В силу магнитомеханической связи это может оказать значительное влияние на работу магнитострикционного преобразователя и приводной электроники, воздействуя на магнитное состояние и, через него, на электрический режим. Вторая причина использования механической предварительной нагрузки заключается в том, чтобы избежать работы сердечника в напряженном состоянии, особенно при работе с хрупкими материалами [20].

Таблица 1.1 - Размеры пластин из сплава 49К2ФА для преобразователя [21]

Частота кГц	Размер, мм					
	b	a	c	d	h	l
18	60	22	16	23	85	135
22	40	13,5	13	14	76	106
44	30	10	10	11	29	51
44	24	8	8	8	35	51

Магнитоотрицательные преобразователи классифицируются здесь частично по частоте работы и частично по назначению устройства. Прежде всего, часто желательно добиться линейности характеристик. Для этого обычно магнитоотрицательные приводы эксплуатируются в так называемом состоянии смещения, которое заключается в приложении к приводу как механического, так и магнитного смещения [38].

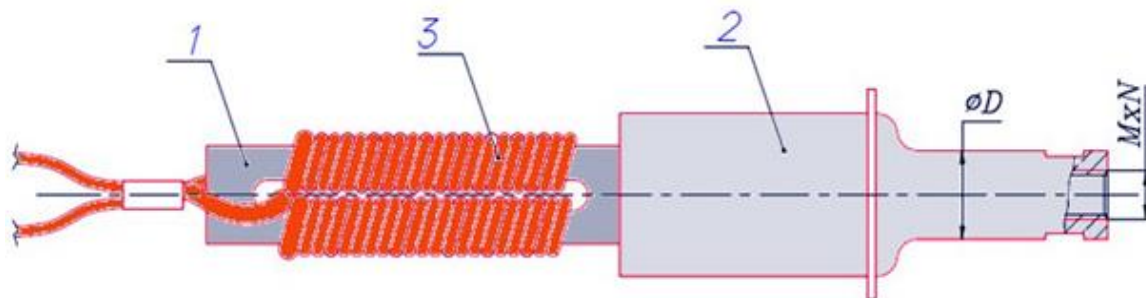


Рисунок 1.10 - Конструкция магнитоотрицательного преобразователя [45].

1 – магнитоотрицательный пакет пластин из специального сплава; 2 – волновод первой ступени (трансформатор упругих колебаний); 3 – обмотка.

Магнитное смещение обеспечивается постоянными магнитами, расположенными последовательно или параллельно с приводным двигателем, или, в качестве альтернативы, постоянным током. Механическое смещение прикладывается путем структурного сжатия привода с помощью

болтов или через саму конструкцию преобразователя, как в случае с гибкими преобразователями [13,28]. Максимальная эффективность достигается при механическом резонансе, где могут быть достигнуты динамические деформации с амплитудой, превышающей статическую магнитодеформацию. Динамические деформации имеют первостепенное значение в низкочастотных, мощных устройствах, а именно в устройствах гидролокации и подводной связи. Среди других технологических вопросов, влияющих на конструкцию и работу магнестрикционных преобразователей - тепловые эффекты, направленность преобразователя (определяемая соотношением между размером и длиной акустической волны), резонансная работа и источник питания [25]. Магнестрикционный эффект не ограничен по частоте, потери от вихревых токов и специфические магнитомеханические и электрические резонансы устройства ограничивают рабочую полосу магнестрикционных устройств низким ультразвуковым режимом, ниже 100 кГц. Магнестрикционные приводы, обычно состоят из магнестрикционного сердечника, многослойного соленоида для создания магнитного поля, магнитного возвратного пути для направления магнитного потока в сердечник, постоянного магнита, который обеспечивает смещение намагниченности в магнестрикционном сердечнике, и механического механизма предварительного натяжения. Смещение намагниченности обеспечивает двунаправленную реакцию деформации в приводе и генерируется либо соленоидом возбуждения, либо постоянными магнитами [37]. Для оптимальной настройки характеристик привода часто удобно использовать как постоянные магниты, так и постоянный ток, поскольку постоянный ток можно легко изменять во время работы. Механизм предварительного сжатия увеличивает совокупность магнитных моментов, перпендикулярных оси стержня, и, следовательно, магнестрикцию [24]. Разнообразные магнестрикционные материалы используются в приводах. К ним относятся железо, никель, металлические стекла и сплавы алюминий-железо (альфенол), никель-кобальт и редкоземельное железо ( $R-Fe_2$ ).



Магнитострикционные преобразователи обычно классифицируются по их конфигурации и использованию магнитострикционного сердечника. Одной из довольно распространенных конфигураций, использующих эффект Джоуля, является продольно вибрирующий привод Тонпильца, в котором цилиндрический или прямоугольный сердечник обеспечивает осевой выход. В других конструкциях используется ряд магнитострикционных стержней, установленных конец в конец и образующих кольцевой многоугольник, который колеблется в радиальном направлении, когда стержни удлиняются и сжимаются [37]. Число применений приводов на основе магнитострикционных материалов, постоянно растет, что обусловлено высокой плотностью энергии, большой силой, широким частотным диапазоном и быстрым откликом, которые обеспечивают эти материалы [14].

Отличительные особенности ультразвуковых устройств заслуживают отдельного изучения от других типов преобразователей [20]. Ультразвук - это наука об акустических волнах с частотой выше слышимого человеком диапазона, номинально выше примерно 20 кГц. Это определение несколько условно, поскольку большинство явлений распространения звука ведут себя одинаково на звуковых и ультразвуковых частотах. На очень высоких частотах в мегагерцовом диапазоне ультразвуковая энергия может быть сконцентрирована путем придания тонкопленочному преобразователю чашеобразной формы. Центр кривизны представляет собой фокус энергии. Альтернативный способ, обычно применяемый на частотах в диапазоне десятков кГц, заключается в использовании полуволнового металлического рупора длиной, равной половине длины упругих волн на резонансной частоте преобразователя. Коническая форма рупора приводит к увеличению амплитуд смещения, скорости и давления [34]. Традиционно наиболее распространенными магнитострикционными материалами, используемыми для ультразвуковых приложений, были чистый никель и железокобальтовые сплавы, такие как Permendur (49% железа, 49% кобальта, 2% ванадия). Магнитострикционный материал имеет форму, обеспечивающую хорошее

замыкание магнитного потока, и несколько слоев материала укладываются вместе, чтобы минимизировать потери на вихревые токи. Потери мощности из-за вихревых токов пропорциональны квадрату рабочей частоты, поэтому при ультразвуковых режимах их значение велико [25].

Как обычно, материал приводится в движение с помощью соленоидов. Эти преобразователи обычно работают на полуволновой основной частоте, что означает наличие узла в центральной плоскости магнитострикционного элемента. Эта плоскость, в которой не возникает движения, является хорошей точкой крепления преобразователя. В качестве альтернативы, если концентрация акустической энергии достигается за счет использования рупора, точка установки может быть перемещена к узлу рупора [19].



Рисунок 1.11 - Ультразвуковой преобразователь

Устройства, с соединительным волноводом, используются в различных областях, таких как очистка сложных или труднодоступных деталей, эмульгирование и гомогенизация, агломерация частиц, дегазация жидкостей, катализ химических реакций, механическая обработка, сварка пластмасс и металлов, медицинская терапия и хирургия, литье металлов, диспергирование твердых частиц в жидкостях и контроль пены [29,39]. Принцип, лежащий в основе каждого из этих процессов, может быть связан с

эффектами кавитации, выделения тепла, механическими эффектами, диффузией, перемешиванием и химическими эффектами. Из всех этих эффектов кавитация, пожалуй, является тем, который играет неотъемлемую роль в большинстве процессов [29].

По мере распространения звуковой волны в среде отдельные частицы подвергаются альтернативному сжатию и разрежению, хотя их относительное положение не меняется. При больших амплитудах звуковой волны величина отрицательного давления в областях разрежения, связанная с полуволном низкого давления вибрации преобразователя, приводит к образованию газообразных полостей микронного размера. Эти кавитационные пузырьки растут до достижения неустойчивого состояния во время полуволны высокого давления, при котором пузырьки схлопываются, создавая огромные градиенты давления при столкновении жидкости, вытекающей с противоположных сторон пузырька. В результате столкновения образуется микроструя, которая с высокой скоростью ударяет по очищаемой поверхности. Было подсчитано, что локально давление повышается примерно до 10 кси, а сопутствующий рост температуры составляет около 10000 К. Сочетание высоких скоростей, давления и температуры вместе с обычными чистящими средствами освобождает загрязняющие вещества с поверхности [48].

Ультразвуковое сварочное оборудование состоит из четырех основных частей. Источник питания который преобразует низкочастотное электричество (50-60 Гц) в высокочастотное (20-40 кГц; 1 кГц = 1000 Гц). Далее, преобразователь или конвертер преобразует высокочастотное электричество в высокочастотный звук (ультразвук). Усилитель делает ультразвуковые колебания более сильными. Наконец, волновод фокусирует ультразвуковые колебания и направляет их на свариваемые материалы [49]. Например, ультразвуковая сварка используется для создания электрических соединений на печатных платах компьютеров и сборки электронных компонентов, таких как трансформаторы, электродвигатели и конденсаторы.

Медицинские приборы, такие как катетеры, клапаны, фильтры и маски для лица, также собираются с помощью ультразвуковой сварки. Упаковочная промышленность использует эту технику для производства пленки, сборки туб и блистерных упаковок [20]. Время сварки, прилагаемое давление и температура контролируются компьютером или микропроцессором в сварочном аппарате. А то, что происходит в процессе сварки, зависит от природы материалов. В металлах ультразвуковые колебания передаются параллельно плоскости материала. Тепло от трения повышает температуру металлических поверхностей примерно до одной трети от температуры плавления, но не расплавляет металлы. Вместо этого тепло удаляет с поверхностей оксиды и пленки металлов. Это позволяет атомам металла перемещаться между двумя поверхностями и образовывать связи, которые удерживают металлы вместе. В случае с пластмассами колебания перпендикулярны плоскости материалов, и тепло от трения повышает температуру настолько, что расплавляет пластмассы. Молекулы пластмассы смешиваются друг с другом и образуют связи. После охлаждения пластиковые поверхности свариваются. Время сварки может варьироваться, но сварные швы могут образовываться всего за 0,25 секунды. При ультразвуковой сварке различаются такие факторы, как частота звуковых волн (обычно 20, 30 или 40 кГц), давление, применяемое для скрепления материалов, и время, в течение которого применяется ультразвук (от долей секунды до более чем 1 секунды) [37,51,55].

#### **1.4 Общая характеристика магнитоотрицательных сплавов на основе железа**

Важными особенностями среди магнитоотрицательных сплавов, в основании которых присутствует железо, выделяются магнитоотрицательные сплавы, состоящие из двойной структуры FeCo, например 49К2ФА, который называется пермендюр. Главным значением данного сплава является то, что он обладает наиболее высокой магнитной индукцией насыщения. Магнитная

индукция насыщения у них  $B_s = 2.44$  Тл,  $B_{25} = 2,3$  Тл, температура Кюри составляет  $955^\circ\text{C}$  [9]. Такие сплавы могут, применяются в конструкциях с постоянным или мало пульсирующим током из за малой величины удельного электросопротивления. Пермендюр обладает высокой магнитной проницаемостью в различных магнитных полях. Ключевой критерий сплава, это его повышенная обратимая проницаемость, его используют в измерительных приборах, работающих с подмагничиванием. Его также применяют для полюсных наконечников в целях концентрации магнитного потока [19]. Высокая индукция в сильных полях связана с тем, что при введении кобальта увеличивается суммарный магнитный момент в единице объема. Небольшие удельные искажения на перемагничивании, при больших значениях индукции на частоте до 395 Гц [11]. Легирование ванадием улучшают также их технологические свойства, они легче обрабатываются в холодном состоянии. Интенсивные исследования и разработки в течение многих лет привели к значительному улучшению механических свойств и лучшему пониманию фазовых превращений в сплавах FeCo. Однако высокая стоимость сплавов препятствовала их широкому применению. Возникающие потребности в мягких магнитных материалах для работы при высоких температурах вызвали новый интерес к сплавам FeCo. Мягкие магнитные материалы представляют собой важный класс инженерных материалов, поскольку они легко намагничиваются и размагничиваются под действием небольшого внешнего поля [27]. При наложении на сплав 49К2ФА сильного постоянного поля он обладает высокой и стабильной во времени обратимой магнитной проницаемостью. Недостатки: его дороговизна и низкое удельное сопротивление [28].

Таблица 1.2 - Физические свойства сплава [18]

Свойства	Значения
Температура плавления, °С	1427
Рабочая температура, °С	0-550
Температура точки Кюри, °С	955
Теплопроводность, Вт/(м·К)	54,6-76,6
Магнитострикция насыщения	$66 \cdot 10^{-6}$
Плотность, г/см <sup>3</sup>	8,4
Индукция насыщения, Тл	2,44
Коэрцитивная сила, А/м	125
Удельная теплоемкость, Дж/(кг·К)	450
Удельное электрическое сопротивление, Ом·м	$0,5 \cdot 10^{-6}$

Данные сплавы очень сильно реагируют на любое механическое воздействие, которые сдвигают внутреннюю структуру, что в итоге сказывается на их магнитных свойствах [29]. Для того чтобы восстанавливать важные магнитные свойства сплавы подвергают термообработке. Пермендюр имеет очень хорошие магнитные параметры при внешнем воздействии различных условий, к ним относятся механическое воздействие, изменение температуры, физические свойства магнитных параметров. Важнейшее применение магнитострикционных сплавов, это изготовление сердечников магнитного тока в магнитных преобразователях.

Магнитострикционный материал имеет форму, обеспечивающую хорошее замыкание магнитного потока, и несколько слоев материала укладываются вместе, чтобы минимизировать потери на вихревые токи. Потери мощности из-за вихревых токов пропорциональны квадрату рабочей частоты, поэтому при ультразвуковых режимах их значение велико [38].

### 1.4.1 Кристаллическая структура сплава FeCo

Бинарная фазовая диаграмма Fe-Co показана на рисунке 1.12. При температуре окружающей среды соединение FeCo ( $\alpha$ ) стабильно в диапазоне 29-70 % Co. Структура FeCo является упорядоченной ОЦК-структурой и может рассматриваться как две взаимопроникающие простые кубические подрешетки, в которых атом Fe занимает одну подрешетку, а атом Co – другую [29].

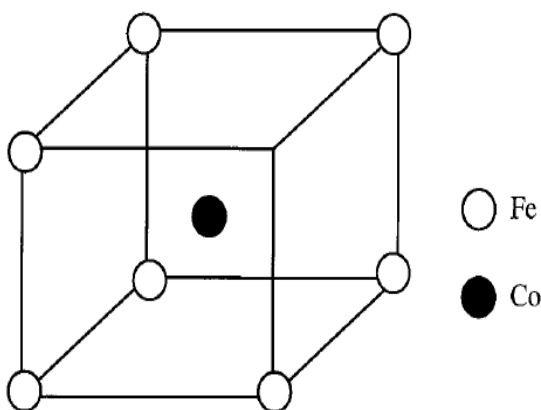


Рисунок 1.12 - Кристаллическая структура FeCo [29]

При нагревании до высоких температур фаза  $\alpha$  претерпевает трансформацию порядок-беспорядок. Изменение степени дальнего порядка с температурой в сплавах FeCo и FeCo-V было изучено с помощью измерения удельной теплоемкости, теоретических расчетов и методов рентгеновской и нейтронной дифракции. Непрерывное изменение  $S$  от 0 до 1 при понижении температуры ниже критической температуры упорядочения ( $T_c$ ) указывает на возникновение трансформации порядка-беспорядка второго порядка. Критическая температура упорядочения  $T_c$  зависит от содержания Co и имеет максимум  $730^\circ\text{C}$  вблизи стехиометрического состава. Упорядочение происходит быстро, когда сплав охлаждается из неупорядоченного состояния ( $\alpha$ ) [28-29]. В тонких образцах можно сохранить сплав в полностью неупорядоченном состоянии путем быстрой закалки от температур, превышающих  $T_c$ . Переупорядочение неупорядоченных сплавов происходит

путем гомогенного упорядочения с последующим слиянием противофазных доменов при температурах выше 500°С.

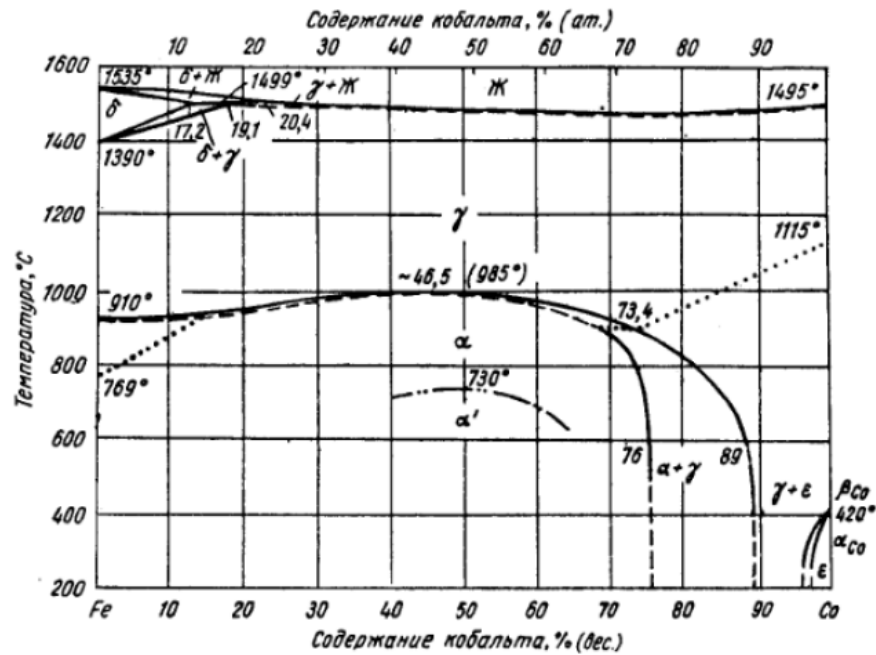


Рисунок 1.13 - Диаграмма сплава Fe Co [28]

При более высоких температурах неупорядоченный  $\alpha$  претерпевает полиморфное превращение в ГЦК фазу ( $\gamma$ ). Температура Кюри FeCo совпадает с температурой перехода  $\alpha$  в  $\gamma$ . Как и критическая температура упорядочения, температура Кюри также зависит от состава сплава. Сплав с 46% Co показывает максимальную температуру Кюри 985°С. Высокая температура Кюри сплава позволяет ему сохранять хорошие магнитные свойства до более высоких температур, тем самым делая FeCo привлекательным материалом для высокотемпературных магнитомягких применений. Параметр решетки FeCo уменьшается с увеличением содержания Co [25-28].



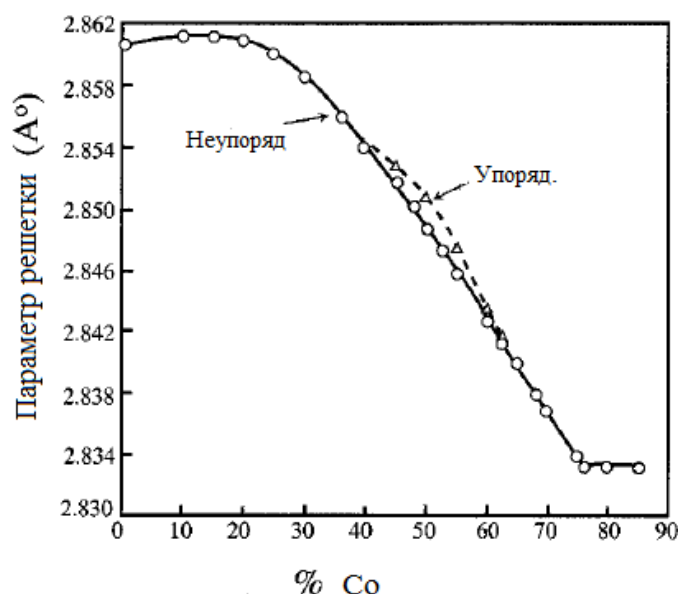


Рисунок 1.14 - Изменение параметра решетки сплавов Fe-Co в зависимости от содержания Со [26]

Сплавы в упорядоченном состоянии имеют немного больший параметр решетки по сравнению с неупорядоченным состоянием. Пластичность поликристаллического сплава зависит от работы пяти независимых систем скольжения в каждом зерне, для поддержания совместимости с соседними зернами во время пластической деформации. Анализ следов скольжения на поверхности и ТЭМ исследования показали, что пластическая деформация FeCo происходит по  $(110) \langle 111 \rangle$  системам скольжения. Они обеспечивают более пяти независимых систем скольжения и, таким образом, удовлетворяют критериям фон Мизеса для пластичности в поликристаллических материалах. Однако в упорядоченном состоянии сплавы FeCo являются хрупкими [34]. Для преодоления хрупкости в упорядоченном состоянии необходимы дополнительные факторы, такие как разупорядочение по границам зерен и подавление охрупчивания в окружающей среде. Состояние порядка в материале определяет природу дислокаций, наблюдаемых при деформации FeCo. Деформация в FeCo при температурах выше  $T_c$  или в сплавах, закаленных из неупорядоченного состояния, происходит за счет движения  $\langle 111 \rangle$  единичных дислокаций [29].

Сплавы в неупорядоченном состоянии демонстрируют волнистое скольжение, что указывает на возникновение поперечного скольжения. С другой стороны, на начальных стадиях деформации сплавов в упорядоченном состоянии наблюдается плоскостное скольжение. С развитием деформации или напряжения супердислокации распадаются на одиночные дислокации. На этом этапе поведение скольжения в упорядоченном состоянии носит преимущественно волнистый характер. На поведение сплава FeCo при деформации и разрушении существенно влияет ограничение поперечного скольжения и стимулирование планарного скольжения в упорядоченном состоянии [27].

#### **1.4.2 Термическая обработка сплава FeCo**

Точное знание границ фаз очень важно для обработки сплавов, так как закалка из однофазного  $\gamma$  создает проблемы при дальнейшей обработке при комнатной температуре, если температурно-фазовые соотношения не установлены. Экспериментально определено пять фазовых границ при температурах от 900 до 950°C и отмечено, что ванадий стабилизирует фазу  $\gamma$  и расширяет фазовые поля  $\gamma$  и  $\gamma+\alpha$  в сторону более низких температур [29]. Чувствительность микроструктуры к температуре отжига и соответствующее влияние на свойства FeCo-V объясняется быстрым изменением формы фазовых полей  $\alpha+\gamma$  и  $\gamma$  с температурой и содержанием ванадия. Хорошо известно, что добавление ванадия замедляет превращение порядок-беспорядок в FeCo. Быстрая закалка сохраняет неупорядоченное состояние сплавов FeCo-V. Когда ванадийсодержащий сплав FeCo закаливается из однофазного  $\gamma$  или  $(\alpha+\gamma)$  фазового поля,  $\gamma$  превращается в метастабильную богатую ванадием ОЦК фазу ( $\alpha_2$ ). Механизм упорядочения сильно зависит от температуры разупорядочения. В образцах, закаленных при температуре ниже  $T_c$ , упорядочение происходит однородно в пределах крупных доменов, тогда как в образцах, закаленных при температуре выше  $T_c$ , упорядочение происходит путем зарождения и роста [27]. Степень упорядочения,

достигнутая после данного отжига, зависит от объема предшествующей холодной обработки и начальной температуры разупорядочения. Холодная обработка до 20% ускоряет упорядочение. Сплав FeCo можно подвергать горячей обработке при температуре более 900°C. Обычно для разрушения литой микроструктуры используется горячая ковка или горячая прокатка. Во время горячей экструзии сплавы FeCo подвергаются динамической рекристаллизации (DRX). Во время горячей обработки, DRX признан как один из самых безопасных механизмов обработки материалов и восстановления микроструктуры [25]. Степень DRX зависит от соотношения Co и Fe. DRX происходит легко, когда соотношение Co/Fe больше или равно 1. Сплавы FeCo (с 0,6%V) трудно поддаются холодной прокатке в упорядоченном состоянии. Твердость упорядоченного сплава быстро увеличивается с увеличением объема холодной обработки, и трещины образуются даже при уменьшении до 5% из-за быстрого упрочнения [13].

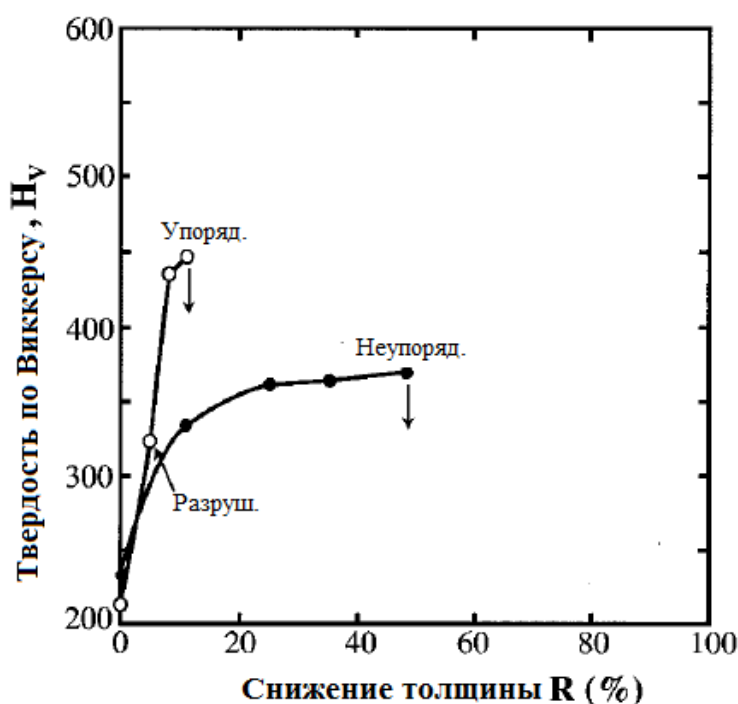


Рисунок 1.15 - Изменение твердости в зависимости от % уменьшения толщины при холодной прокатке в упорядоченных и неупорядоченных сплавах FeCo [29].

Трудности, связанные с холодной прокаткой упорядоченного FeCo, объясняются быстрым упрочнением, связанным с упорядоченным состоянием. При изучении поведения рекристаллизации холоднообработанного сплава FeCo в упорядоченной и неупорядоченной области. Было обнаружено, что холоднообработанный сплав легко рекристаллизуется при отжиге при температуре выше 600°C. В сплаве FeCo, рекристаллизация наблюдается при отжиге ниже T<sub>c</sub>. Кинетика роста зерен в тройном сплаве FeCo-V снижается при температуре ниже T<sub>c</sub>. Снижение скорости роста зерна с началом атомного порядка объясняется замедлением кинетики диффузии и увеличением энергии границы зерна в упорядоченном состоянии [27]. Степень порядка в FeCo можно варьировать от нуля до единицы путем соответствующей термической обработки. Состояние порядка, температура и размер зерна влияют на поведение сплава FeCo при деформации и разрушении. Сплавы FeCoV плавятся и отливаются в вакууме, чтобы избежать загрязнения. Присутствие таких элементов, как S, P, N и O, негативно сказывается на обрабатываемости и желаемых механических и магнитных свойствах сплавов FeCo. Следовательно, необходим тщательный контроль примесей. Как правило, первоначальная обработка производится в фазовом поле  $\gamma$  (>940°C) для разрушения литой микроструктуры слитка. Затем заготовки подвергаются горячей прокатке в фазовом поле  $\gamma$  или  $\alpha+\gamma$  (850-1000°C) [1]. Окончательная обработка осуществляется путем холодной прокатки для получения тонких листов сплава FeCoV. Следовательно, для успешной холодной прокатки необходимо, чтобы сплав находился в неупорядоченном состоянии. Добавление ванадия замедляет реакцию упорядочения в FeCo, и сплав может быть быстро закален для сохранения неупорядоченного состояния. Следовательно, перед холодной прокаткой сплав следует отжигать при температуре выше T<sub>c</sub> (>720°C) и затем закаливать в воде или ледяном соляном растворе для сохранения неупорядоченного состояния. Рост зерна при высокотемпературном отжиге приводит к охрупчиванию сплава и препятствует холодной обработке.

Небольшое количество (0,5%) ниобия или циркония добавляется для ограничения роста зерна во время высокотемпературного отжига. На последнем этапе холодной прокатки сплавов FeCoV происходит уменьшение на 80% или более для получения тонких листов толщиной от 4 до 50 мм (100-1300 мкм). Механические свойства сплавов FeCo-V очень чувствительны к составу сплава, условиям обработки, температуре испытания, микроструктуре и состоянию порядка [25-29].

### **1.4.3 Особенности механических свойств FeCo сплавов.**

Влияние атомного порядка и размера зерна на напряжение течения стехиометрического сплава FeCo. Изменение напряжения течения в зависимости от размера зерна в упорядоченных и неупорядоченных условиях соответствует классическому уравнению Холла-Петча: [24]

$$\sigma_{ys} = \sigma_o + kd^{-1/2} \quad (5)$$

где  $\sigma_{ys}$  - напряжение течения,  $d$  - размер зерна,  $\sigma_o$  - внутреннее сопротивление решетки деформации, а  $k$  - параметр Холла-Петча, мера сопротивления передаче скольжения через границы зерен. Изменение параметров Холла-Петча с деформацией показано на рис. 7.  $\sigma_o$  при низких деформациях больше в неупорядоченных сплавах и объясняется упрочнением за счет короткодействующего порядка [25].

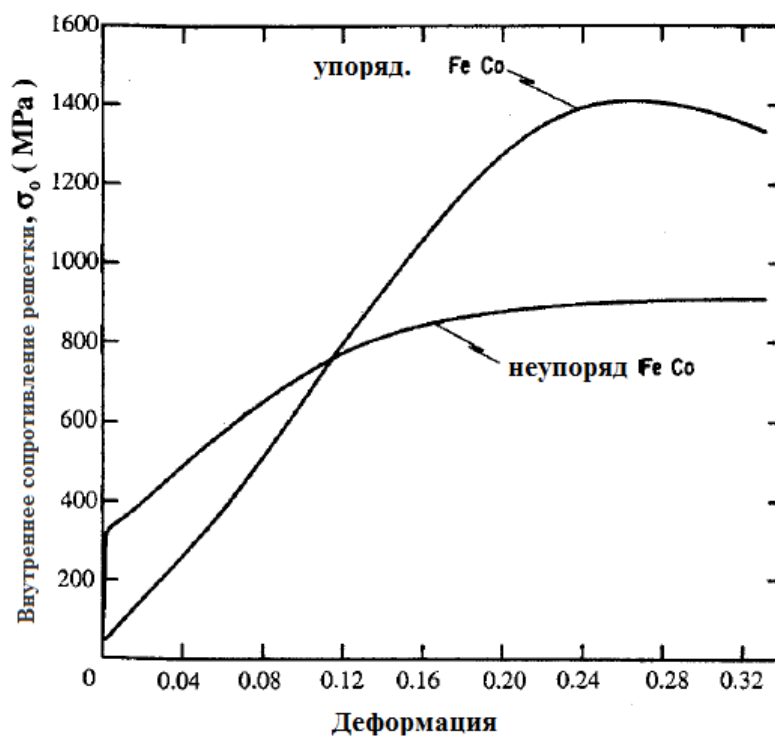


Рисунок 1.16 - Зависимость напряжения течения отдельного зерна FeCo – сплава от величины деформации и степени упорядочения раствора.

Однако  $\sigma_0$  увеличивается с деформацией и достигает максимального значения, которое выше для упорядоченного материала, чем для неупорядоченного. В целом, параметр Холла-Петча  $k$  выше для упорядоченного состояния. Значение  $k$  увеличивается с деформацией до максимума, а затем уменьшается как для упорядоченного, так и для неупорядоченного состояния [12]. Более высокое значение  $k$  в упорядоченном состоянии объясняется ограниченным числом систем скольжения и более высоким напряжением, необходимым для активации дислокационных петель в упорядоченном состоянии [28]. В результате хрупкости бинарных сплавов FeCo в упорядоченном состоянии, многие исследования полагались на испытания на сжатие для изучения деформационного поведения. Ограниченные данные по растяжению бинарных сплавов Fe-Co показывают, что пластичность стехиометрических и богатых Fe композиций в упорядоченном состоянии практически равна нулю. С другой стороны, пластичность увеличивается при увеличении

содержания Со в стехиометрии. Как упорядоченный, так и неупорядоченный сплав с высоким содержанием Со разрушается ямочным, вязким разрывом. Напротив, стехиометрические и богатые Fe сплавы разрушаются преимущественно межкристаллитным разрушением как в упорядоченном, так и в неупорядоченном состоянии [35]. Хрупкость FeCo в основном обусловлена плоскостным скольжением сплава в упорядоченном состоянии. В результате плоского скольжения передача скольжения через границы зерен затруднена, и разрушение по границам зерен начинается при более низких уровнях деформации. Таким образом, упорядоченный сплав разрушается хрупким образом. Стехиометрические сплавы и сплавы с высоким содержанием Fe по-прежнему разрушаются в результате межзеренного разрушения, что указывает на внутреннюю слабость границ зерен [24].

#### **1.4.4 Влияние легирующих элементов на намагниченность сплава**

Чистое железо - один из самых известных магнитомягких материалов. Однако в чистом виде оно не обладает достаточной прочностью и удельным сопротивлением, чтобы соответствовать требованиям приложений. Были предприняты значительные усилия для повышения прочности и удельного сопротивления железа путем добавления легирующих добавок. Однако почти все легирующие добавки неизменно снижают намагниченность насыщения железа [38].

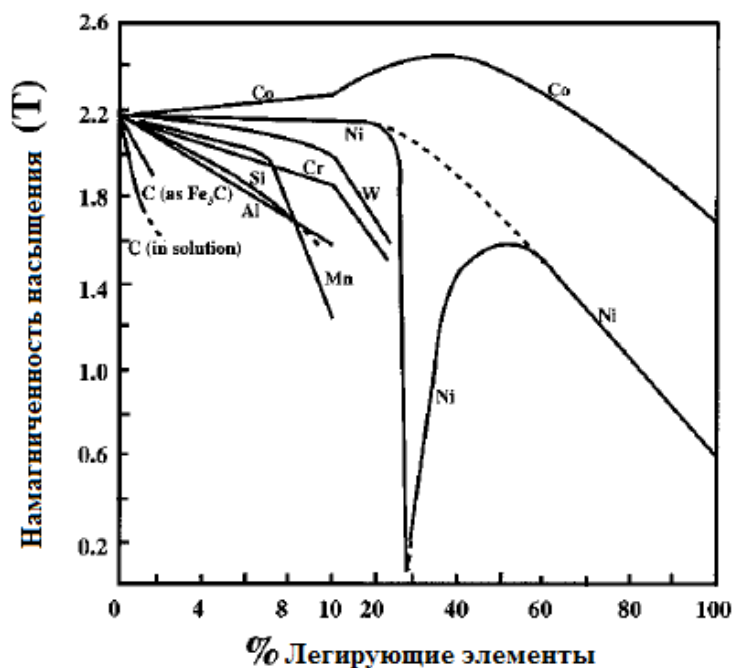


Рисунок 1.17 - Влияние легирующих элементов на намагниченность насыщения железа [38]

Кобальт и марганец увеличивают намагниченность насыщения железа. Намагниченность насыщения железа увеличивается при добавлении Co и достигает максимума насыщения 2,45 Т и 35%Co. Намагниченность насыщения Fe35%Co примерно на 13% выше, чем у чистого железа. Увеличение намагниченности с содержанием Co объясняется увеличением поляризации атомов Fe при добавлении Co[37].

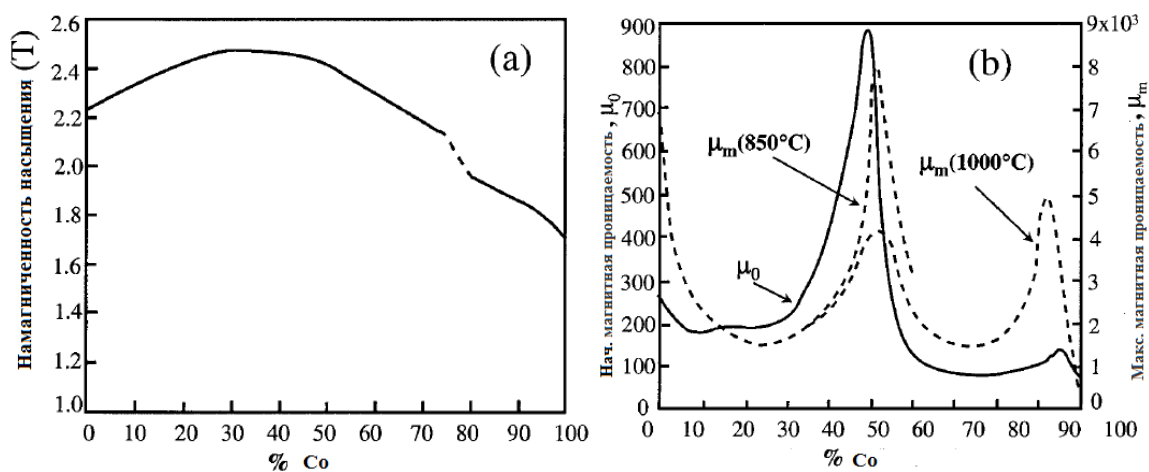


Рисунок 1.18 - Изменение (а) намагниченности насыщения и б проницаемости в зависимости от содержания Co в сплавах Fe-Co [37]



Индукция насыщения упорядоченного FeCo на 2-3% выше, чем в неупорядоченном состоянии. При низких приложенных полях разница в намагниченности между упорядоченным и неупорядоченным состоянием увеличивается с ростом поля и достигает максимума при 12 кА/м. При температуре окружающей среды коэрцитивная сила FeCo в неупорядоченном состоянии меньше, чем в упорядоченном [6]. С повышением температуры коэрцитивная сила упорядоченных сплавов уменьшается, тогда как коэрцитивная сила неупорядоченных сплавов начинает увеличиваться по мере упорядочения сплава. Увеличение коэрцитивной силы связано с внутренними напряжениями, возникающими в материале в результате сосуществования упорядоченных и неупорядоченных областей. Упорядочение происходит быстро при температурах выше 500°C, и коэрцитивная сила неупорядоченного материала начинает падать и приближается к значению, близкому к коэрцитивной силе упорядоченного сплава [28]. Намагниченность насыщения FeCo уменьшается при добавлении легирующих элементов для повышения прочности. Добавление легирующих элементов уменьшает намагниченность насыщения сплава FeCo. Имеется лишь ограниченная информация о природе магнитного взаимодействия растворенного вещества или примесей в сплавах FeCo. Как и другие легирующие элементы, добавки ванадия негативно влияют на намагниченность насыщения FeCo. Ванадий антиферромагнитно связывается с атомами Fe и Co и уменьшает намагниченность насыщения сплава. С другой стороны, снижение намагниченности насыщения, когда содержание ванадия превышает предел его твердой растворимости, связано с выпадением парамагнитной фазы  $\gamma_2$ . Парамагнитная фаза  $\gamma_2$  снижает намагниченность насыщения в результате эффекта разбавления. Минимизация загрязнения во время плавления путем использования исходных материалов высокой чистоты и контролируемой плавильной атмосферы (посредством сухой и влажной водородной обработки) приводит к улучшению магнитных свойств, чувствительных к структуре. Окончательный отжиг в магнитном поле

приводит к дальнейшему улучшению магнитных свойств сплава FeCo-V. Сплавы, приготовленные с использованием вышеописанных процедур, получили название пермендюр. Чувствительные к структуре магнитные свойства, такие как коэрцитивная сила тройных сплавов FeCo-V, зависят от размера зерна, размера осадка и его распределения, внутренних напряжений, состояния порядка, текстуры, наложенного внешнего напряжения и температуры испытания. В целом, ванадий уменьшает размер зерна FeCo и увеличивает коэрцитивную силу [37].

Коэрцитивная сила постоянного и переменного тока обратно пропорциональна размеру зерна. Линейная зависимость между коэрцитивной силой и  $1/D$  указывает на то, что границы зерен действуют как места закрепления для магнитных доменных стенок. Более высокая коэрцитивная сила неупорядоченных образцов объясняется меньшим размером зерна и более высокой магнитокристаллической анизотропией, связанной с неупорядоченным состоянием [48]. Внутренняя деформация, созданная в материале в результате фазового перехода  $\gamma$  в  $\alpha_2$ , способствует увеличению коэрцитивной силы. Изменение коэрцитивной силы с температурой хорошо коррелирует с изменением микроструктурных параметров, таких как размер зерна, степень восстановления, образование осадка  $\gamma_2$  с температурой отжига и их влияние на движение доменной стенки. Коэрцитивная сила как закаленного, так и обработанного в холодном состоянии сплава имеет максимум вблизи  $900^\circ\text{C}$ , где присутствуют равные количества  $\alpha$  и  $\alpha_2$  фаз. В сплаве, обработанном холодным способом, наблюдается дополнительный пик коэрцитивной силы вблизи  $600^\circ\text{C}$ , где происходит осаждение  $\gamma_2$ . Наличие текстуры в холоднокатаном состоянии приводит к магнитной анизотропии, анизотропия может быть уменьшена путем отжига при высоких температурах [49]. В дополнение к температуре отжига, скорость охлаждения после выбранной температуры отжига может влиять на коэрцитивную силу. Например, быстрое охлаждение приводит к высокой коэрцитивной силе в

результате, как мелкого размера зерна, так и неупорядоченного состояния материала. С другой стороны, в медленно охлаждаемом сплаве преципитаты  $\gamma_2$  уплотняют магнитные домены и увеличивают коэрцитивную силу. Охлаждение сплава при промежуточной скорости охлаждения приводит к низкой коэрцитивной силе из-за отсутствия преципитатов  $\gamma_2$  и упорядоченного состояния сплава. Наилучшие магнитные свойства достигаются при более высоких температурах отжига и промежуточных скоростях охлаждения [29].

#### **1.4.5 Тройные сплавы FeCo-V**

Несмотря на открытие в 1927 году стехиометрических сплавов FeCo с высокой индукцией и высокой проницаемостью, они были непривлекательны для коммерческого применения из-за их высокой стоимости, трудностей, связанных с переработкой в полосы, и присущего им низкого удельного электрического сопротивления. Обработка сплава в тонкие полосы необходима для минимизации потерь от вихревых токов, возникающих в приложениях переменного тока. Аналогично, увеличение удельного сопротивления сплава помогает еще больше минимизировать потери на вихревые токи. В 1932 году Уайт и Уол обнаружили, что добавление ванадия уменьшает плохую пластичность и низкое удельное сопротивление стехиометрического FeCo [14]. Было обнаружено, что тройные сплавы FeCoV в неупорядоченном состоянии поддаются холодной обработке до 90%. На основе FeCo-2V было разработано несколько коммерчески важных магнитомягких сплавов. Количество ванадия, добавляемого в сплав, ограничено до уровня ниже 3% для сохранения хороших магнитомягких свойств. При низких температурах твердая растворимость ванадия в FeCo составляет менее 2%. Несмотря на обширные исследования сплавов FeCoV, местоположение атомов ванадия в FeCo не совсем понятно. Мессбауэровские спектроскопические исследования, размеры и соображения электроотрицательности позволяют предположить, что атомы ванадия

занимают подрешетку Fe. Однако, объединив методы рентгеновской и нейтронной дифракции, предположили, что атомы ванадия занимают подрешетку Co. Отметив, что замещение атомов ванадия на атомы Co энергетически благоприятно с точки зрения магнитного взаимодействия. Знание о внедрении ванадия важно, для понимания и контроля свойств, сплавов FeCo и имеет решающее значение для проектирования сплавов [28].

### **1.5 Изготовление пакета пластин из сплава 49К2ФА для магнитострикционного преобразователя.**

Этапы работы.

1. Нарезка ленты из сплава 49К2ФА на пластины.
2. Сборка нарезанных пластин в оснастку под электроэрозионную резку.
3. Электроэрозионная резка.
4. Сборка пластин в пакеты.
5. Вакуумный отжиг.
6. Пайка
7. Пропитка
8. Нанесение обмотки

Лента сплава 49К2ФА поставляется с производства в рулонах. Размер 0,2x60 мм. На первом этапе происходит нарезка пластин из ленты данного сплава поставленного с производства. При помощи ножа по металлу и линейки происходит измерение нужного размера и отметка с помощью карандаша по металлу для, нарезки нужного количества пластин.



Рисунок 1.19 - Нарезка пластин.



Рисунок 1. 20 - Часть листа из магнитострикционного сплава

В данном случае необходимо нарезать 100 пластин, для изготовления 3 пакетов для преобразователя. Далее происходит очистка нарезанных пластин, с помощью ацетона. Это нужно чтобы не допустить на поверхности остатка защитного слоя который наносится при производстве ленты.

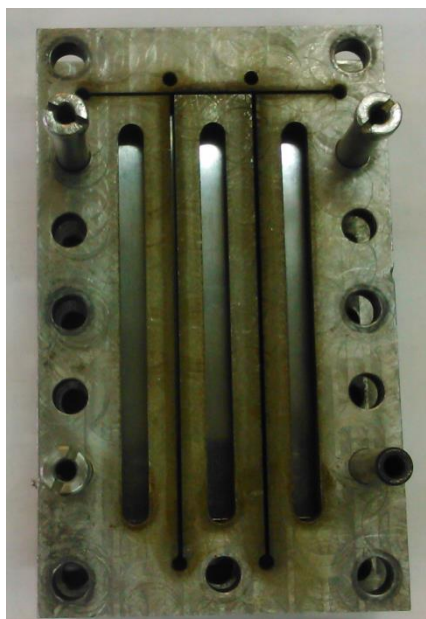


Рисунок 1.21 - Оснастка с пластинами под электроэрозионную резку



Рисунок 1.22 - Пластина сплава 49К2ФА, изготовленная при помощи электроэрозионной резки

Затем необходимо заготовленное количество пластин поместить в оснастку для электроэрозионной резки. Нужное количество пластин собираются в специальную оснастку в данном случае 100 пластин, пакет нужно собрать так чтобы вылет за торец оснастки был  $5\text{мм}+1\text{мм}$ , для последующей шлифовки. Далее происходит шлифовка для выравнивания основания пакета. После шлифовки происходит электроэрозионная резка.

Оснастка с пластинами помещается в специальную емкость для резки при помощи молибденовой проволоки. После электроэрозионной резки готовые пластины собираются в специальное зажимное устройство для последующей термообработки. Основным видом термообработки, которым подвергают данные сплавы, является вакуумный отжиг.

#### Режим вакуумного отжига

- вакуум с остаточным давлением не выше  $10^{-3}$  мм рт. ст.
- плавный нагрев до температуры (820-840)°С со скоростью не более 500°С в час.
- выдержка при температуре (820-840)°С 5 часов.
- охлаждение до 400°С со скоростью не более 100°С в час, далее произвольно под вакуумом до температуры менее 150°С.

#### Режим пароксидирования пластин

- плавный нагрев до температуры (540-570)°С со скоростью не более 500°С в час.
- выдержка при температуре (540-570)°С с подачей водяного пара – 5 часов
- охлаждение вместе с печью до температуры менее 150°С

Вакуумный отжиг является важным этапом подготовки и восстановлению магнитных параметров сплава, защищает поверхность от окисления, ведет к устранению различных газов, которые растворены в общем объеме образца. Готовые пластины загружаются в специальную печь, далее внутри откачивается воздух. После выбирается оптимальная для данного исследования температура. После термической обработки уменьшаются напряжения в кристаллической решетке, процесс гомогенизации, улучшаются размеры зерен и исчезает наклеп на поверхности сплава, связанный с предыдущим механическим воздействием на сплав, например электроэрозионная резка или шлифование неровностей.



Рисунок 1. 23 - Пакет пластин после рекристаллизационного отжига

Важнейшим значением при вакуумном отжиге, считается время выдержки при заданной температуре, процесс восстановления структуры требует длительного времени, он оказывает ключевое воздействие на магнитные свойства. Лучшее время выдержки считается 5-6 ч. Финальным фактором формирования свойств и структуры сплава является скорость охлаждения, поэтапное охлаждение с постоянной скоростью. Вакуумным отжигом удастся не только восстанавливать различные магнитные свойства путем снижения плотности внутренней структуры, но и выравнивать форму зерен, улучшать химический состав, что приводит к улучшению магнитных свойств.

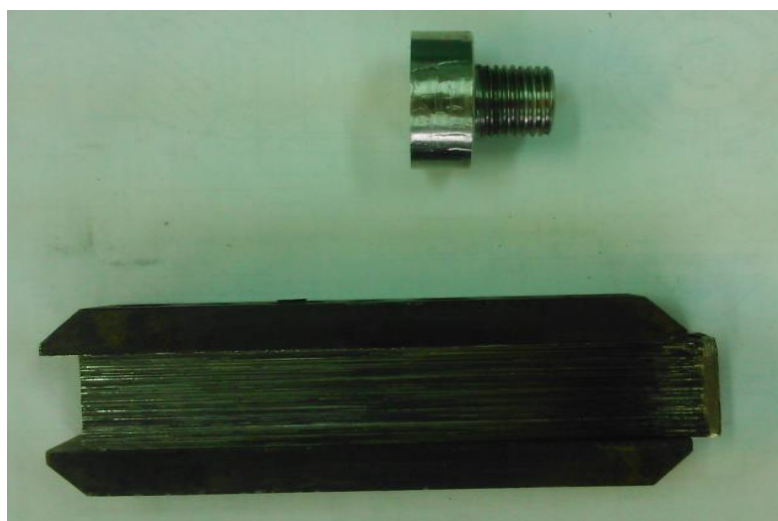


Рисунок 1.24 - Пакет с переходником перед пайкой



После термической обработки готовый пакет необходимо соединить с переходником, для этого проводится газовая пайка. Переходник устанавливается в зажим, поверхность посыпается флюсом и пакет пластин помещается на переходник и происходит нагрев до 600°C. Далее происходит остывание на воздухе.



Рисунок 1. 25 - Пакет пластин после пайки

Ключевое значение представляет жесткость пакета пластин, которая уменьшает потери, вызванными колебаниями пластин в пакете. Для того чтобы увеличить жесткость и скрепить пластины друг с другом необходима пропитка. После пайки, пакет пластин помещается в емкость с эмалью ГФ92-ГС на 1 час под вакуум -0,1 МПа.

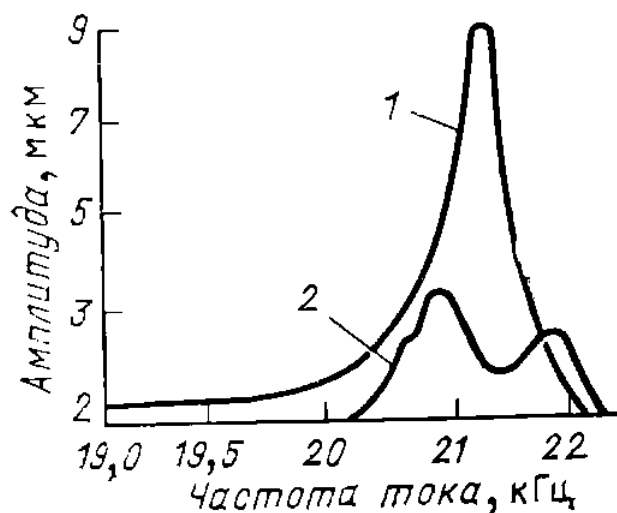


Рисунок 1.26 – Амплитудная зависимость смещения торцов пакета пластин от частоты тока. 1 - Пропитанный эмалью. 2 - Не пропитанный эмалью



Рисунок 1.27 – Готовый пакет пластин.

На завершающем этапе на готовый пакет устанавливаются фторопластовые щечки, и наносится обмотка, используя кабель МГТФ 0,75.

## 2 Материалы и методы исследования.

### 2.1 Исследуемый материал и образцы.

В данной работе исследовали сплав 49К2ФА – пермендюр, химический состав которого приведен в таблице 2.1.

Таблица 2.1 – Химический состав сплава 49К2ФА (Пермендюр)

	<b>Fe</b>	<b>Co</b>	<b>V</b>	<b>C</b>	<b>Si</b>	<b>Mn</b>	<b>Ni</b>	<b>S</b>	<b>P</b>
<b>49К2ФА</b>	<b>47.2 -</b>	<b>48-50</b>	<b>1.7 -</b>	<b>до</b>	<b>до</b>	<b>до 0.3</b>	<b>до 0.3</b>	<b>до</b>	<b>до</b>
	<b>50.3</b>		<b>2.0</b>	<b>0.03</b>	<b>0.15</b>			<b>0.01</b>	<b>0.01</b>

Образцами для исследования являлись пластины магнитострикционного преобразователя толщиной 0,2мм – рис.2.1



Рисунок 2.1 – Общий вид пластины магнитострикционного преобразователя.

Пластины из сплава 49К2ФА для ультразвукового магнитного преобразователя (см.р. 1.5) изготавливались последовательно ниже, указанных технологических операций:

1. Нарезка ленты из сплава 49К2ФА на пластины.
2. Сборка нарезанных пластин в оснастку под электроэрозионную резку.
3. Электроэрозионная резка.
4. Сборка пластин в пакеты.
5. Вакуумный отжиг.
6. Пайка
7. Пропитка
8. Нанесение обмотки

Образцы были исследованы в 5 состояниях.

Образец 1. После электроэрозийной обработки - состояние поставки.

Образец 2. После термообработки: рекристаллизационный вакуумный отжиг при температуре 820-840°C и медленное охлаждения.

Образец 3. После отжига, пароксидирования и пайки. (Отжиг 820-840°C, пароксидирование 550-570°C, пайка 600°C)

Образец 4. После длительной эксплуатации. (Время эксплуатации 2000 ч)

Образец 5. После повторной перепайки.

## 2.2 Метод микроскопического анализа.

Исследования микроструктуры пластин сплава 49К2ФА проводились на специально заготовленных травленых шлифах с помощью электронного микроскопа Olympus GX 51. Увеличение x500. Для травления использовался (1:1) раствор уксусной и азотной кислоты.



Рисунок 2.2. – Инвертированный микроскоп фирмы Olympus gx 51

Проводили качественный и количественный микроскопический анализ. Размер зерна сплава определяли с помощью программы “AxioVision”.

На рисунке 2.3. показана область А-Б, из которой вырезали образцы для исследования микроструктуры.

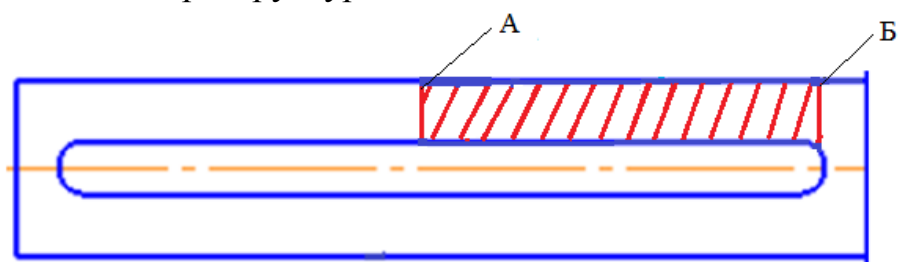


Рисунок 2.3 – Схематическое изображение пластины с указанием области исследования микроструктуры (отмечена красным)

### 2.3 Метод измерения микротвердости.

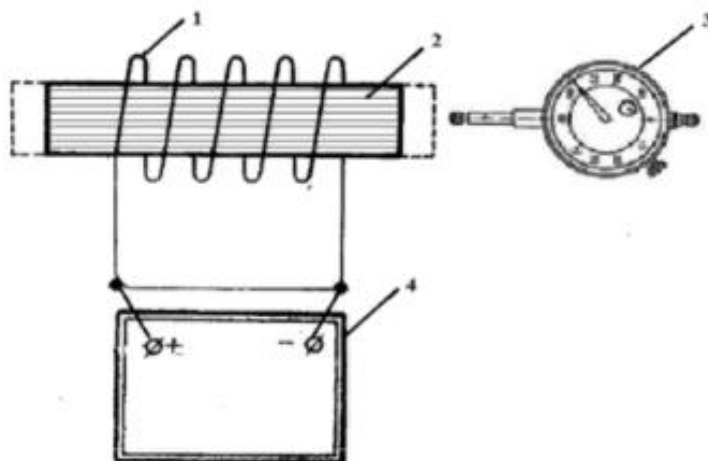
Твердость образцов из сплава 49К2ФА определяли при помощи микротвердометра « karl frank 75 ». Испытания на твердость проводили при нагрузке 0.5кг и выдержке 10 секунд.



Рисунок 2.3 - Микротвердометр фирмы Karl Frank 75.

## 2.4 Метод измерения величины магнитострикции.

Величину магнитострикционного эффекта пакетов измеряли при помощи установки, схема которой приведена на рисунке 2.4.



1 - катушка, 2 - магнитострикционный пакет, 3 - индикатор часового типа с ценой деления (0,001 мм), 4 - источник постоянного тока.

Рисунок 2.4 – Схема установки для измерения магнитострикции.

Для оценки магнитострикции преобразователя, выражаемой в величине изменения линейного размера преобразователя, использовали источник постоянного тока, к которому подключали обмотку магнитострикционного преобразователя. Величину тока на источнике варьировали от 1 до 10 А с шагом в 1 А. Величину изменения линейного размера преобразователя фиксировали с помощью индикатора часового типа с ценой деления 0,001 мм. Методика эксперимента заключалась в следующем: на источнике постоянного тока устанавливали определенную величину силы тока, например, 1А, подавали ток на обмотку магнитострикционного преобразователя и с помощью индикатора фиксировали величину смещения в мкм. Далее на источнике тока выставляли следующее значение тока 2 А (шаг 1 А) и также фиксировали величину изменения линейного размера пакета. Принцип действия индикатора заключается в преобразовании

продольно поступательного движения измерительного стержня во вращении стрелки, она совершает несколько оборотов и их количество отображается на малом циферблате, что существенно увеличивает диапазон измерения. Цена деления составляет 0,001мм, это дает высокую точность измерения.

### 3 Результаты исследования и анализ экспериментальных данных.

#### 3.1. Результаты исследования образцов на твердость.

Исследование на твердость проводилось в трех различных местах, в середине пластины, в зоне близкой к пайке, и в зоне непосредственно рядом с пайкой (рис.3.1). Проводилось по одному измерению в каждой зоне. Результаты испытаний представлены в виде таблицы 3.1.



Рисунок 3.1 - Схематическое изображение пластины образца с указанием зон нагружения при испытаниях на твердость. Зона нагрузки отмечена красным квадратом.

Таблица 3.1 - Твердость образцов из сплава 49К2ФА.

Образец	Твердость HV 0.5			Ср. значение
	Зона 1	Зона 2	Зона 3	
1	420	402	404	408
2	258	234	226	239
3	266	249	226	247
4	219	226	226	224
5	291	219	234	248

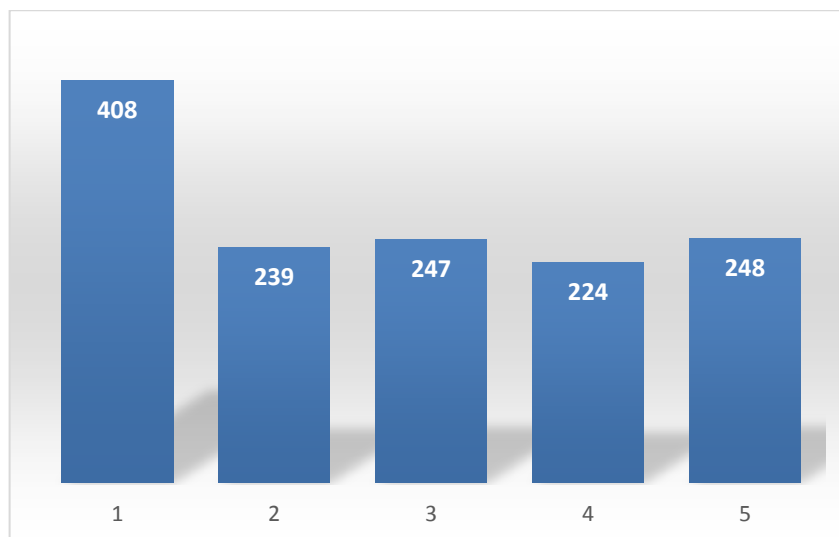


Рисунок 3.2.— Диаграмма распределения величины твердости образцов с различной обработкой.

По результатам исследования наблюдаем максимальную твердость у образца под номером 1, что и следовало ожидать, так как сплав находится в состоянии наклепа после механической обработки. Величина твердости близка к данным производителя.

После вакуумного отжига твердость уменьшается в 1,6 раза (образец 2).

Несмотря на то, что отжиг способствует упорядочению твердого раствора, как основной структурной составляющей сплава, твердость уменьшается по причине возврата сплава в равновесное состояние. То есть деформационное упрочнение снимается в результате рекристаллизационных процессов. Температура рекристаллизации сплава пермендюр составляет  $T_p = 0,5 \div 0,6 T_{пл} = 0,55 \cdot 1427 = 785^{\circ}\text{C}$

Отожженный образец (№3) после оксидирования и пайки показывает увеличение твердости, хотя и незначительное, в среднем на 8 единиц HV. Причем максимальное увеличение твердости наблюдается в зоне 2:  $\Delta HV = 15$ .

Образец 4 после эксплуатации в 2000 часов, имеет наименьшую твердость – 224 HV, по сравнению с отожженным состоянием – это на 15 единиц меньше. А по сравнению с паянным образцом на 23 единицы меньше. Изменение твердости, как и других свойств, есть результат изменений в



структуре сплава. Ожидаемо, что характеристики магнитострикционных свойств, сплава так же изменятся не в лучшую сторону. Установление причин изменения свойств, сплава после эксплуатации возможно только через дополнительные исследования микроструктуры, субмикроструктуры и степени упорядочения сплава.

Образец 5 после повторной перепайки показывает увеличение твердости почти до значений отожженного состояния. Этот факт можно рассматривать как восстановление структуры и свойств материала, что является хорошим показателем для дальнейшей эксплуатации. Однако требуются дополнительные исследования, подтверждающие выше названное предположение.

### **3.2 Результаты исследование микроструктуры и их анализ.**

В состоянии поставки сплав имеет структуру, характерную для холоднодеформированных сплавов, зерна сильно вытянутые вдоль течения металла. рис. 3.3.



Рисунок 3.3 – Микроструктура сплава 49К2ФА после электроэрозионной резки (состояние поставки)

Внешний осмотр образца и микроскопический анализ структуры показал отсутствие, каких либо дефектов или других механических повреждений на поверхности. Это означает, что в процессе производства лент не были допущены ошибки, что является положительным стимулом для дальнейшего изучения микроструктуры сплава.

На рисунке 3.4 представлена микроструктура сплава 49К2ФА после вакуумного отжига при температуре 820-840<sup>0</sup> С. Охлаждение сплава после выдержки проводили медленно, со скоростью не более 100<sup>0</sup>С в час. Рекристаллизационные процессы, протекающие в сплаве при данной температуре, обеспечивают формирование равноосного зерна, снимают остаточные напряжения, уменьшают плотность дефектов кристаллического строения, уменьшают анизотропию. При отжиге следует остерегаться высоких скоростей нагрева, способствующих появлению термических напряжений, и как следствие, образованию трещин в поверхностных слоях

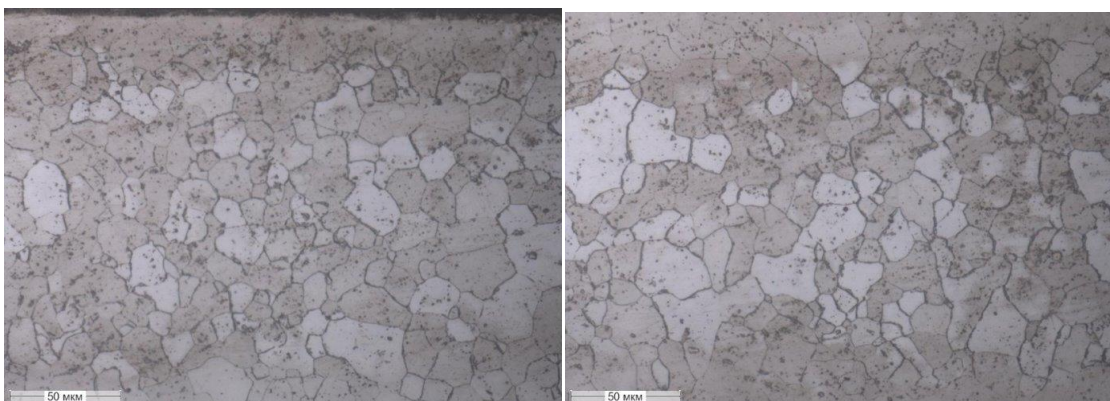


Рисунок 3.4 – Микроструктура сплава после рекристаллизационного отжига.

Вакуумный отжиг предназначен еще и для достижения упорядочения твердого раствора замещения Fe-Co, которое протекает при охлаждении из неупорядоченного состояния в высокотемпературной области (см. рис 3.5.). И упорядочение сплава и рекристаллизация способствуют облегченному смещению доменных границ и повышению показателей магнитных и стрикционных свойств сплава. Средний размер зерна составил 22 мкм (см. табл. 3.2).

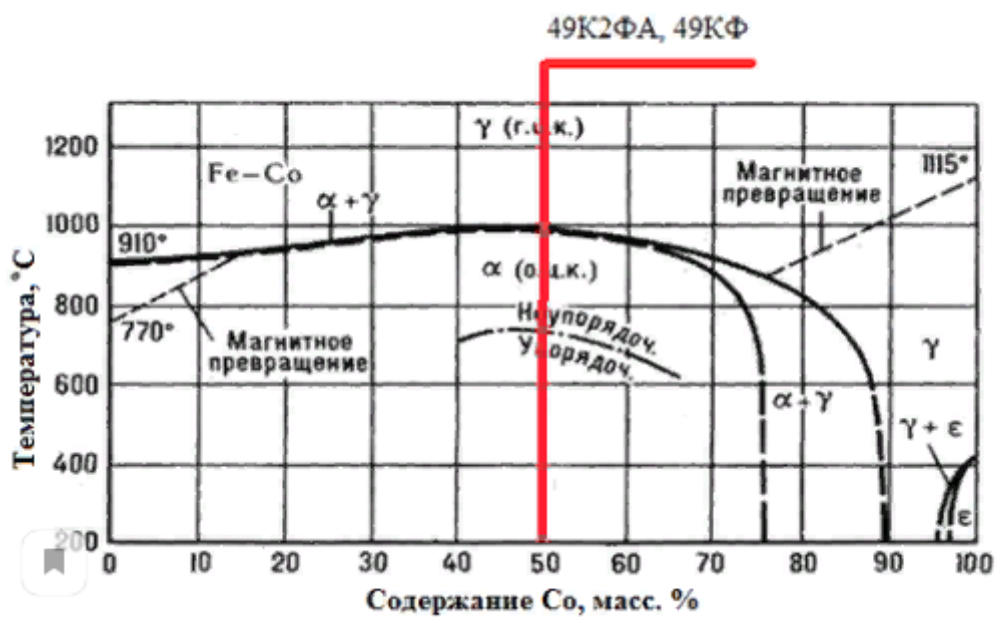


Рис.3.5 Диаграмма равновесных состояний системы Fe-Co.

Результаты по исследованию размера зерна образцов, представлены в таблице 3.2

Таблица 3.2 - Средний размер зерна ( $d_{cp}$ ) образцов

Образец	$d_{cp}$ , мкм
1	-
2	22
3	19
4	25
5	27

Исследование микроструктуры отожженного образца после оксидирования и пайки (рис. 3.6) показало, что размер зерна уменьшился, среднее значение составляет 19 мкм.

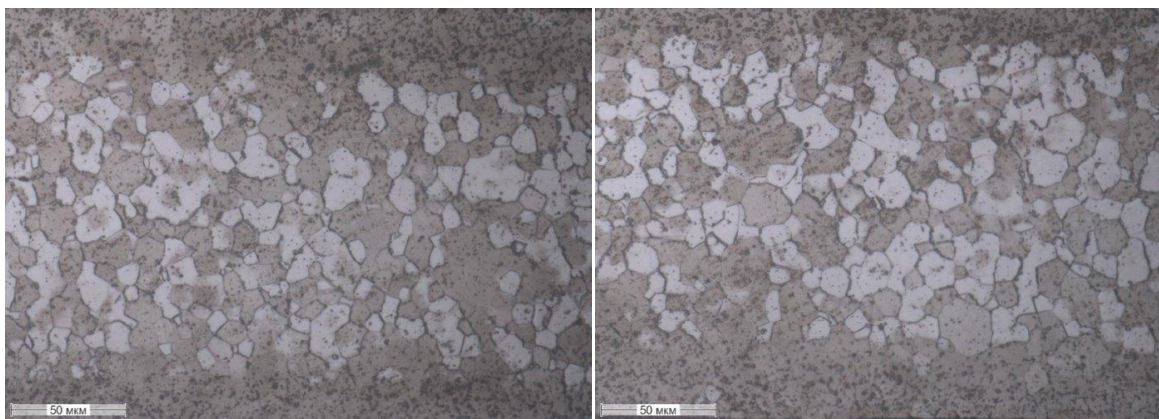


Рисунок 3.6 - Микроструктура сплава после отжига оксидирования и пайки.

Исследование микроструктуры образца после эксплуатации (рис. 3.7) показало, что размер зерна увеличился, среднее значение составляет 25 мкм. Наблюдаются небольшие бороздки на поверхности образца, что незначительно снижает магнитные показатели.

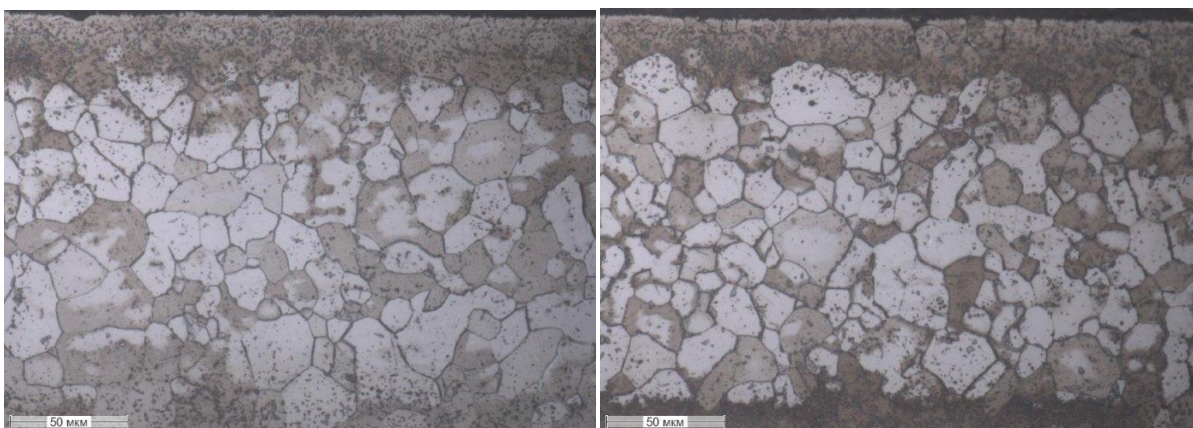
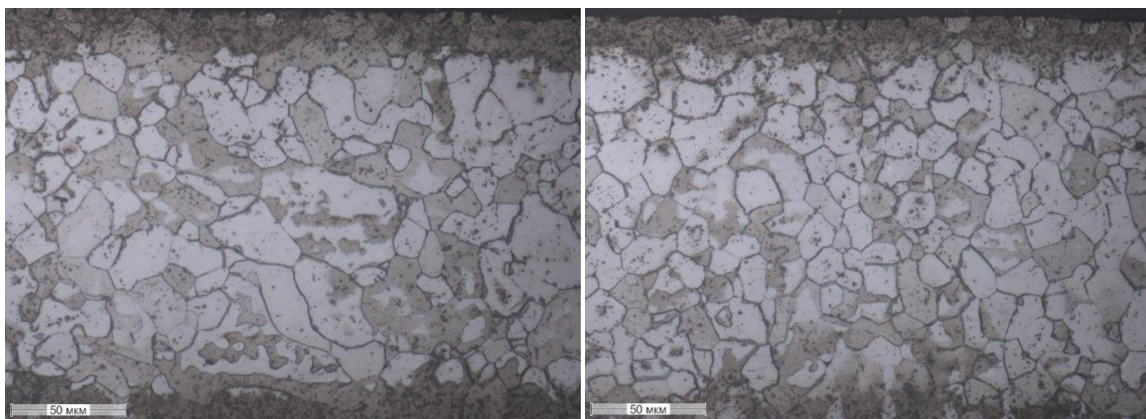


Рисунок 3.7 - Микроструктура сплава после эксплуатации

Исследование микроструктуры образца после перепайки (рис. 3.8) показало, что размер зерна увеличился, среднее значение составляет 27 мкм. Наблюдаются небольшие бороздки на поверхности образца, что незначительно снижает магнитные показатели.





(А)

(Б)

Рисунок 3.8 Микроструктура сплава после перепайки.

### **3.4. Результаты исследования влияния технологических параметров рекристаллизационного отжига на магнитострикцию.**

Проведено исследование величины магнитострикции для трех пакетов, подвергнутых отжигу по различным режимам.

1) Режим рекристаллизационного отжига пластин пакета №1

а) плавный нагрев до 820 - 840°C со скоростью не более 450°C в час;

б) выдержка при температуре 820 - 840°C 3 часа;

в) охлаждение до 400°C со скоростью не более 100 °C в час, далее произвольно под вакуумом до температуры менее 150 °C.

2) Режим пароксидирования пластин пакета №1

а) плавный нагрев до температуры (540-570)°C со скоростью не более 500°C в час.

б) выдержка при температуре (540-570)°C с подачей водяного пара – 4 часа

в) охлаждение вместе с печью до температуры менее 150°C;

1) Режим рекристаллизационного отжига пластин пакета №2

- а) плавный нагрев до 820-840 °С со скоростью не более 400 °С в час;
- б) выдержка при температуре 820-840 °С 4 часа;
- в) охлаждение до 400°С со скоростью не более 100 °С в час, далее произвольно под вакуумом до температуры менее 150 °С.

2) Режим пароксидирования пластин пакета №2

- а) плавный нагрев до температуры (540-570)°С со скоростью не более 500°С в час.
- б) выдержка при температуре (540-570)°С с подачей водяного пара – 4 часа
- в) охлаждение вместе с печью до температуры менее 150°С;

1) Режим рекристаллизационного отжига пластин пакета №3

- а) плавный нагрев до 820-840 °С со скоростью не более 400°С в час;
- б) выдержка при температуре 820-840 °С 5 часов;
- в) охлаждение до 400°С со скоростью не более 100°С в час, далее произвольно под вакуумом до температуры менее 150°С.

2) Режим пароксидирования пластин пакета №3

- а) плавный нагрев до температуры (540-570)°С со скоростью не более 500°С в час.
- б) выдержка при температуре (540-570)°С с подачей водяного пара – 4 часа
- в) охлаждение вместе с печью до температуры менее 150°С;

Экспериментальные данные измерений представлены на графике зависимости линейных размеров пакета в результате магнитострикционных явлений от величины подмагничивающего тока – рисунок 3.13. Кривая магнитострикции пакета №1 обозначена синим цветом, кривая магнитострикции пакета №2 показана красным цветом, кривая магнитострикции пакета №3 показана зеленым цветом.

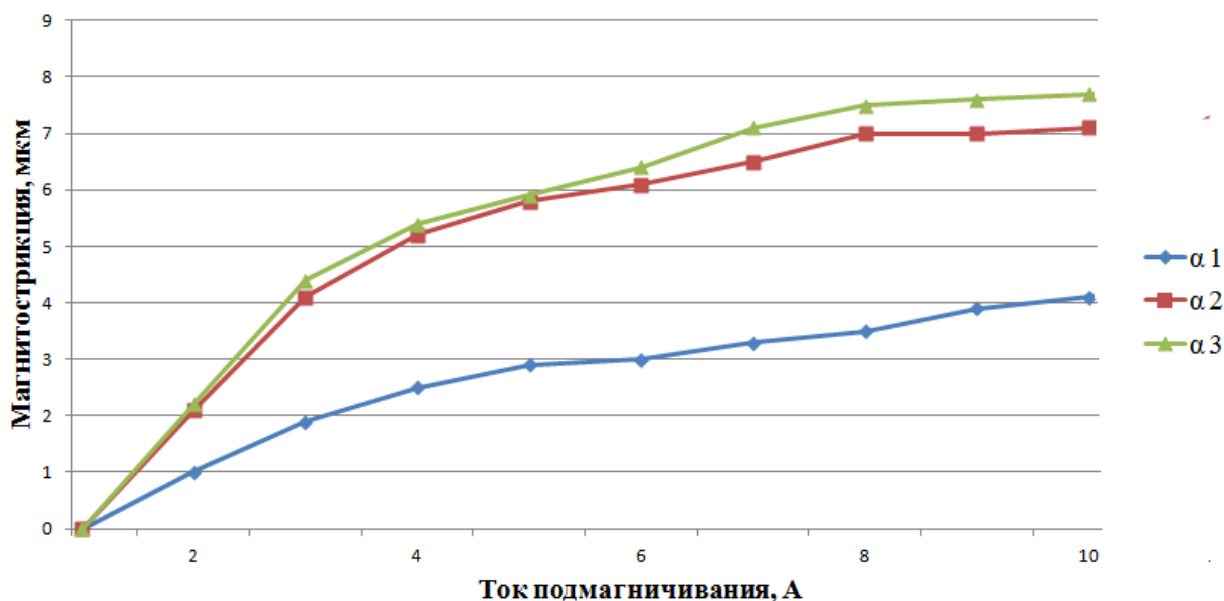


Рисунок 3.9 – График зависимости магнитострикции от тока для трех пакетов, обработанных по различным режимам отжига.

Таблица 3.3 - Зависимость магнитострикции от тока, трех пакетов с разным временем выдержки при отжиге.

Ток (А)	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
П.1 (М)	1	1,9	2,5	2,9	3,0	3,4	3,5	3,9	4,0	4,1
П.2 (М)	2,1	4,1	5,2	5,8	6,1	6,5	7	7	7,1	7,1
П.3 (М)	2,2	4,4	5,4	5,9	6,4	7,1	7,5	7,5	7,7	7,8

Согласно результатам эксперимента, выдержка при отжиге в течении 3 4 часов недостаточна для достижения требуемых показателей

магнитострикции. Максимальное смещение образца, а значит и максимальное проявление магнитострикционного эффекта, наблюдали для пакета, выдержанного при температуре отжига в течении 5 часов.

В источниках указано, что отжиг с плавным нагревом до температуры 820-840°C со скоростью не более 400°C в час, и выдержкой при температуре 820-840 С от 3 до 5 часов является наилучшим способом для термообработки сплава 49К2ФА. Путем проведения эксперимента на влияние технологических параметров рекристаллизационного отжига на магнитострикцию, было доказано, что наилучшими показателями магнитострикционными показателями (магнитострикция смещения 7,8 мкм) обладает пакет №3, время выдержки которого составляло 5 часов.

### **3.5. Результаты исследования влияния эксплуатации и перепайки на магнитострикцию.**

Проведено исследование величины магнитострикции для пакета после 2000 часов эксплуатации, и последующей перепайки этого пакета.

Был исследован пакет пластин, после эксплуатации в 2000 часов при температуре в 70°C, и рабочей частоте 24 кГц, а также после перепайки.

Образец 1 - эксплуатация 2000 ч, Образец 2 – эксплуатация 2000 ч., с последующей перепайкой.

Исследования проводились с целью изучить, как изменились магнитострикционные свойства после эксплуатации, а также понять, как на эти свойства повлияет перепайка.

Пакет размерами 110x20x20 собран из пластин, изготовленных из железокобальтового сплава 49К2ФА (пермендюр).



Пакет №1. После рекристаллизационного отжига, парооксидирования и пайки. Эксплуатация 2000 часов при температуре 70 °С.

1) Режим рекристаллизационного отжига пластин пакета №1

а) плавный нагрев до 820 - 840 °С со скоростью не более 450 °С в час;

б) выдержка при температуре 820 - 840 °С 5 часов;

в) охлаждение до 400 °С со скоростью не более 100 °С в час, далее произвольно под вакуумом до температуры менее 150 °С.

2) Режим парооксидирования пластин пакета №1

а) плавный нагрев до температуры (540-570) °С со скоростью не более 500 °С в час.

б) выдержка при температуре (540-570) °С с подачей водяного пара – 4 часа

в) охлаждение вместе с печью до температуры менее 150 °С;

Пакет № 2. После эксплуатации 2000 ч. и перепайки.

Повторная пайка при температуре 600 °С с флюсом, далее охлаждение на воздухе. После происходит пропитка пакета эмалью ГФ92-ГС, 1 час под вакуумом -0,1 МПа.

Экспериментальные данные измерений представлены на графике где:

Кривая магнитострикции пакета №1 обозначена синим цветом, кривая магнитострикции пакета №2 показана красным цветом.

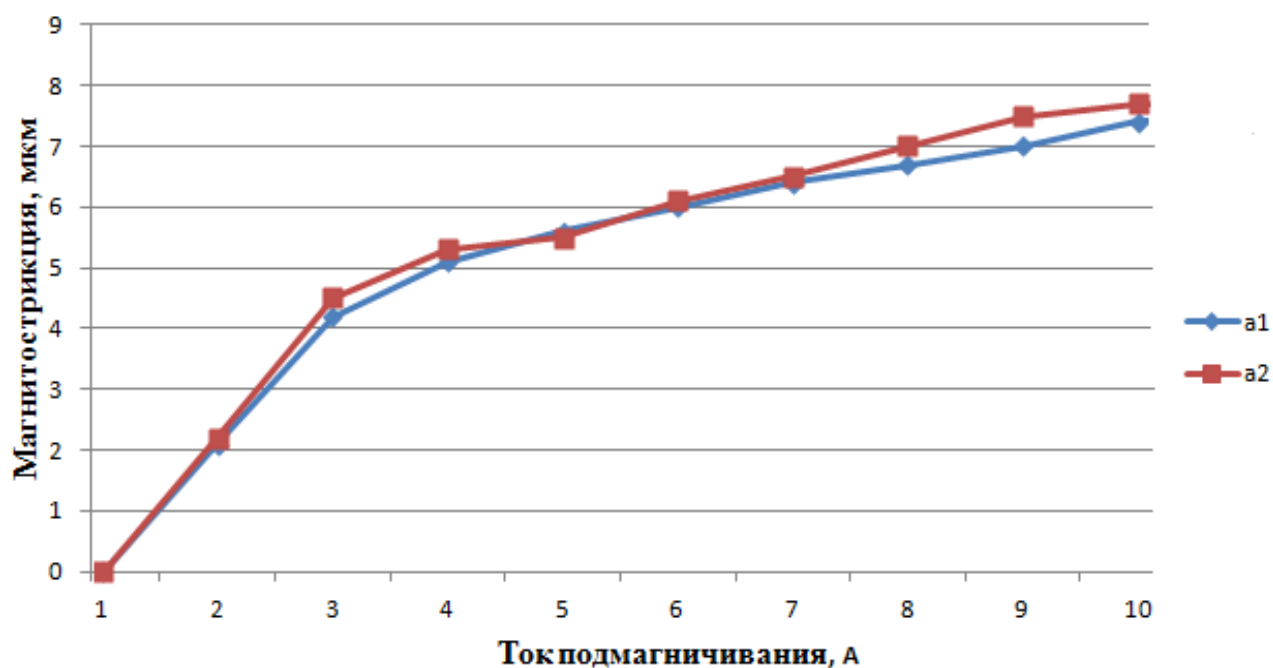


Рисунок 3.10 - График зависимости магнитострикции от тока для двух пакетов.

Таблица 3.4 - Зависимость магнитострикции от тока

Ток (А)	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
П.1 (М)	2,1	4,2	5,1	5,6	6	6,4	6,7	7	7,1	7,4
П.2 (М)	2,2	4,5	5,3	5,5	6,1	6,5	7	7,5	7,6	7,6

По результатам наблюдаем, что у пакета №2 после перепайки повышаются магнитные показатели, это может быть связано с повторным нагревом пакета до 600°C, тем самым происходит выравнивание структуры и упорядочение сплава. Повторная пропитка эмалью, является важным этапом производства, поскольку во время эксплуатации происходит частичное разрушение эмали со временем, которая придает жесткость всему пакету, тем самым происходит значительное снижение потерь. Проведенные исследования указывают на то, что пакет №3 после повторной перепайки имеет возможность на дальнейшую эксплуатацию. Что является хорошим производственным и экономическим показателем.

## Заключение

1. После термической обработки сплава наблюдается формирование равноосного зерна, снимаются остаточные напряжения, уменьшается плотность дефектов кристаллического строения. Достигается упорядочение твердого раствора FeCo, которое протекает при охлаждении из неупорядоченного состояния в высокотемпературной области.

2. После отжига оксидирования и пайки происходит небольшое уменьшение размеров зерен по сравнению с термообработанным образцом, что сопровождается повышением твердости.

3. После эксплуатации в 2000 часов происходит укрупнение зерен и наблюдаются небольшие бороздки на поверхности, соответственно снижается твердость. Магнитострикционные показатели имеют значения (магнитострикция смещения 7,4 мкм).

4. После повторной перепайки происходит повышение твердости, так же как и у образца, после отжига оксидирования и пайки, и зерна немного увеличиваются. Улучшаются магнитострикционные показатели (магнитострикция смещения 7,6 мкм).

5. После сравнения величины магнитострикции трех пакетов, у образца время выдержки которого составляло 5 часов при температуре 820-840 С, происходит смещение магнитострикции лучше чем у образцов время, которых составило 3 и 4 часа.

### Список использованных источников

1. Создание приборов: В 2-х кн. /Под ред. В.Кразе; Пер. с нем. В.Н.Пальянова; Под ред. О.Ф.Тищенко. — М.: Машиностроение;
2. Лукьянец В. А. Физические эффекты в машиностроении. - М.: Машиностроение. 2004;
3. Ультразвуковая очистка прецизионных деталей м машиностроение Панов А.П. 1984;
4. Bradburg E.M. Magnetostrictive Delay Line// Electrical Communikation.- V.28. - March, 2007;
5. ГОСТ 10160-75 Сплавы прецезионные магнитомягкие. Технические условия. – М. Изд. стандартов, 2005 - 50с;
6. Ультразвуковые преобразователи, Е. Кикучи, 1972;
7. Динамическая модель полной погрешности магнитострикционных преобразователей параметров движения/ Надеев А.И. 2001,
8. Физическая акустика, под ред. У. Мэзона, пер. с англ., т. 1, ч. А, М., 1966;
9. Голямина И. П., Магнитоетриксционные излучатели из ферритов, в кн.: Физика и техника мощного ультразвука, кн. 1 - Источники мощного ультразвука, 2001;
10. Абрамов Г.Н. Разработка методов и средств цифрового измерения амплитудно временных параметров одиночных и редкоповторяющихся импульсных сигналов, 2008. 252с;
11. Анашкин А.С., Кадыров Э.Д., Харазов В.Г. Техническое и программное обеспечение распределенной системой управления. С/Пб.: Иван Федоров, 2004. 367 с;
12. Handbook of Magnetic Materials, Volume 14 1st Edition Authors: K.H.J. Buschow Imprint: North Holland Published Date: 20th September 2002 Page Count: 434;
13. Казанцев В.Ф. Расчет ультразвуковых преобразователей для технологических установок. — М., Машиностроение, 2007;

14. Голямина И. П., Магнитоотрицательные излучатели из ферритов, в кн.: Физика и техника мощного ультразвука, кн. 1 - Источники мощного ультразвука, 2005.
15. Gibbs, M. R. J. *Modern Trends in Magnetostriction Study and Application*. Springer Science and Business Media, B.V. 2000.
16. Пасынков, В.В. Материалы электронной техники : учеб. Для студ. вузов по спец. электронной техники/ В.В. Пасынков, В.С. Сорокин. – 3-е изд. – СПб.: Лань 2001.-367 с.
17. Агранат, Б.А. Основы физики и техники ультразвука / Б.А. Агранат [и др.]. – М.: Высшая школа, 1987.
18. Thuanboon, Swieng. *Magnetic, Magnetostrictive, and Elastic Behaviors of Fe-Binary Alloys*. Utah: ProQuest LLC., 2008. Print.
19. Myers, H. P., *Introductory Solid State Physics*, 2nd. Ed., Taylor & Francis, 1997.
20. Шутилов В.А. Основы физики ультразвука / В.А. Шутилов. – Л.: Изд-во Ленинградского университета, 1980.
21. К.П. Белов. Магнитные превращения. М.: Государственное Издательство Физико-Математической Литературы, 1959.
22. J.H. Liu, C.B. Jiang, H.B. Xu // Giant magnetostrictive materials / Sci. China, Ser. E: Technol. Sci. Vol. 55. – 2012. – P. 1319.
23. M. Laver, C. Mudivarthi, J.R. Cullen, A. B. Flatau, W.-C. Chen, S. M. Watson, M. Wuttig // Magnetostriction and magnetic heterogeneities in iron-gallium / Phys. Rev. Lett. – 2010. – Vol. 105. – P. 027202.
24. Y. N. Zhang, R. Q. Wu // Large magnetostriction in Fe-based alloys predicted by density functional theory / Phys. Rev. B. – 2010. – Vol. 82. – P. 224415.
25. C. Yuan, J. Li, W. Zhang, X. Bao, X. Gao // Sharp Goss orientation and large magnetostriction in the rolled columnar-grained Fe–Ga alloys / Journal of Magnetism and Magnetic Materials. – 2015. – V. 374. – P. 459-462.

26. Y. He, Y. Han, P. Stamenov, B. Kundys, J.M.D. Coey, C. Jiang, X. Huibin // Investigating non-Joulian magnetostriction / Nature. – 2018. – V. 556. – E5–E7.
27. H. D. Chopra, M. Wutting // Non-Joulian magnetostriction / Nature. – 2015. – V. 521 – P. 340–343.
28. S.-M. Na, J.-J. Park, S. Lee, S.-Y. Jeong, A.B. Flatau // Magnetic and structural anisotropic properties of magnetostrictive Fe flake particles and their epoxy-bonded composites / Mater. Lett. –2018. – Vol. 213. P. 326-330.
29. P. G. Evans, M. J. Dapino // Measurement and modeling of magnetic hysteresis under field and stress application in iron-gallium alloys / J. Magn. Mater. – 2013. – Vol. 330. – P. 37–48.
30. A.E. Clark, M. Wun-Fogle, J.B. Restorff, T.A. Lograsso, A.R. Ross, D.L. Schlagel // Magnetostrictive Gallenol/Alfenol Single Crystal Alloys Under Large Compressive Stresses / Proceedings of the 7th International Conference on New Actuators, Ed. H. Borgmann, Messe Bremen GmbH, Bremen, Germany. – 2000. – P. 111.
31. T.V. Jayaraman, N. Srisukhumbowornchai, S. Guruswamy, M.L. Free // Corrosion studies of single crystals of iron–gallium alloys in aqueous environments / Corros. Sci. – 2007. – Vol. 49. – P. 4015-4027.
32. O. Kubaschewski. Iron-Binary Phase Diagrams. – Springer-Verlag Berlin Heidelberg GmbH. 1985
33. J.P. Joule // On the effects of magnetism upon the dimensions of iron and steel bars / Phil. Mag. – 1847. – Vol. 30. – P. 76-87.
34. Y. He, C. Jiang, W. Wu, B. Wang, H. Duan, H. Wang, T. Zhang, J. Wang, J. Liu, Z. Zhang, P. Stamenov, J.M.D. Coey, H. Xu // Giant heterogeneous magnetostriction in Fe-Ga alloys: Effect of trace element doping / Acta Materialia. – 2016. – Vol. 109. – P. 177-186.
35. M.P. Ruffoni, P. Pascarelli, R. Grössinger, R.S. Turtelli, C. Bormio-Nunes, R.F. Pettifer // Direct Measurement of Intrinsic Atomic Scale Magnetostriction / Phys. Rev. Lett. – 2008. – Vol. 101. – P. 14

36. R.C. Hall // Single Crystal Anisotropy and Magnetostriction Constants of Several Ferromagnetic Materials Including Alloys of NiFe, SiFe, AlFe, CoNi, and CoFe / J Appl Phys. – 1959. – Vol. 30. №6. – P. 816-819.
37. R.C. Hall // Single-Crystal Magnetic Anisotropy and Magnetostriction Studies in Iron-Base Alloys / J Appl. Phys. – 1960. – Vol. 31. – P. 1037-1038.
38. P. Mungsantisuk, R. Corson, S. Guruswamy // Rare Earth Free Magnetostrictive FeGaX Alloys for Actuators // In: Advanced materials for energy conversion II. Chandra D, Bautista RG, Schlapbach L (eds). TMS. – 2004. – P. 275.
39. J.A. Garcia, J. Carrizo, L. Elbaile, D. Lago-Cachon, M. Rivas, D. Castrillo, A.R. Pierna // Magnetic anisotropy and magnetostriction in nanocrystalline Fe-Al alloys obtained by melt spinning technique / J. Magn. Magn. Mat. – 2014.
40. E. Hristoforou, A. Ktena, S. Gong // Magnetic Sensors: Taxonomy, Applications and New Trends / IEEE Transactions on Magnetics. – 2019. – Vol. 55. №. 7. – P. 4002814.
41. К.П. Белов. Магнитострикционные явления и их технические приложения. М.: Наука, 1987.
42. А.М. Глезер, Б.В. Молотиллов. Упорядочение и деформация сплавов железа: Учеб. – М.: Металлургия, 1984.
43. Dapino Nonlinear and hysteretic magnetomechanical model for magnetostrictive transducers 1999
44. D. C. Jiles. "Theory of the magnetomechanical effect." *J. Phys. D: Appl. Phys.* 28:1537-1546, 1995.
45. M. J. Dapino, R. C. Smith, and A. B. Flatau, "An active and structural strain model for magnetostrictive transducers," In *Proceedings of SPIE, Smart Structures and Materials 1998*, Vol. 3329, pp. 198-209. San Diego, CA, March 1998.

46. V. Agayan, "Thermodynamic model for ideal magnetostriction." *Physica Scripta*. 514- 521, 1996.
47. F. Claeysen, R. Bossut and D. Boucher, "Modeling and characterization of the magnetostrictive coupling," In *Power Transducers for Sonics and Ultrasonics*, B. F. Hamonic. O. B. Wilson and J.-N. Decarpigny, Eds., pp. 132-151. Toulon, France. Springer-Verlag. June 1990.
48. C. H. Sherman and J. L. Butler, "Analysis of harmonic distortion in electroacoustic transducers," *J. Acoust. Soc. Am.*, **98**(3):1596-1611, 1995.
49. T. A. Duenas, L. Hsu and G. P. Carman, "Magnetostrictive composite material systems analytical/experimental," In *Adv. Smart Materials Fundamentals an Applications* Boston. MA, 1996.
50. Magnetic properties of amorphous ferromagnetic alloys // Journal of magnetism and magnetic materials / H. Kronmuller, M. Fahnle, M. Domann, H. Grimm, R. Grimm, B. Groger // Journal of magnetism and magnetic materials. – 1979. – Vol. 13. – pp. 53-70.
51. Specific natural ferromagnetic resonance in amorphous microwires covered by glass insulation / S.A. Baranov, V.S. Larin, A.V. Torcunov and A.N. Antonenco // Journal de Physique IV. – 1998. – Vol. 8. – pp. 265-268.
52. Ferromagnetic resonance, magnetic behaviour and structure of Fe-based glass-coated microwires / A. Zhukov, A.F. Cobeno, J. Gonzalez, A. Torcunov, E. Pina, M.J. Prieto, J.M. Blanco, V. Larin, S. Baranov // Journal of Magnetism and Magnetic Materials. – 1999. – Vol. 203. – pp. 238-240.
53. Switching mechanism in Co based amorphous wire/ J.N. Nderu, J. Yamasaki, F.B. Humphrey // J. Appl. Phys. – 1997. – Vol. 81. – pp. 4036-4038.
54. Role of internal stresses in the formation of magnetic structure and magnetic properties of iron- based glass coated microwires / N.N. Orlova, V.S. Gornakov, and A.S. Aronin // Journal of Applied Physics. – 2017. – Vol. 121. – P. 205108.



55. Domain wall propagation in Fe-rich amorphous microwires / L.V. Panina, M. Ipatov, V. Zhukova, and A. Zhukov // *Phys. B, Condens.Matter.* – 2012. – Vol. 407. – pp. 1442-1445.
56. R. Venkataraman, W.P. Dayawansa, and P.S. Krishnaprasad, Technical report, CDCSS, University of Maryland, College Park, MD, 1998.
57. R.A. Kellogg and A.B. Flatau, *Proc. SPIE Smart Struct. Mater. 1999*, Newport Beach, CA, March 1999, Vol.