

**ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ БЮДЖЕТНОЕ  
ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ  
«МОСКОВСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ УНИВЕРСИТЕТ  
имени М.В.ЛОМОНОСОВА  
ФИЗИЧЕСКИЙ ФАКУЛЬТЕТ  
КАФЕДРА МАГНЕТИЗМА**

**МАГИСТЕРСКАЯ ДИССЕРТАЦИЯ**

**Магнитно-импедансные свойства аморфных  
материалов различной формы**

Выполнила студентка  
219 группы:  
Шендрикова Л.А.

---

Научный руководитель:  
д.ф.-м.н., профессор Перов Н.С.

---

Допущен к защите

«    » мая 2022 года.

Зав. кафедрой магнетизма

проф. Перов Н.С.

Москва 2022

## Оглавление

Введение.....	3
Литературный обзор .....	4
Аморфные материалы.....	4
Аморфные провода .....	5
Аморфные пленки и ленты.....	15
Аморфные сплавы .....	22
Аморфные порошки .....	30
Методы изучения свойств магнитномягких сплавов.....	40
Методика измерений и образцы .....	47
Векторный анализатор спектра.....	47
Образцы.....	50
Результаты и их обсуждение.....	51
Литература .....	60

## Введение

Исследованию различных аморфных материалов в последние годы уделяется все большее внимание. Это объясняется тем, что эти материалы обладают уникальными наборами и сочетаниями свойствами, благодаря которым они находят широкое применение в микроэлектронике, приборостроении и медицине. Такие сплавы и элементы на их основе активно используются в композитных структурах, а также для изготовления различных датчиков и исполнительных механизмов (в том числе датчиков на основе гигантского магнитного импедансного эффекта).

В настоящее время самыми широко используемыми импедансными элементами являются аморфные ленты и микропровода в которых распределение тока отличается типом симметрии, но вдоль распространения, ток однороден.

Эти материалы могут быть использованы при изготовлении различных датчиков и исполнительных механизмов (сердечники трансформаторов, элементы микроробототехники и пр.)

## Литературный обзор

### Аморфные материалы

Что называется аморфные материалы (аморфные металлы)? АМ – материалы у которых отсутствует дальний порядок и присутствует ближний порядок расположения атомов.

Аморфное состояние многих веществ получается при высокой скорости затвердевания (остывания) жидкого расплава, или при конденсации паров на охлаждённую заметно ниже температуры плавления поверхность-подложку.

Существует несколько групп аморфных материалов:

- Пластики
- Гели
- Стекло

К аморфным стеклам относят группу аморфных металлов, которым посвящается эта работа.

Существуют несколько методов получения аморфных структур - осаждение из газовой фазы или жидкого расплава, ионная имплантация и т. д. Однако наиболее важным является метод закалки расплава, который позволяет получать аморфные сплавы в виде изолированной ленты, проволоки, а иногда и массивных образцов в широком диапазоне составов.

Для АММ характерно метастабильное неравновесное термодинамическое состояние. Однако существует интервал температур, в котором перестройка их структуры происходит крайне медленно. Этот интервал определяется разностью температуры кристаллизации аморфной фазы  $T_{кр}$  и температуры стеклования  $T_{ст}$ .

$$\Delta T = T_{кр} - T_{ст}$$

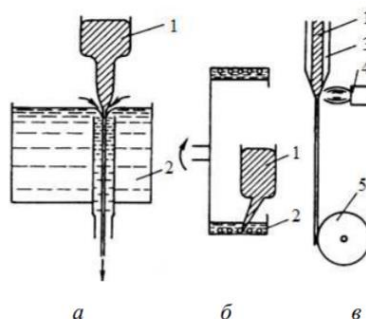
## Свойства аморфных магнитных материалов

- Широкий интервал существования переохлажденной жидкости перед кристаллизацией;
- Высокая индукция насыщения:  $B_S = 4\pi M_S$ ;
- Малое значение коэрцитивной силы  $H_C$ ;
- Высокое значение начальной магнитной проницаемости  $\mu$ ;
- Высокое удельное сопротивление  $\sigma$ ;
- Высокие прочность и твердость при хорошей пластичности.

## Аморфные провода

### Метод Улитовского-Тейлора

Металлический сердечник расплавляется и одновременно покрывается стеклянной оболочкой толщиной 3 – 15 мкм, а затем быстро охлаждается и вытягивается в проволоку.



1 – расплав; 2 – охлаждающая жидкость; 3 – стекло; 4 – форсунка;  
5 – смотка проволоки

Рисунок 1. Схема метода Улитовского-Тейлора.

Методы производства:

Выбранный сплав помещают в стеклянную колбу, размещенной внутри высокочастотного индуктора. После расплавленного металл со стеклом вытягивают и охлаждают струей воды, полученный провод наматывают на приемную катушку. Скорость охлаждения составляет примерно  $10^6$  К/с (для

аморфизации микропровода). В процессе изготовления могут изменяться различные параметры в т ч : мощность индуктора, скорость подачи стекла, скорость вращения приемной катушки. Изменяя параметры можно изменить геометрию и магнитные свойства образцов.

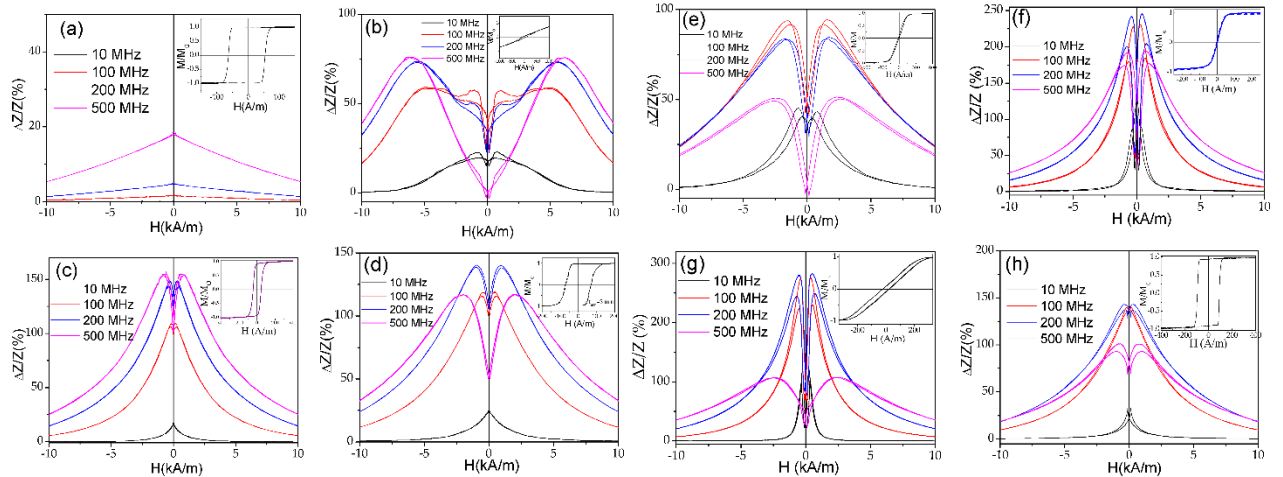


Рисунок 2.  $\Delta Z/Z(H)$  зависимости свежезакаленных (а), отожженных (b), отожженных под напряжением (c) и с джоулевым нагревом (d) микропроводов Fe75B9Si12C4 и свежезакаленных (e), отожженных под напряжением (f), с джоулевым нагревом (g) и отожженных при 300 °C (h) микропровод Co67Fe3.9Ni1.4B11.5Si14.5Mo1.6, измеренный при  $f = 10, 100, 200$  и  $500$  МГц [1].

Zhukova V и др. [1] в своей работе обобщили магнитные свойства и характеристики ГМИ микропроводов с покрытием из аморфного магнитного стекла, а также методы, позволяющие улучшить магнитную мягкость и эффект ГМИ. Покрытые стеклом магнитные микропровода с аморфной структурой представляют собой уникальное сочетание магнитомягких свойств в сочетании с тонкими размерами и превосходными механическими и антикоррозионными свойствами. Настраиваемые магнитные свойства в сочетании с новыми функциональными возможностями, обеспечиваемыми изолирующим, гибким и биосовместимым стеклянным покрытием, делают эти микропровода пригодными для различных практических применений, включая магнитные и магнитоупругие датчики.

В работе представлено несколько способов оптимизации магнитных свойств магнитных микропроводов. Магнитная мягкость и эффект ГМИ микропроводов

с исчезающим коэффициентом магнитострикции могут быть существенно улучшены подбором соответствующего отжига (включая отжиг под напряжением и нагрев электрическим током). Готовые аморфные микропровода с положительным коэффициентом магнитострикции и прямоугольными петлями гистерезиса не подходят для применения в ГМИ. Однако магнитная мягкость и эффект ГМИ были значительно улучшены за счет соответствующей последующей обработки, включая отжиг под напряжением, нагрев током и комбинированный отжиг под напряжением с последующим обычным отжигом в печи, который может значительно улучшить эффект ГМИ (более чем на порядок).

Evstigneeva S и др. [2] предложили в качестве эффективного метода кристаллизации для получения магнитотвердых микропроводов отжиг током. В зависимости от времени отжига (30–60 мин) коэрцитивная сила микропроводов  $\text{Co}_{71}\text{Fe}_5\text{Cr}_3\text{V}_{11}\text{Si}_{10}$ , полученных в аморфном состоянии, увеличивалась до 580 Э при отношении остаточной намагниченности к намагниченности насыщения около 75%. Коэрцитивная сила при низких температурах 5–150 К возрастала до 800 Э. Образование мелкокристаллических зерен hcp-Co со средним размером 74 нм может быть причиной значительного увеличения коэрцитивной силы. Авторами предполагалось, что улучшение

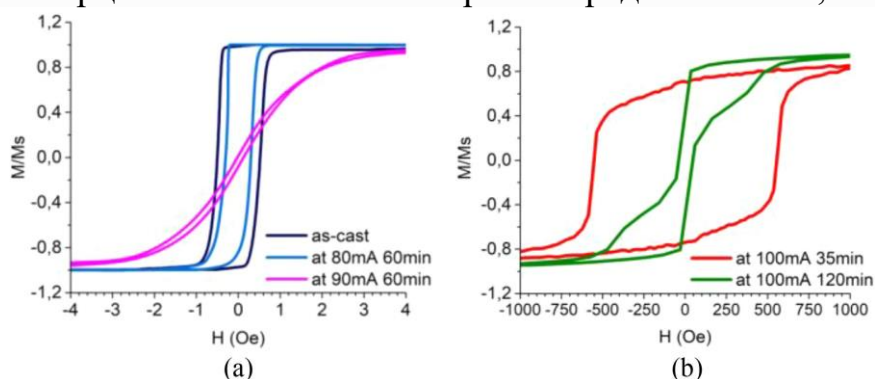


Рисунок 3. Кривые гистерезиса микропроводов в аморфном состоянии и после отжига током с различными режимами. (a) В готовом виде,  $I_{an} = 80$  мА и 60 мин, 90 мА и 60 мин. (b)  $I_{an} = 100$  мА и 35 мин и 100 мА и 120 мин. Намагничивающее поле приложено вдоль оси проводов [2].

микроструктуры при кристаллизации путем отжига током и дальнейшее уменьшение размера зерен в аморфной матрице может привести к более высоким значениям коэрцитивной силы поэтому ими было предложена технология изготовления и обработки микромагнитов. Такие микромагнетики очень востребованы для пассивного бесконтактного улавливания и манипулирования микро- и наночастицами.

Marcin Krajewski [3] и др. описали как изготовить проволокоподобные наноструктуры Fe–Ni с требуемыми соотношениями железа и никеля при комнатной температуре с помощью простой одностадийной реакции восстановления под действием магнитного поля из раствора предшественника, содержащего ионы  $\text{Fe}^{2+}$  и  $\text{Ni}^{2+}$ , с водным раствором боргидрида натрия.

Структурные и магнитные исследования полученных образцов показали, что нанопорошки Fe–Ni представляют собой аморфные ферромагнитные материалы с сердцевинкой и оболочкой, состоящей из сердечников из сплава и очень тонких оксидных оболочек. В этой работе авторами также было показано, что увеличение содержания никеля в полученных наноструктурах Fe–Ni напрямую влияет на их размеры и косвенно на их магнитные параметры, такие как намагниченность насыщения и коэрцитивная сила. Кроме того, полученные в

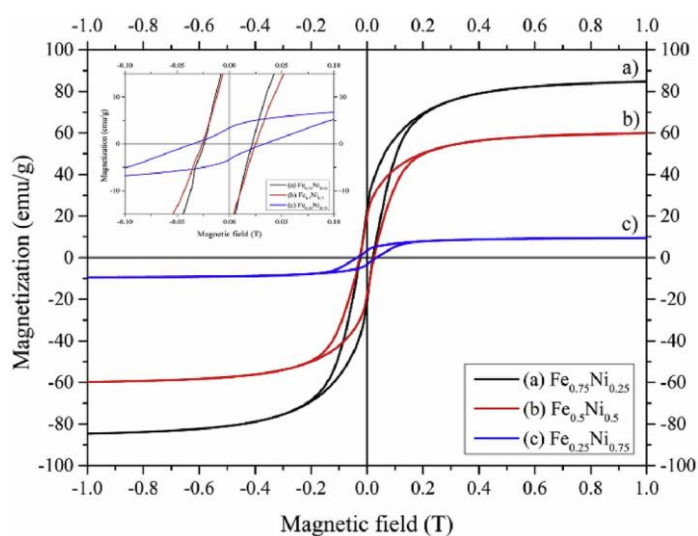


Рисунок 4. Кривые гистерезиса намагничивания при комнатной температуре (а) Fe<sub>0.75</sub>Ni<sub>0.25</sub>, (б) Fe<sub>0.5</sub>Ni<sub>0.5</sub> и (в) Fe<sub>0.25</sub>Ni<sub>0.75</sub> проволочных наноструктур [3].



готовом виде наноматериалы стабильны в условиях окружающей среды. Поэтому они могут представлять интерес для применения в катализе, электромагнитной защите, микроволновых абсорбентах, а также в датчиках магнитного поля.

В работе Shcherbinin S.V и др. [4] были исследованы в широком диапазоне частот (0,1–20 ГГц) и при одночастотном сканировании магнитоимпедансный эффект и ФМР для аморфных проволок с гальваническим покрытием FeCoNi/CuBe и CoFeSiB, быстро закаленных в воде. За счет компенсации параметра S11 для длины адаптера и держателя, авторами был обеспечен индуктивный характер импеданса провода до частоты 14 ГГц и провод был описан как индуктивность с потерями. Его индуктивное сопротивление изменялось на величину  $\Delta X$ , а активное сопротивление - на величину  $\Delta R$  под воздействием внешнего постоянного магнитного поля.

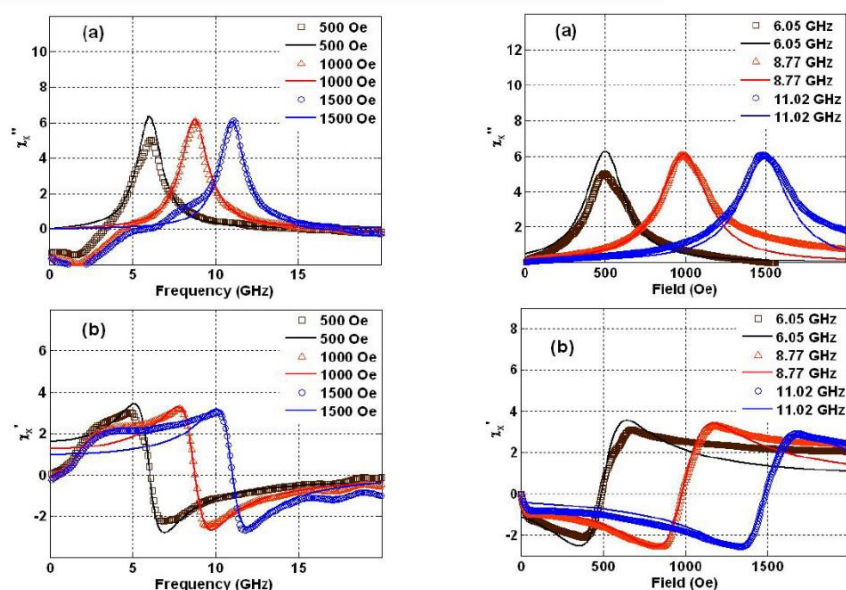


Рисунок 5. Частотная и полевая зависимости экспериментальных значений действительной R (символы) и расчетных значений мнимой компонент магнитной восприимчивости [4].

Импеданс проводов FeCoNi/CuBe и CoFeSiB был хорошо аппроксимирован теоретически рассчитанными значениями составляющих главной диагонали тензора магнитной восприимчивости. Проведен сравнительный анализ экспериментальных данных и расчетных зависимостей. Предлагаемый авторами

способ выявляет интересные особенности электромагнитных свойств ферромагнитных проводов в тех областях частот и магнитных полей, где наблюдается ФМР. И авторами был предложен и испытан прототип датчика магнитного поля, показывающий крутизну характеристик около 2 Ом/Э для величины внешнего магнитного поля смещения.

Вукреев D.A. и др. [5] рассматривали влияние магнитной предыстории аморфных магнитомягких проводов  $\text{Co}_{66}\text{Fe}_4\text{Nb}_{2.5}\text{Si}_{12.5}\text{B}_{15}$  на их электрический импеданс. Изучение высокочастотных свойств, показало, что зависимости модуля импеданса от магнитного поля, полученные после предварительного намагничивания в осевом и круговом магнитных полях, различаются.

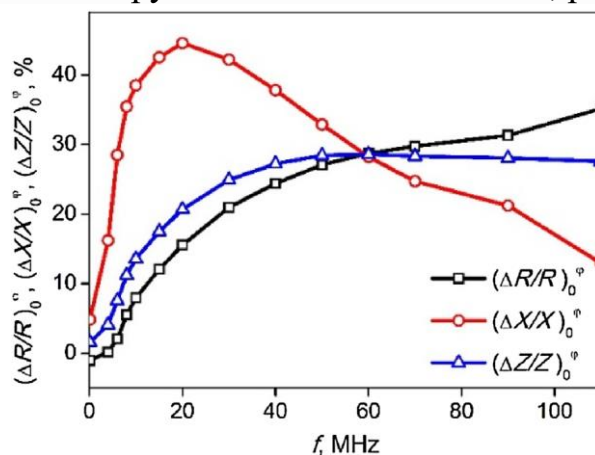


Рисунок 6. Зависимости максимальных значений величин  $R/R \phi_0$ ,  $X/X \phi_0$  и  $Z/Z \phi_0$  от частоты переменного тока  $f$  [5].

Результаты также показали, что значения модуля и составляющих импеданса провода сильно зависят от интенсивности, направления (осевого или кругового) и последовательности приложения магнитных полей, используемых для предварительного намагничивания провода.

Таким образом, простой запоминающий элемент может быть создан с использованием аморфного провода из сплава  $\text{Co}_{66}\text{Fe}_4\text{Nb}_{2.5}\text{Si}_{12.5}\text{B}_{15}$ , в котором интенсивность постоянного тока, который ранее протекал по цепи и намагничивал провод циркулярно, может быть определена путем измерения

модуля или составляющих импеданса провода. Такой элемент может быть переведен в исходное состояние путем приложения осевого магнитного поля.

Zhang M и др. [6] исследовали микроструктуру, магнитные свойства и механическое поведение при растяжении металлических микропроводов на основе Fe до и после легирования Ni, и ими были сделаны следующие выводы:

(1) Структура микропроводов на основе Fe, легированных Ni, с вращательной нагрузкой, представляет собой аморфную и нанокристаллическую двухфазную структуру, обладающую превосходной термической стабильностью. Поверхность микропроводов на основе железа гладкая, однородная, непрерывная и без явных дефектов. Кроме того, микропроводами на основе Fe, легированными Ni, обладают превосходными мягкомагнитными свойствами, а показатели магнитных характеристик  $M_s$ ,  $M_r$ ,  $H_c$  и  $\mu_m$  микроволокон  $FeSiBNi_2$  составляют 174.06 эму/г, 10.82 эму/г, 33.08 Э и 0.43 Э, соответственно.

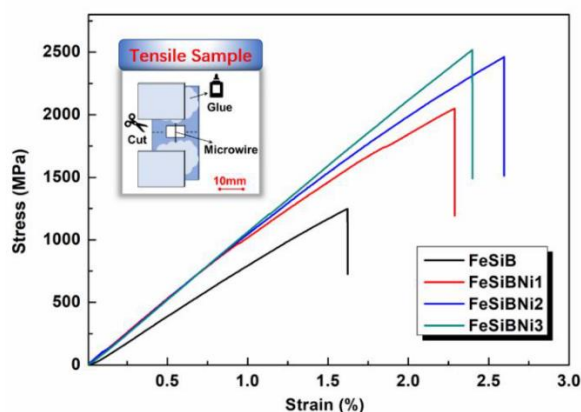


Рисунок 7. Типичные кривые напряжения–деформации при растяжении металлических микропроводов на основе Fe, легированных Ni [6]

(2) Прочность на разрыв микропроводов на основе Fe увеличивается с увеличением количества легирования Ni и демонстрирует наибольшую прочность на разрыв 2518 МПа. Между тем, микропроводами  $FeSiBNi_2$  обладают лучшей устойчивостью к разрушению, а их пороговое значение напряжения разрушения  $\sigma_u$  составляет 1488 МПа.

(3) Металлические микропроволоки на основе Fe, легированные Ni, демонстрируют хрупкое разрушение на макроскопическом уровне, а угол бокового разрушения  $\theta$  уменьшается с увеличением степени легирования Ni, что также показывает определенную пластичность из-за присутствия заметного количества нанокристаллов в структуре микроволокон. Между тем, срезе бокового обзора наблюдается огромное количество полос сдвига, а в срезе поперечного сечения – заметны несколько капель расплава. В процессе деформации при растяжении агрегация свободного объема и слияние реологических дефектов приводят к образованию мелких микропор. Впоследствии, распространение и расширение микропор способствуют быстрому распространению микротрещин, и при напряжении сдвига происходит разрушение образца.

(4) Металлические микропроволоки на основе Fe, легированные Ni, обладают превосходными мягкими магнитными и механическими характеристиками при растяжении, и можно сделать вывод, что они имеют потенциальную ценность для инженерного применения в различных областях, включая магнитно-чувствительные датчики, магнитострикцию, электромагнитные измерения, контрольные рамки и т. д.

В работе авторами Zihao Zhu и др. [7] была предложена новая двухмерная квадратная спиральная микропроводка для реализации сверхбольшого эффекта ГМИ. Эта макроструктура обеспечивала значительное соотношение ГМИ ( $\sim 43000\%$ ) и чувствительность к магнитному полю ( $\sim 6300\%/Oe$ ) вблизи частоты ФМР. Превосходная чувствительность ГМИ была обусловлена сильным эффектом связи ФМР, генерируемым магнитным микропроводом, и LC-резонансом, создаваемым спиральной макроструктурой. Авторы писали, что более эффективно было реализовать сильную связь мультирезонанса посредством структурной модуляции. Это обеспечивало эффективный подход к достижению сверхвысокого эффекта ГМИ.

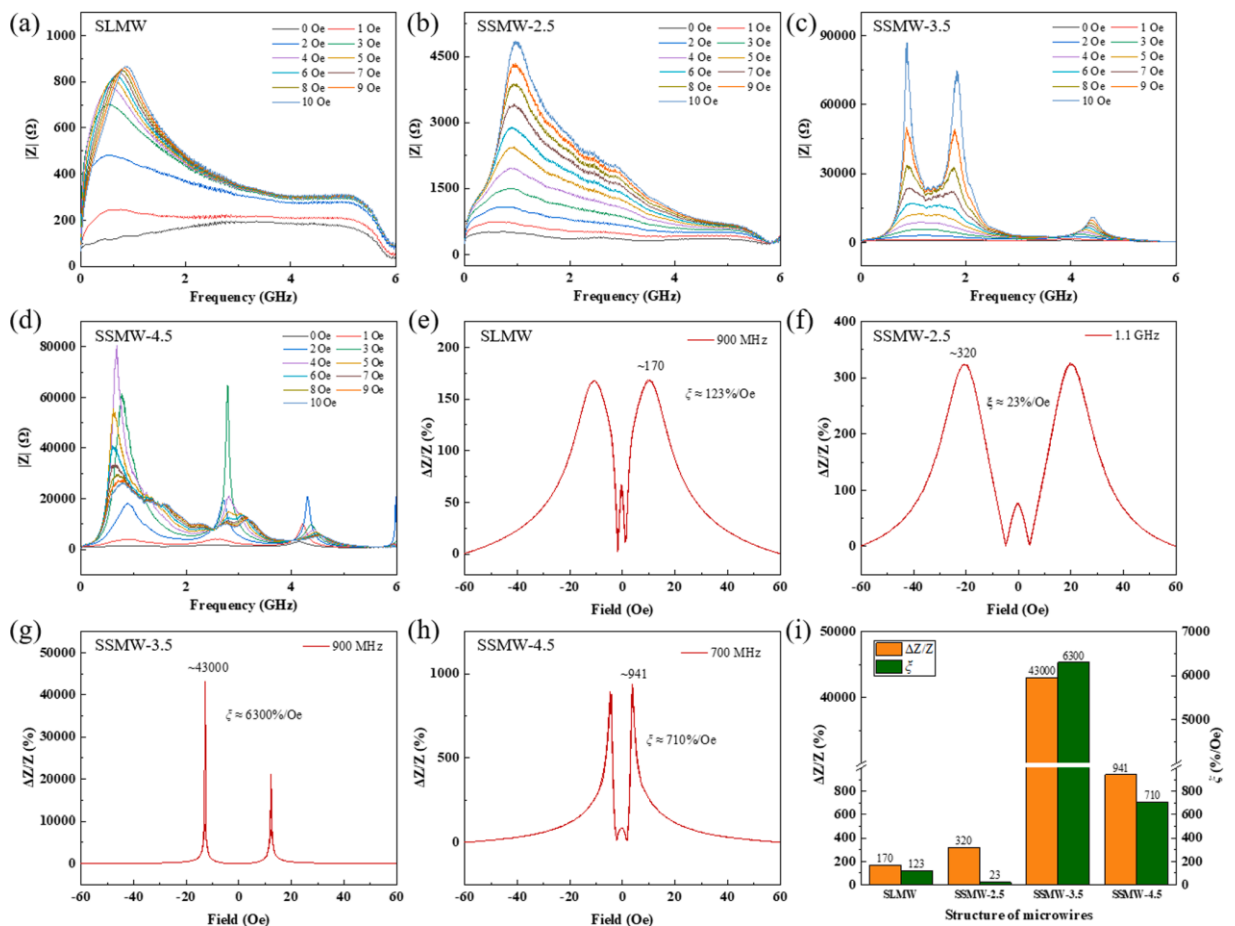


Рисунок 8. Спектры импеданса [7].

В работе Vasam S. и Srinivas V. [8] впервые были исследованы микроструктурные, магнитные и магнитоимпедансные свойства композитных

пленок NiFe/Cu с изменяющимся напряжением при электроосаждении. По итогу исследования они сделали выводы:

1. Размер кристаллитов увеличивается с увеличением напряжения осаждения, что приводит к снижению магнитной проницаемости. По результатам исследований микроструктура или размер кристаллитов играют значительную роль в настройке глубины скин-слоя и МИ.

2. Авторы обнаружили, что магнитоимпеданс уменьшается, а частота,  $f_{\max}$ , увеличивается с увеличением напряжения при осаждении, что позволяет предположить, что МИ можно настроить путем подбора напряжения во время нанесения слоев композитных проволок.

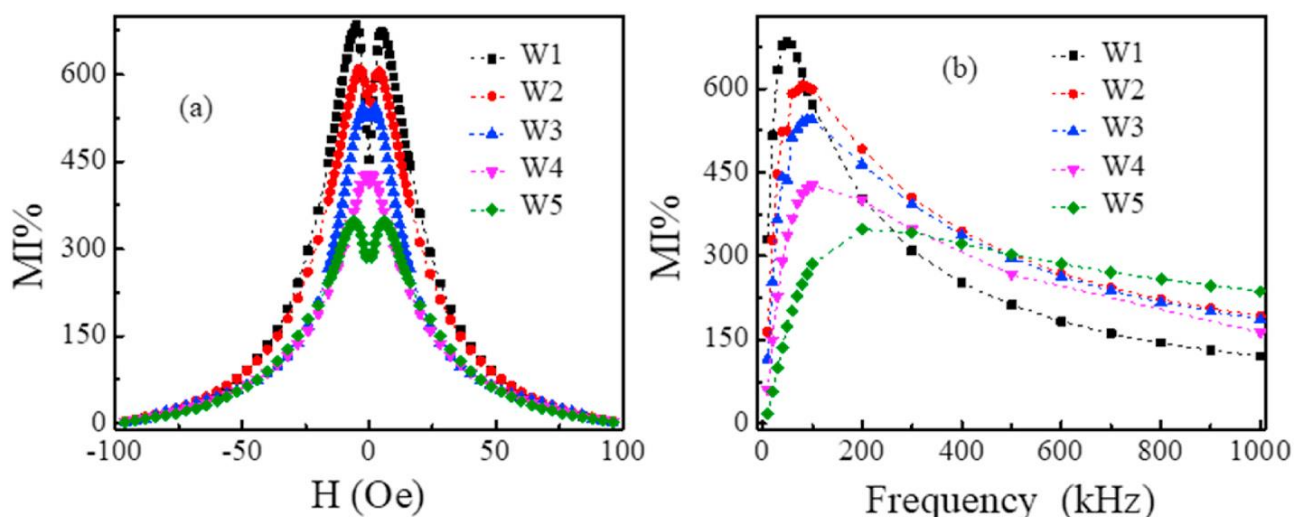


Рисунок 9. Значения магнитоимпеданса электроосажденных пленок NiFe/Cu (а) Магнитоимпеданс при  $f_{\max}$  как функция поля для всех образцов (от W1 до W5) и (б) Магнитоимпеданс как функция частоты [8].

3. В численном моделировании они включили магнитоупругую составляющую напряжения и обнаружили, что магнитоимпеданс уменьшается с увеличением напряжения, что согласуется с экспериментальными результатами.

4. По методу наименьших квадратов, сопоставленному с данными МИ, были оценены магнитные и электрические параметры. И был сделан вывод, что

параметры МИ, такие как полевая чувствительность, МИ и  $f_{max}$ , также могут быть настроены путем регулировки напряжения при осаждении.

Таким образом аморфные микропровода являются объектом многоплановых исследований и представляют широкие перспективы для практических приложений.

## Аморфные пленки и ленты

Аморфные проволоки, при всех своих достижениях, являются не очень технологичным объектом при массовом производстве. Существенно более интегрированными с современным технологическим оборудованием являются аморфные пленки, анализу особенностей которых посвящен данный раздел.

### Свойства и получение

Наиболее эффективными способами промышленного производства аморфной ленты являются охлаждение струи жидкого металла на внешней (закалка на диске) или внутренней (центробежная закалка) поверхностях вращающихся барабанов или прокатка расплава между холодными валками, изготовленными из материалов с высокой теплопроводностью. Пленки же в аморфном состоянии получают напылением на охлажденные подложки.

В статье Ansar Masood с соавторами [9] аморфные тонкие пленки толщиной 100–530 нм были напылены магнетронным напылением с одной мишени из сплава Co-Zr-Ta-B, и были исследованы их статические и магнитные свойства. Петли гистерезиса в плоскости выявили двухфазное магнитное поведение аморфных пленок, когда толщина пленок увеличилась с 333 нм. Коэрцитивная сила и одноосная магнитная анизотропия, индуцируемые в аморфных пленках в процессе осаждения, показывают зависимость от толщины и объясняются



остаточным напряжением, возникающим на границе раздела пленка-подложка. Исследование высокочастотной проницаемости показало, что тонкие пленки могут сохранять высокую проницаемость ( $>800$ ) и высокую резонансную частоту ( $> 1$  ГГц) в исходном состоянии пленок. Были обнаружены зависящие от толщины множественные резонансные пики ниже ферромагнитного резонанса (ФМР), которые были приписаны двухфазному магнитному поведению более толстых пленок.

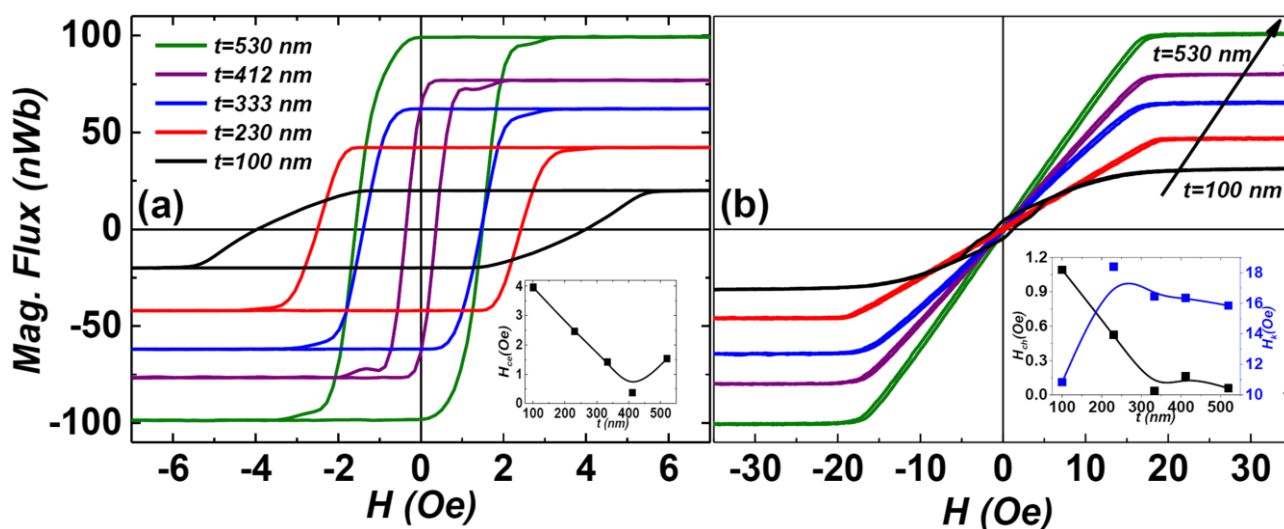


Рисунок 10. (a) Гистерезисные петли в плоскости осажденных пленок толщиной ( $t$ ) от 100 до 530 нм вдоль оси легкой анизотропии. Вставка представляет собой коэрцитивную силу по легкой оси ( $H_{ch}$ ) в зависимости от толщины пленки. (b) Гистерезисные петли в плоскости осажденных пленок ( $t=100-530$  нм) вместе с осью жесткой анизотропии. Вставка представляет зависящую от толщины коэрцитивную силу по трудной оси ( $H_{ch}$ ) и величину поля анизотропии ( $H_k$ ) [9].

В работе Yong Heng и R. Mahendiran [10] исследовали зависимость электрического импеданса ферромагнитного изолятора YIG от магнитного поля в керамической и тонкопленочной формах. На эти образцы была нанесена Ag-краска для направления микроволнового тока. Авторами было обнаружено, что высокочастотное магнитосопротивление в обоих этих образцах показало положительный пик для определенной частоты тока, а поле, в котором произошел пик, сместилось к более высокому значению поля с увеличением частоты тока и, как оказалось, соответствует соотношению Киттеля для



ферромагнитного резонанса в поле. Следовательно, магнитоимпеданс может быть использован в качестве быстрого, предварительного инструмента для определения характеристик ферромагнитного резонанса для вновь подготовленных объемных поликристаллических образцов перед изготовлением тонких пленок. Однако для понимания задействованных механизмов предпочтительно детальное исследование магнитоимпедансной зависимости угла в тонкой пленке YIG / Ag и ее сравнение с пленкой YIG / Pt.

В статье авторов L.V. Panina и D.P. Makhnovskiy [11] описывается МИ в структурах сэндвич-типа, имеющих два внешних магнитных слоя и внутренний

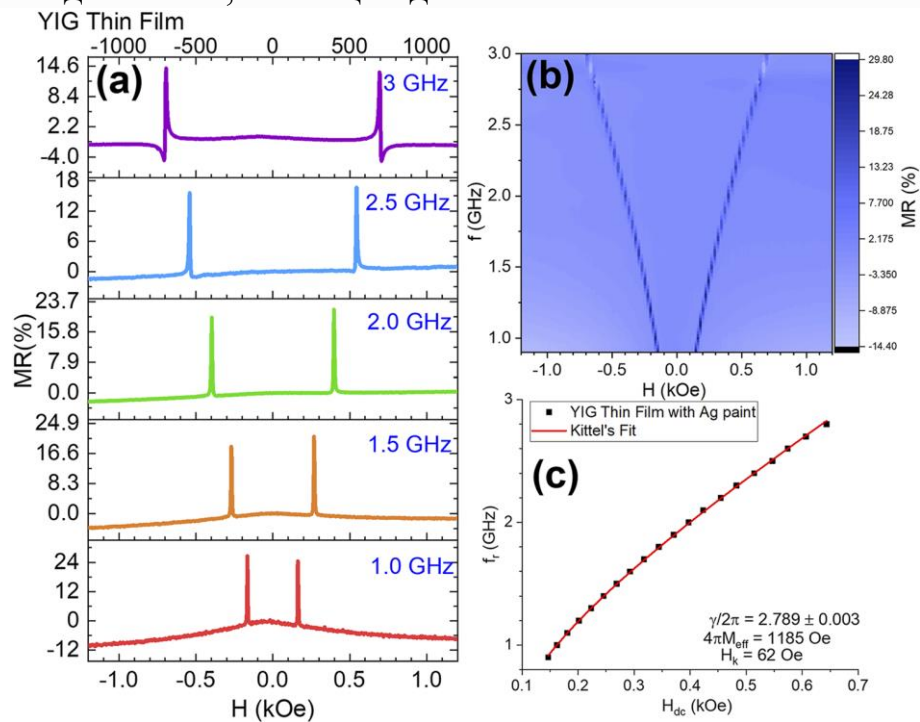


Рисунок 11. (a) Полевая зависимость MR при  $f = 1, 1,5, 2, 2,5$  и  $3$  ГГц для тонкой пленки YIG толщиной  $45$  нм. (b) 2D-контурный график MR и (c) показывает зависимость положения пика от частоты и подгонки Киттеля [10].

проводящий выход/провод.

Авторами были сделаны следующие выводы:

Эффект МИ в многослойных структурах, который состоит из двух мягких ферромагнитных пленок (F), с внутренним высокопроводящим слоем (M), имеет значительные преимущества по сравнению с эффектом однослойного. Во-первых, коэффициент MI в несколько раз больше и находится в пределах

100–600% для пленок толщиной 1–10 мкм. Во-вторых, импеданс показывает большие изменения (50–100%) на относительно низких частотах (в данном случае 1 МГц), когда скин-эффект незначителен.

Теоретический анализ, примененный к 3-слойной структуре (F/M/F) с магнитными пленками, имеющими неплоскую анизотропию, демонстрирует, что при значительной разнице проводимости между слоями F и M индуктивность магнитных пленок является основным фактором, влияющим на импеданс системы на относительно низких частотах. Отклик на напряжение линейно пропорционален тензору проницаемости, который может быть чрезвычайно чувствительным к продольному измеряемому полю. Теория учитывает влияние размеров в плоскости на отношение МИ, что приводит к характеристической ширине, ниже которой чувствительность снижается.

Многослойные МИ обладают потенциалом для разработки чувствительных и быстродействующих микромагнитных датчиков.

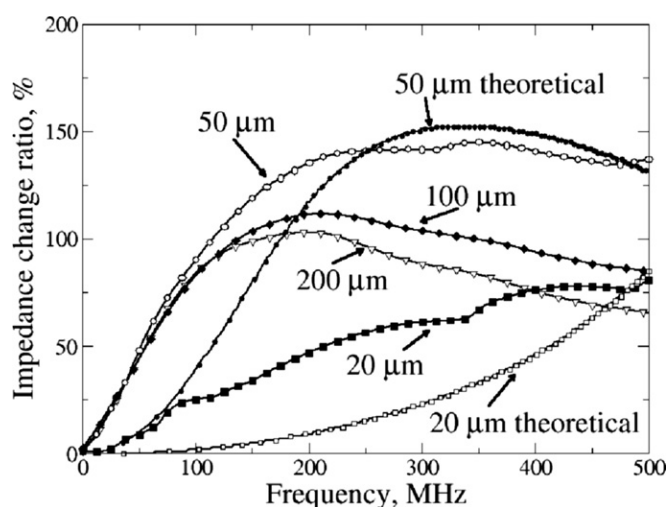


Рисунок 12. Максимальный коэффициент изменения импеданса в зависимости от частоты для различной ширины пленки  $b$ . Для сравнения показаны теоретические графики для  $b=50$  мкм и 20 мкм [11].

В работе Vuznikov N. и Kurlyandskaya G.V. [12] предложен новый тип многослойной пленочной структуры с высоким магнитоимпедансным эффектом. Многослойная структура состоит из центрального слоя с высокой проводимостью и двух внешних ферромагнитных слоев под и над проводящим

слоем. Нижний слой F1 содержит  $n + 1$  слоев магнитомягкого материала толщиной  $d_2$ , разделенных  $n$  тонкими металлическими прослойками толщиной  $d_1$ . Верхний слой F2 имеет ту же многослойную структуру, но профилирован, т. е. состоит из  $N$  областей с той же многослойной структурой  $[F/M]_n/F$ , что и нижний слой, и  $N + 1$  областей без многослойной структуры.

Создана модель, позволяющая находить поперечные проницаемости  $\mu_1$  и  $\mu_2$  верхнего и нижнего слоев структуры F1/C/F2 ГМИ, используя решение линеаризованного уравнения Ландау–Лифшица с уравнением равновесных углов намагничивания. Рассчитанная величина эффекта ГМИ в профилированной структуре оказывается выше, чем в симметричной непрофильной структуре, и положение максимума зависимости  $\Delta Z/Z$  от внешнего поля в профилированной структуре смещается в сторону более низких полей. С уменьшением угла отклонения эффективной оси магнитной

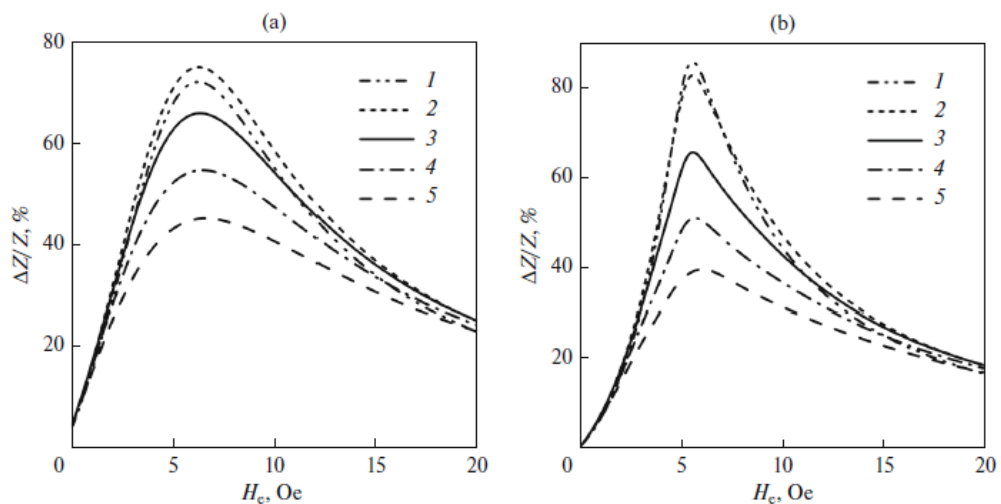


Рисунок 13. Относительное изменение импеданса,  $\Delta Z/Z$ , в зависимости от напряженности внешнего магнитного поля, приложенного вдоль длинной стороны прямоугольного элемента ГМИ на разных частотах  $f$  [12].

анизотропии от поперечного направления проницаемость верхнего слоя увеличивается, что приводит к усилению скин-эффекта и ГМИ.

Максимальное значение  $(\Delta Z/Z)_{\max}$  для профилированных конструкций достигается на более низких частотах, чем для симметричной конструкции без профилирования. Максимальная разница между профилированными и

непрофильными конструкциями наблюдается на низких частотах. Увеличение ГМИ в периодических пленочных структурах связано с тем, что в верхнем слое направление анизотропии близко к поперечному из-за влияния анизотропии формы.

В работе Вукреев Д.А. с соавторами [13] выявлено сильное влияние механических напряжений на температурную зависимость импеданса аморфных лент  $\text{Co}_{68.5}\text{Fe}_4\text{Si}_{15}\text{B}_{12.5}$ , который измеряется в нулевом внешнем магнитном поле.

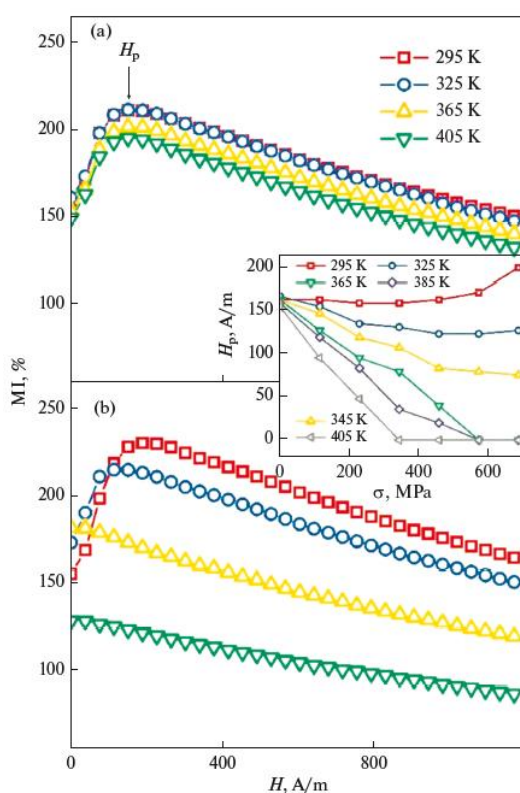


Рисунок 14. Зависимости магнитного импеданса  $MI(H)$  аморфной ленты  $\text{Co}_{68.5}\text{Fe}_4\text{Si}_{15}\text{B}_{12.5}$ , полученные при растягивающих механических напряжениях (а) 0 и (б) 690 МПа. На вставке показаны зависимости максимального поля  $H_p$  от механических напряжений при растяжении в диапазоне температур от 295 до 405 К. [13]

Таким образом, импеданс при отсутствии механических напряжений уменьшается с повышением температуры. При наличии растягивающих напряжений в температурной зависимости появляются восходящий сегмент и максимум. Более того, относительное изменение импеданса с температурой превышает 25%, а его чувствительность к температуре достигает 0,8%/К. Для

объяснения наблюдаемых закономерностей предложена модель, учитывающая температурные зависимости намагниченности насыщения, эффективные константы магнитной анизотропии и константы магнитострикции, а также зависимость последних от механических напряжений.

P.R.T. Ribeiro и др. [14] был исследован магнитоимпеданс в тонких пленках образцов спинового стекла  $\text{Cu}_{79.75}\text{Mn}_{6.75}\text{Au}_{13.5}$  и  $\text{Cu}_{73}\text{Mn}_{13.5}\text{Au}_{13.5}$ . Поперечная магнитная проницаемость была определена с использованием теоретической модели, разработанной для магнитоимпеданса в лентах. Было замечено, что спиновые флуктуации остаются важными вплоть до очень короткого промежутка времени ( $\sim 10^{-7}$  с). Было обнаружено, что кажущийся минимум, наблюдаемый вблизи температуры замерзания, более вероятен из-за сочетания критического замедления изингоподобного характера магнитных взаимодействий и временного интервала, используемого для исследования спиновых флуктуаций. Несмотря на то, что сигнатура перехода несколько слаба,

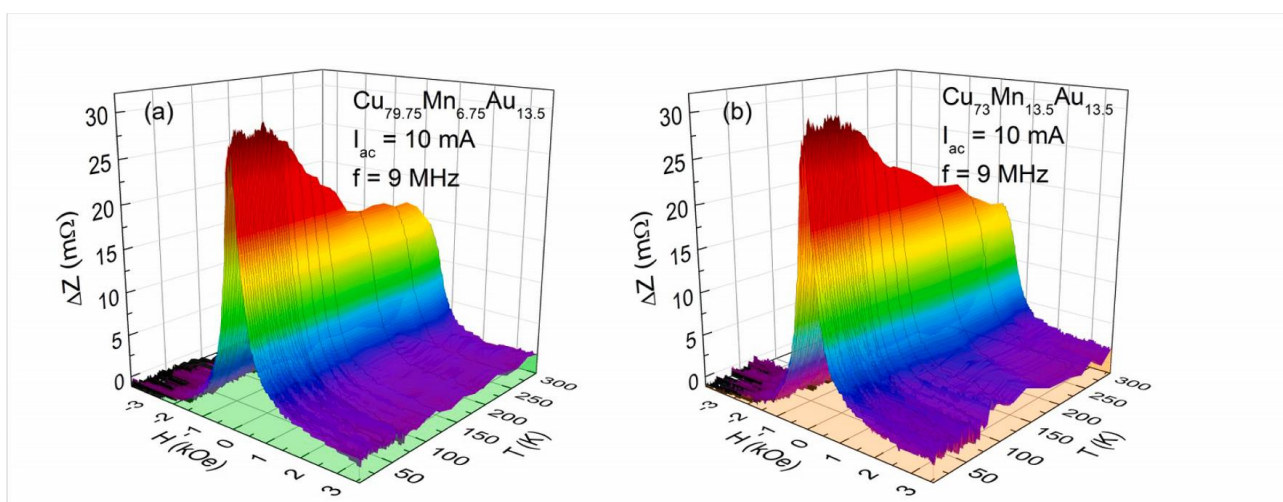


Рисунок 15. Данные MI для образцов с составом  $\text{Cu}_{79.75}\text{Mn}_{6.75}\text{Au}_{13.5}$  (a) и  $\text{Cu}_{73}\text{Mn}_{13.5}\text{Au}_{13.5}$  (b) от  $5 \text{ K}$  до  $300 \text{ K}$  и для  $\approx 3,5 \text{ kOe} \leq H \leq 3,5 \text{ kOe}$ . [14]

было продемонстрировано, что измерения магнитоимпеданса могут быть применены для получения высокочастотной магнитной проницаемости в тонких пленках разбавленных спин-стекол.

## Аморфные сплавы

Ding и др. [15] исследовали ленты из аморфных сплавов с составами  $\text{Fe}_a\text{Si}_6\text{B}_{22}\text{PbC}_c\text{Nb}_{0.85}$  ( $a = 68, 66, 64, 62$ ;  $b = 2.5, 1.5, 1.25, 1.0$ ;  $c = 0, 3.0, 5.25, 7.5$ ),

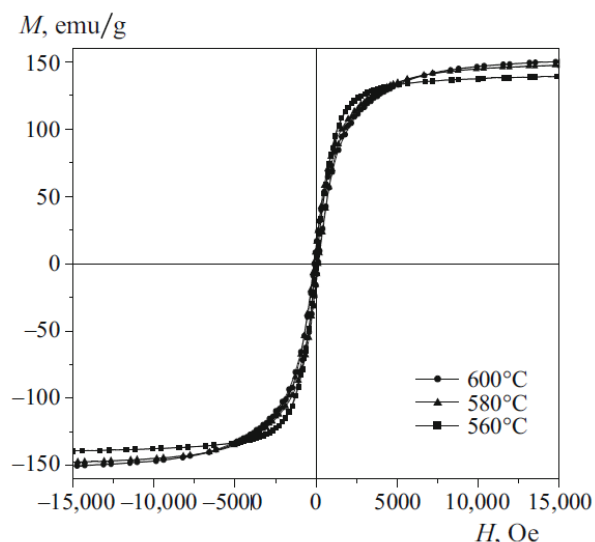


Рисунок 16. Петли магнитного гистерезиса лент  $\text{Fe}_a\text{Si}_6\text{B}_{22}\text{C}_c\text{Nb}_{0.85}\text{Cu}_{0.65}$  после 30-минутного отжига при разных температурах [15]

полученные прядением из расплава и затем отожженные при различных температурах. Было показано, что наилучшая стеклообразующая способность и максимальное ингибирование осаждения фаз  $\text{Fe}_5\text{PB}_2$  и  $\text{Fe}_2\text{V}$  обеспечивается определенным соотношением углерода и фосфора. Сплав  $\text{Fe}_{62}\text{Si}_6\text{B}_{22}\text{P}_1\text{C}_{1.75}\text{Nb}_{0.85}\text{Cu}_{0.65}$  обладает устойчивыми магнитными свойствами в широком диапазоне температур отжига. Намагниченность насыщения сплава составляет 151 emu/г.

Shengbiao Zhang и др. [16] провели высокопроизводительную лазерную плавку металлического стекла  $\text{Zr}_{41.2}\text{Ti}_{13.8}\text{Cu}_{12.5}\text{Ni}_{10.0}\text{V}_{22.5}$  на низкоуглеродистой стали с широким диапазоном мощности лазера и скоростей сканирования. Была построена диаграмма пригодности для печати, чтобы определить оптимальное технологическое окно для получения хороших одноканальных изображений с

минимальными дефектами кристаллизации или обработки, такими как растрескивание или отсутствие плавления. Они обнаружили, что растрескивание обычно происходило при высоких мощностях (т. е.  $P > 200$  Вт) или больших линейных плотностях энергии (т. е.  $P/v > 0.6$  Вт·мин/мм), тогда как отсутствие плавления имело тенденцию попадать в области с более низкими мощностями (т. е.  $P < 150$  Вт) или линейные плотности энергии (т. е.  $P/v < 0.2$  Вт·мин/мм). Термическое моделирование методом конечных элементов также было выполнено для количественной оценки термической истории и скорости охлаждения во всей ванне расплава при различных условиях обработки, чтобы выявить взаимосвязь между обработкой и микроструктурой в однопутной библиотеке. Результаты моделирования показали, что увеличение линейной плотности энергии, вводимой при лазерном аддитивном производстве, может снизить скорость охлаждения и привести к большей кристаллизации. Для заданных условий лазерной обработки скорость охлаждения внутри ванны расплава сильно зависит от конкретного места. Граница ванны расплава характеризуется более низкой скоростью охлаждения, что приводит к усиленной частичной кристаллизации по сравнению с внутренней частью ванны расплава. Кроме того, были проведены испытания на микротвердость, которые выявили значительно повышенную микротвердость в ванне расплава металлического стекла по сравнению с подложкой из низкоуглеродистой стали, что говорит о перспективности лазерного аддитивного производства металлических стекол для нанесения износостойких покрытий.



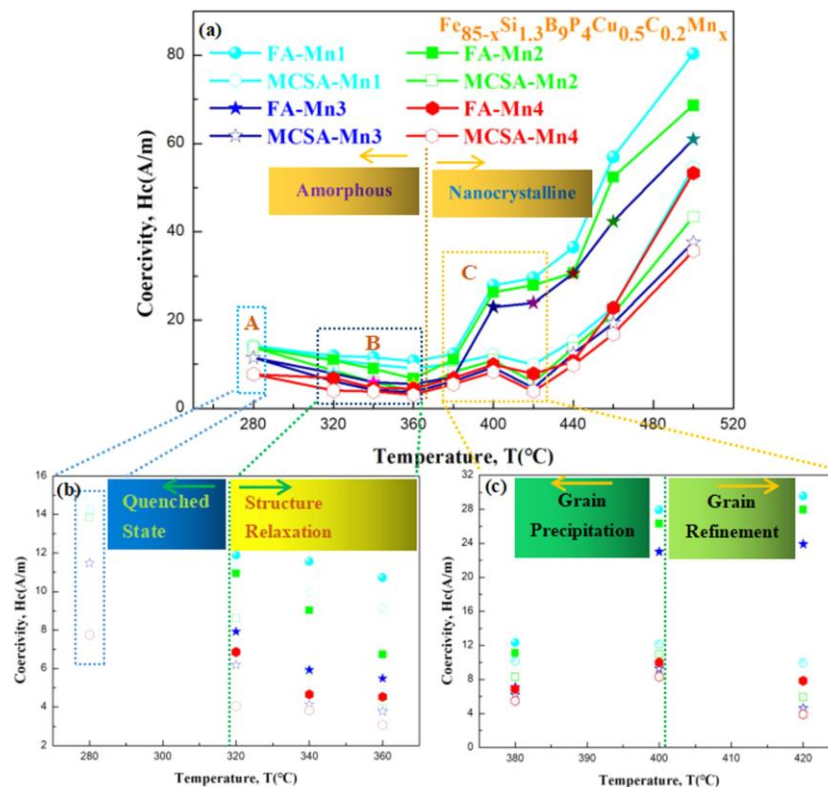


Рисунок 17. (а) Коэрцитивная сила  $H_c$  как функция температуры отжига  $T_a$  для расплавленного  $Fe_{85-x}Si_{1.3}B_9P_4Cu_{0.5}C_{0.2}Mn_x$  ( $x = 0, 1, 2, 3, 4$ ) ленты из аморфного сплава, обработанные методом свободного отжига и отжига под напряжением при микропрессовании. Разница  $H_c$  для СО и ОПНМ в (b) аморфном состоянии и (c) нанокристаллическом состоянии. [17]

В работе Jia Xu и др. [17] было исследовано влияние отжига под напряжением при микрокомпрессионном сжатии (MCSA) на нанокристаллизацию, магнитно-мягкие и механические свойства легированного сплава Mn  $Fe_{85-x}Si_{1.3}B_9P_4Cu_{0.5}C_{0.2}Mn_x$  ( $x = 0, 1, 2, 3, 4$ ). Авторами было обнаружено, что легирование Mn эффективно повышает способность сплавов к аморфному формованию.  $T_{x1}$  и  $T_{x2}$  переходят к более высокой температуре с увеличением содержания Mn, что свидетельствует о высокой термической стабильности аморфной матрицы. Соответствующее количество легирования Mn ( $\leq 3$  ат.%) и MCSA могут подавлять быстрый рост нанокристаллических зерен и уменьшать их размер, что приводит к высокой плотности и равномерному распределению зерен  $\alpha$ -Fe, тем самым способствуя всесторонним и превосходным мягким магнитным и механическим свойствам. Также авторами было получено, что



чрезмерное добавление Mn снижает пластичность при изгибе, в то время как аморфные сплавы, легированные низким содержанием Mn, проявляют хорошую пластичность даже после отжига в оптимальных условиях. После отжига под напряжением при микрокомпрессионном сжатии при 420 °С в течение 10 мин нанокристаллические сплавы  $\text{Fe}_{85-x}\text{Si}_{1.3}\text{B}_9\text{P}_4\text{Cu}_{0.5}\text{C}_{0.2}\text{Mn}_x$ , легированные Mn ( $\leq 3$  ат.%), демонстрируют высокую Bs 1,79–1,87 Т, низкую Hc 4,6–9,9 А/м и низкую Hv 737–867.

В работе Hawelek с соавторами [18], которая была основана на термодинамическом прогнозировании, были проведены комплексные исследования влияния замещения Cu на Fe на кристаллическую структуру и магнитные свойства быстрозакаленного сплава  $\text{Fe}_{85}\text{B}_{15}$ . Результаты исследования можно резюмировать следующим образом:

1. Из термодинамических расчетов была предсказана асимметричная зависимость  $\Delta G^{\text{amorph}}$  параболического вида с минимальным значением при 0,6% Cu. Форма зависимости  $\Delta G^{\text{amorph}}$  от содержания Cu также асимметрична для Cu = 0% и Cu = 1,5%; наблюдается одинаковое значение  $\Delta G^{\text{amorph}}$ .
2. Кристаллическая структура в лентах  $\text{Fe}_{83.5}\text{Cu}_{1.5}\text{B}_{15}$  была идентифицирована в аморфном состоянии (в пределах точности рентгеновского метода), и лента очень хрупкая. Следовательно, полученная лента не может быть намотана на тороидальные сердечники и использована для дальнейшего процесса оптимизации отжига и определения характеристик магнитных свойств.
3. Минимальное значение потерь мощности сердечника  $P_{10/50}$  из оптимально отожженных сплавов  $\text{Fe}_{85-x}\text{Cu}_x\text{B}_{15}$   $x = 0,0.6,1.2$  обусловлено совершенно другим состоянием кристаллизации нанокompозитных материалов, но оно сильно коррелирует с содержанием Cu и, следовательно, количеством центров зарождения. Наблюдения просвечивающей электронной микроскопией

показали, что для сплава, не содержащего Cu, кристаллическая структура с наименьшими потерями связана с кластерами с коротким порядком 2-3 нм; для сплава Cu = 0,6% обнаружено только ограниченное количество нескольких нанозерен  $\alpha$ -Fe, в то время как для сплава, богатого Cu с Cu = 1,2%, средний диаметр нанозерен составляет около 26 нм, и они случайным образом распределены в аморфной матрице.

4. Из-за очень низкой термической стабильности сплавов в процессе формования только большое количество центров зарождения в сплаве Cu = 1,2% обеспечивает достаточное укрупнение зерен фазы  $\alpha$ -Fe, что значительно усиливает ферромагнитный обмен между нанокристаллами  $\alpha$ -Fe, это подтверждается увеличением значения индукции насыщения до 1,7Т.

5. При оптимальных условиях отжига (20-минутный отжиг) нет различий в магнитных свойствах между материалами, отожженными в вакууме и на воздухе.

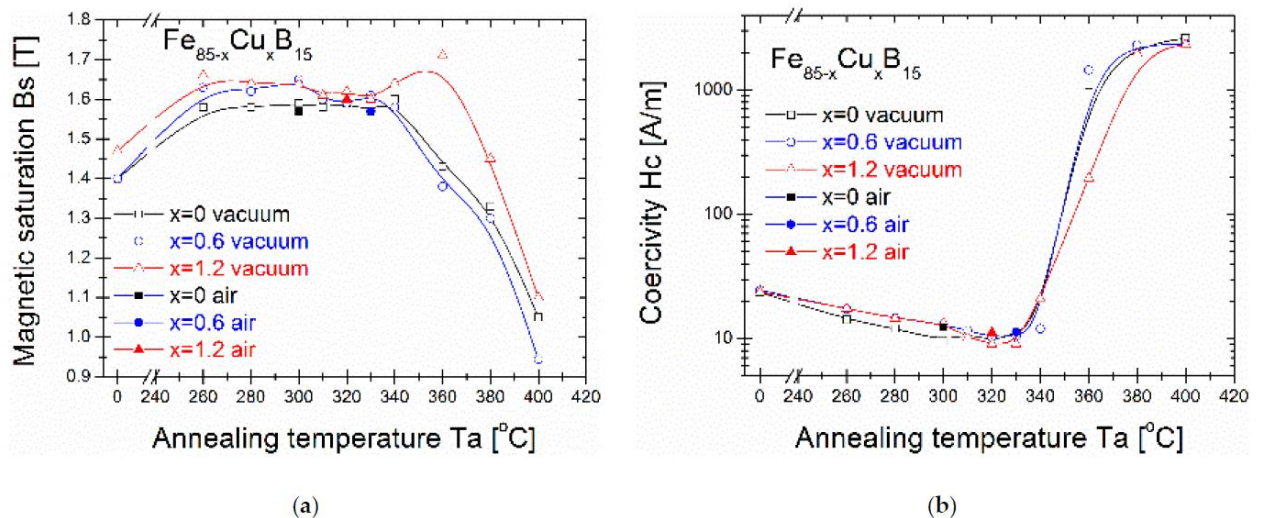


Рисунок 18. (а) Магнитное насыщение в зависимости от температуры отжига; (б) Коэрцитивная сила в зависимости от температуры отжига [18]

6. Результаты мессбауэровской спектроскопии показывают, что изменение содержания меди не вызывало видимых изменений в сверхтонких параметрах сплавов  $\text{Fe}_{85-x}\text{Cu}_x\text{B}_{15}$  с  $x = 0, 0.6, 1.2$ , отожженных в различных условиях. Однако полученные результаты показывают, что отжиг на воздухе приводит к локальному упорядочению в исследуемых сплавах.

В работе А. Rosales-Rivera и др. [20] доказывали, что обменное взаимодействие, спин–орбитальное взаимодействие и магнитное дипольное взаимодействие играют важную роль в значениях, принимаемых критическим показателем  $\beta$  Fe<sub>70</sub> и Co<sub>70</sub>. Эти взаимодействия слабее в Co<sub>70</sub>, чем в Fe<sub>70</sub>. С другой стороны, известно, что элементы Fe и Co расположены на границе между локализацией и перемещением. Таким образом, для Fe<sub>70</sub> конкуренция между ближними и дальними взаимодействиями может привести к преобладанию ближних взаимодействий, которые вместе с блуждающим характером электронов проводимости и положительным коэффициентом магнитострикции  $\lambda_s$  приводят к системе с критическим поведением трехмерной модели XYZ. Однако для Co<sub>70</sub> ситуация иная, поскольку обменные и спин–орбитальные взаимодействия в этом материале слабее, чем в Fe<sub>70</sub>, и, таким образом, возможно, что это ослабление вместе с наличием дипольного взаимодействия, поведением электронов проводимости и отрицательным коэффициентом  $\lambda_s$  может объяснить предполагаемое значение критическим показателем  $\beta = 0,399$ , который выше по сравнению с показателем модели Гейзенберга. Показано, что Fe<sub>70</sub> относится к классу универсальности для трехмерной модели XYZ, тогда как Co<sub>70</sub>, по-видимому, ближе к трехмерной модели Гейзенберга. Их результаты показывают, что существует взаимосвязь между магнитным критическим поведением и обменным взаимодействием, спин–орбитальным взаимодействием и магнитным дипольным взаимодействием в этих металлических стеклах. Однако трудно количественно определить долю каждого из их вкладов в критическое поведение, но в этих материалах преобладают взаимодействия на коротких

расстояниях, как и должно быть в случае, согласно значениям, полученным для критических показателей ( $\beta$ ,  $\delta$ ).

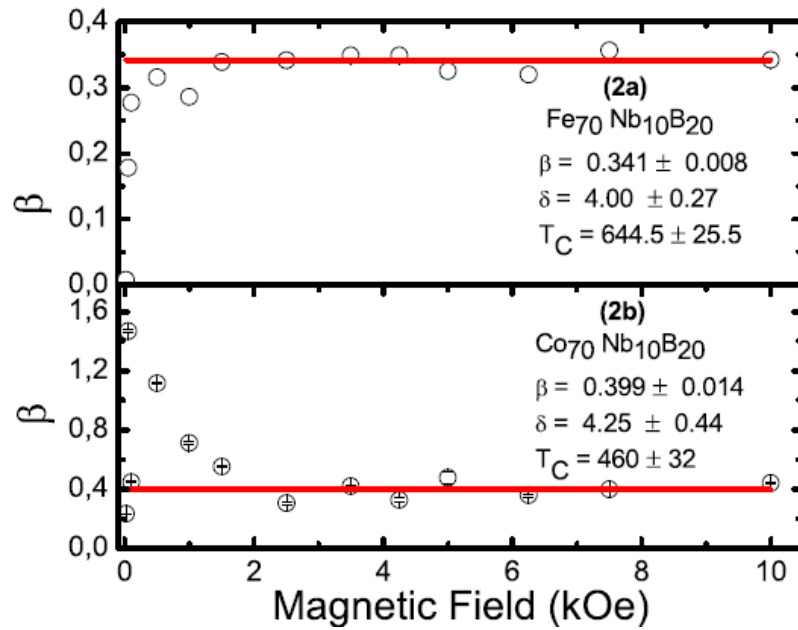


Рисунок 19. (а) и (b) График  $\beta$  зависимости от  $H$ , полученный из отдельных измерений  $M(T_c)$  путем подгонки (1) для (а)  $\text{Fe}_{70}\text{Nb}_{10}\text{B}_{20}$  и (b)  $\text{Co}_{70}\text{Nb}_{10}\text{B}_{20}$ . Красные сплошные линии представляют собой наименьшее среднеквадратичное соответствие данных  $\beta$  для полей в диапазоне  $1 < H < 10$  kO, как объясняется в тексте. [20]

М.Г. Nematov с соавторами [21] было исследовано влияние термической обработки аморфных микропроводов на основе Co при температурах, близких к температуре кристаллизации, на микромагнитную структуру, магнитострикцию и магнитоимпеданс.

Для модификации доменной структуры и оптимизации магнитной анизотропии для удовлетворения практических требований часто используется термическая обработка аморфных магнитных сплавов при температурах значительно ниже температуры кристаллизации и температуры Кюри. Температуры отжига значительно ниже температуры кристаллизации, поскольку магнитно-мягкие свойства ухудшаются при кристаллизации. Авторы продемонстрировали, что отжиг аморфных проволок на основе Co формирует отрицательную магнитострикцию относительно большой величины ( $\sim -3 \times 10^{-7}$ ), и легкую циркулярную анизотропию магнитоупругого происхождения. Поскольку никаких других анизотропий нет, а закалочные напряжения ослаблены, это может обеспечить очень хорошие магнитно-мягкие свойства и превосходную температурную стабильность. Наблюдаемый эффект не ограничивался уникальным составом сплава и может быть воспроизведен в различных аморфных сплавах на основе Co. Авторами предполагалось, что структурная релаксация и возможное разложение аморфного состояния на самой начальной

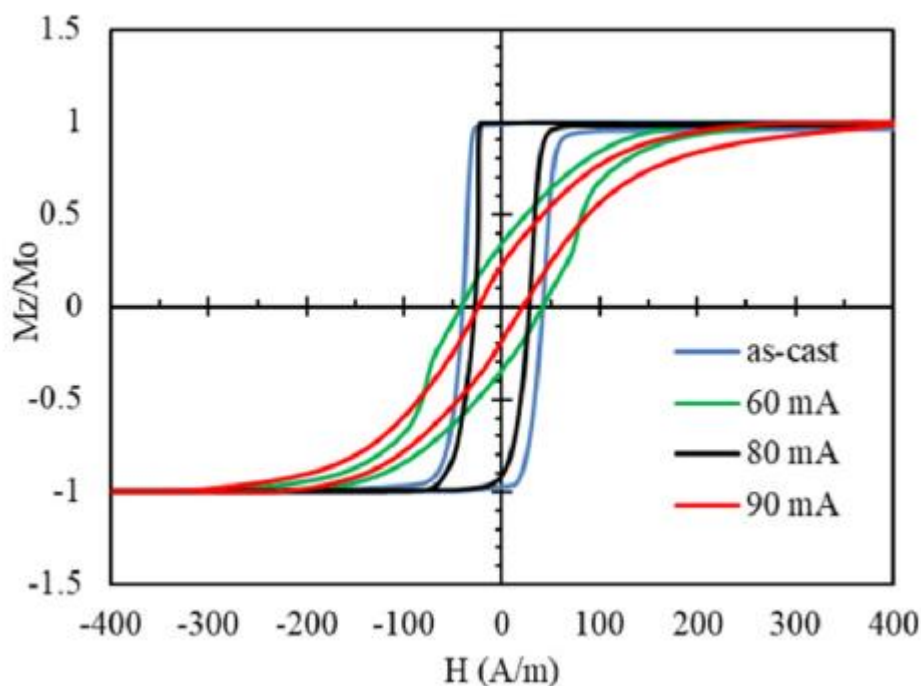


Рисунок 20. Петли гистерезиса аморфных микропроводов  $\text{Co}_{71}\text{Fe}_5\text{B}_{11}\text{Si}_{10}\text{Cr}_3$  в подготовленном состоянии и после отжига на постоянном токе при 60 мА (290°C), 80 мА (415°C) и 90 мА (490°C) [21]

стадии кристаллизации приводят к огромному изменению магнитострикции и образованию спирального типа анизотропии, благоприятного для магнитоимпедансного эффекта: относительное изменение импеданса остается очень большим (~100% для магнитного поля порядка поля анизотропии) до частоты в несколько Гигагерц. Этот результат имеет важное значение для разработки магнитных датчиков и датчиков напряжений, включая встроенные сенсорные приложения.

### Аморфные порошки

В работе Kim D с соавторами [22] были исследованы зависимости проницаемости, добротности и потерь в активной зоне в зависимости от размера составляющих частиц. Было обнаружено, что проницаемость изменяется из-за разницы в размере частиц в порошке, и было установлено, что потери в сердцевине изменяются в зависимости от размера частиц и кристаллической

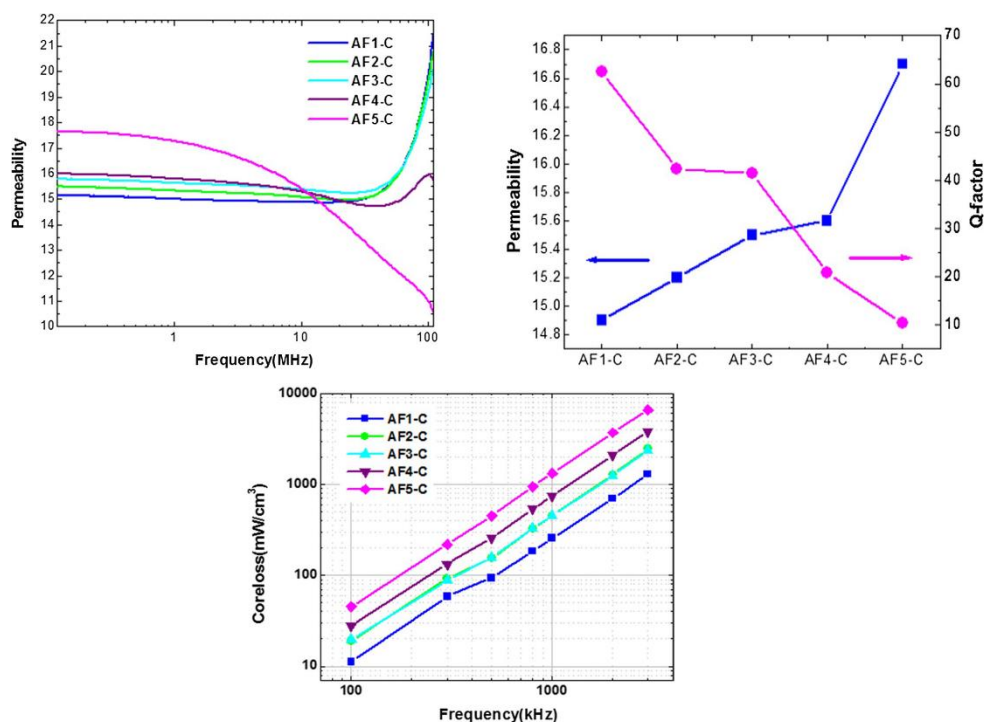


Рисунок 21. Частотная зависимость  $\mu$  развертки в диапазоне частот от 1 кГц до 110 МГц ;  $\mu$  и добротность при частоте 1 МГц для тороидальных сердечников в зависимости от размера составляющих частиц; Результаты измерения потерь в сердечнике в диапазоне частот от 100 до 3000 кГц [22]

структуры. Для изготовления магнитномягкого композита с высокими магнитными характеристиками в высокочастотном диапазоне необходимо использовать аморфный порошок с соответствующим размером частиц, чтобы обеспечить магнитную проницаемость и потери в сердечнике, подходящие для условий использования. Из полученных результатов они заключили, что сердцевина, состоящая из порошков с частицами размером в несколько десятков микрометров, обладает превосходными и стабильными магнитными свойствами в переменном поле и низкими потерями.

Магнитномягкие порошковые сердечники (МПС) изготовленные путем встраивания в основном магнитномягких частиц, покрытых индивидуально тонким электроизоляционным слоем, в немагнитную матрицу и с использованием правильно подобранных скоростей закалки и распределения порошка по размерам, обладают улучшенными магнитными свойствами в диапазоне средних и высоких частот. С развитием современной материаловедения и технологии МПС из аморфных и нанокристаллических (НК) сплавов интенсивно изучаются на предмет их превосходных магнитномягких свойств.

В статье Yarı Liu и др. [23] были исследованы микроструктуры и магнитномягкие свойства МПС, изготовленных из аморфных порошков, распыленных газом, и измельченных порошков, а также проведено сравнение на основе одинакового уровня эффективной проницаемости  $m_e$ . Обнаружено, что  $m_e$  обоих видов МПС остаются неизменными до 1 МГц. Кроме того, поскольку потери в сердечнике МПС в основном состоят из потерь на гистерезис и потерь на вихревые токи, потери в сердечнике могут быть значительно уменьшены путем синтеза оксидного слоя на обоих типах порошков. В результате аморфный

МПС имеет более низкие объемные потери в ядре  $P_{cv}$  в исследуемом диапазоне низких частот, в то время как МПС из нанокристаллических частиц вместо этого имеет более низкие  $P_{cv}$  в диапазоне более высоких частот. Более высокий  $P_{cv}$  нанокристаллического МПС можно объяснить тем фактом, что нанокристаллический МПС имеет более высокую максимальную индукцию  $B_m$ , а также имеет большее внутреннее напряжение. Кроме того, обсуждаются магнитные свойства и изменения  $P_{cv}$  обоих МПС с частотой и плотностью потока. Превосходные электромагнитные характеристики обоих МПС

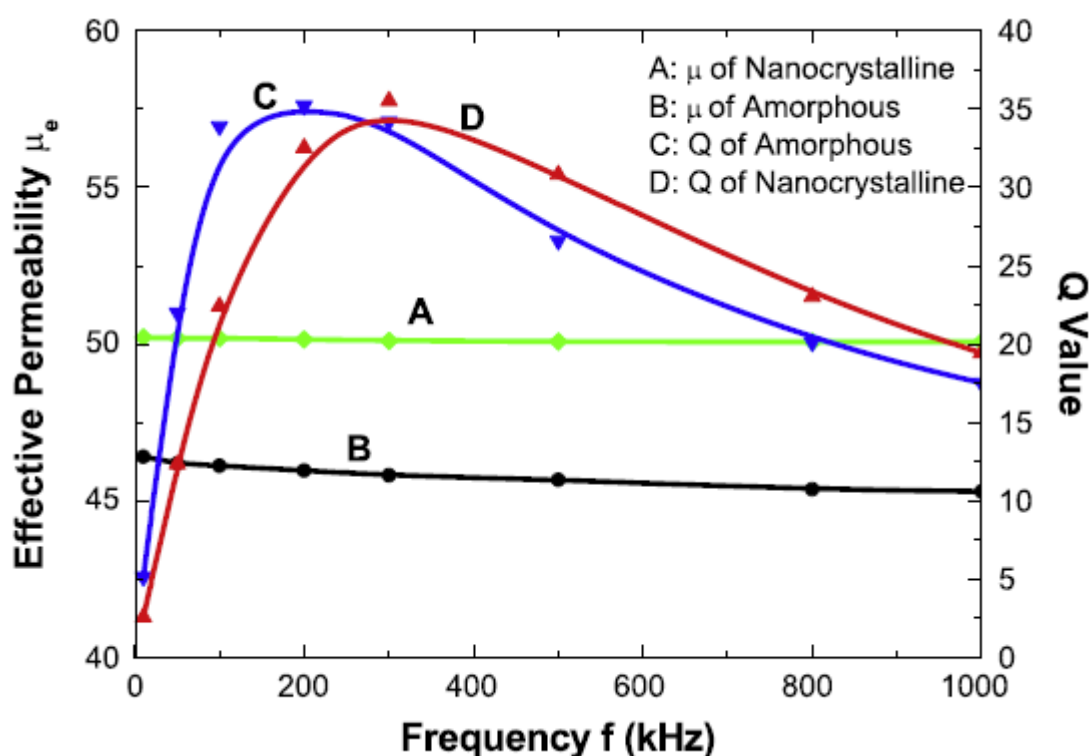


Рисунок 22. Частотная зависимость эффективной проницаемости  $\mu_e$  и добротности  $Q$  для нанокристаллических и аморфных МПС [23]

обусловлены хорошим покрытием частиц порошков органическими и неорганическими изолирующими слоями и однородной микроструктурой обоих МПС. Кроме того, также подробно изучены механизмы, объясняющие более низкую  $\mu_e$ , меньшие потери в сердечнике обоих МПС.



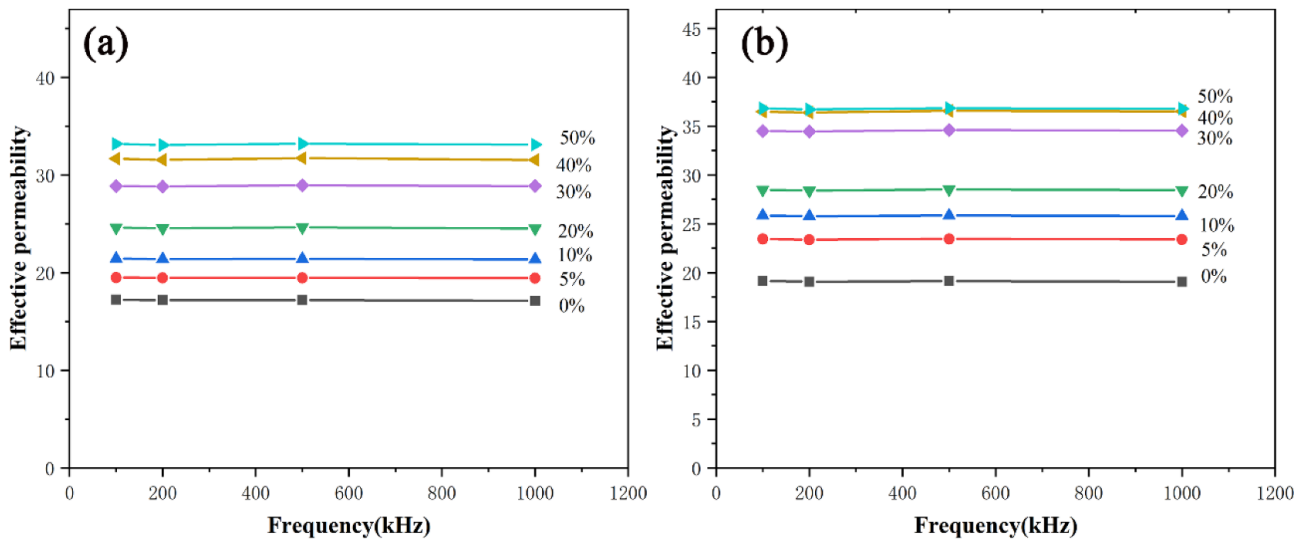


Рисунок 23. Эффективная проницаемость аморфных FeSiCr SMCs с различным содержанием SiP, обработанных при (a) 200°C и (b) 500°C.[24]

В работе Chao Xia и др. [24] было исследовано влияние содержания порошка карбонильного железа (ПКЖ) на микроструктуру, плотность, относительную плотность и магнитные свойства аморфных магнитомягких композитов на основе FeSiCr. Добавление ПКЖ может эффективно улучшить сжимаемость смешанных порошков и плотность мягких магнитных композитов. Когда содержание ПКЖ увеличивается с 0 wt% до 50 wt.%, фактическая плотность увеличивается с 5,22 г/см<sup>3</sup> до 6,23 г/см<sup>3</sup>, относительная плотность увеличивается с 75,9% до 84,9%. С увеличением количества ПКЖ скорость увеличения плотности и относительной плотности для мягких магнитных композитов постепенно замедляется. Добавление ПКЖ может эффективно улучшить  $\mu_e$  аморфных композитов на основе FeSiCr. По мере увеличения содержания ПКЖ с 0 wt.% до 50 wt.%, проницаемость  $\mu_e$  образца, термообработанного при 500°C, увеличивается с 19,1 до 36,8, а проницаемость  $\mu$  увеличивается на 92,7%. Если содержание ПКЖ находится в пределах от 0 wt.% до 30 wt.%, то это может снизить содержание  $P_{sv}$  и  $H_c$  в аморфных композитах на основе FeSiCr. Когда содержание ПКЖ превышает 30 wt.%, то по мере увеличения содержания ПКЖ увеличиваются  $P_{sv}$  и  $H_c$  мягких магнитных композитов. Когда содержание ПКЖ составляет 30 wt.%, потери в композитах являются наименьшими (342,91МВт/см<sup>3</sup> при 1000 кГц, 20 мТл).

В статье Zhang C с соавторами [25] был получен изолирующий слой  $\text{NiCuZnFe}_2\text{O}_4$  на поверхности аморфного порошка  $\text{FeSiBCuNb}$  методом химического соосаждения, и ими были успешно получены нанокристаллические композиты на основе  $\text{FeSiBCuNb} / \text{NiCuZnFe}_2\text{O}_4$ . Авторами систематически изучалось влияние температуры отжига на свойства сердечника из созданного композита. Они обнаружили, что при отжиге при  $550^\circ\text{C}$  в течение 1 часа образцы проявляют превосходные комплексные магнитные свойства, включая высокую проницаемость 80,6 с высокочастотной стабильностью до 2000 кГц, низкие потери в сердечнике 78,18 Вт/кг ( $B_m = 0,1 \text{ Т}$ , 100 кГц), коэффициент качества 43,6, смещение постоянного тока в 43% и более низкая коэрцитивная сила 2,04 А/м. Проведенное авторами исследование дает полезную информацию для получения аморфных/нанокристаллических композитов на основе Fe и выбора изолирующего слоя, который может быть распространен на другие магнитные порошковые сердечники на основе Fe.

В работе Ku's A и др. [26] были исследованы два сплава на основе Co -  $\text{Co}_{47.6}\text{B}_{21.9}\text{Fe}_{20.4}\text{Si}_{5.1}\text{Nb}_5\%$  at. и  $\text{Co}_{42}\text{B}_{26.5}\text{Fe}_{20}\text{Ta}_{5.5}\text{Si}_5\text{Cu}_1\%$  at. Авторами было обнаружено, что это подходящие сплавы для получения порошка путем

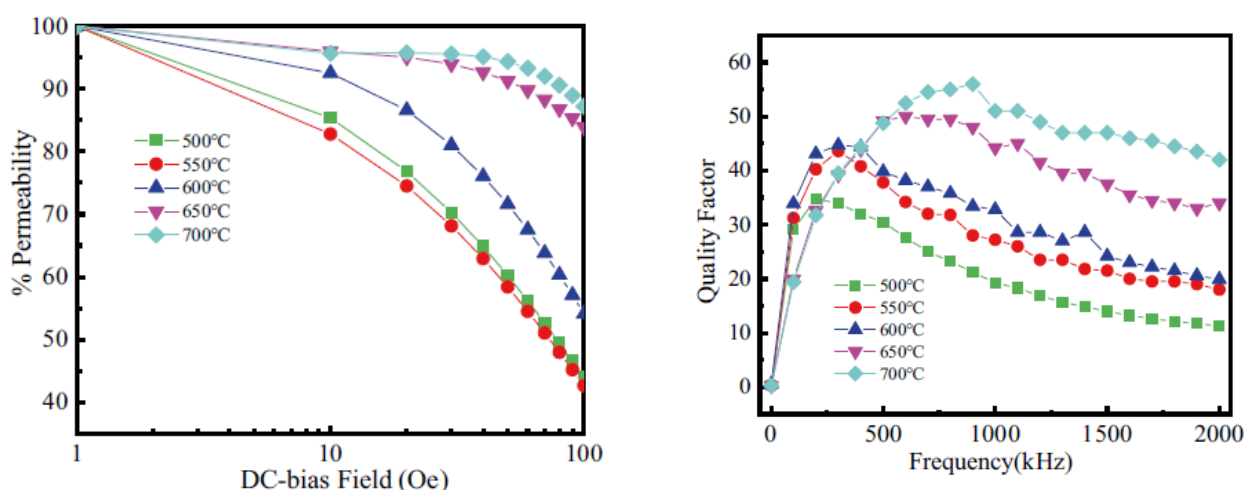


Рисунок 24. Частотная зависимость добротности  $\text{FeSiBCuNb}$  SMPC при различных температурах отжига; Зависимость проницаемости от поля постоянного смещения для  $\text{FeSiBCuNb}$  SMPC, отожженных при различных температурах [25]

распыления, и полученные частицы имеют химическую однородность. Однако второй сплав имел несколько меньшую однородность, чем первый сплав.

Распыленный порошок 50–80 мкм сплава  $\text{Co}_{47.6}\text{Fe}_{20.4}\text{B}_{21.9}\text{Si}_{5.1}\text{Nb}_5$  демонстрирует  $T_g = 620 \text{ }^\circ\text{C}$  и  $T_x = 663 \text{ }^\circ\text{C}$  при исследовании дифференциальным термическим анализом.  $\text{Co}_{42}\text{Cu}_1\text{Fe}_{20}\text{Ta}_{5.5}\text{B}_{26.5}\text{Si}_5$  демонстрирует меньшую температура кристаллизации  $T_x$  (чем первый сплав), а именно  $595 \text{ }^\circ\text{C}$ , и не показывает никаких признаков температура стеклования  $T_g$ . Эти температуры ниже, чем температура, взятая из литературы, что может быть вызвано различной формой испытываемых образцов.

Поверхность первого и второго сплава заметно не изменилась после отжига ни при  $T_g$ , ни при  $T_x$ .

Отжиг в течение 20 мин при  $T_g$  и отжиг при  $T_x$  порошковых образцов  $\text{Co}_{47.6}\text{B}_{21.9}\text{Fe}_{20.4}\text{Si}_{5.1}\text{Nb}_5$  и  $\text{Co}_{42}\text{B}_{26.5}\text{Fe}_{20}\text{Ta}_{5.5}\text{Si}_5\text{Cu}_1$  вызывают увеличение твердости вдавливания и увеличение модуля упругого вдавливания.

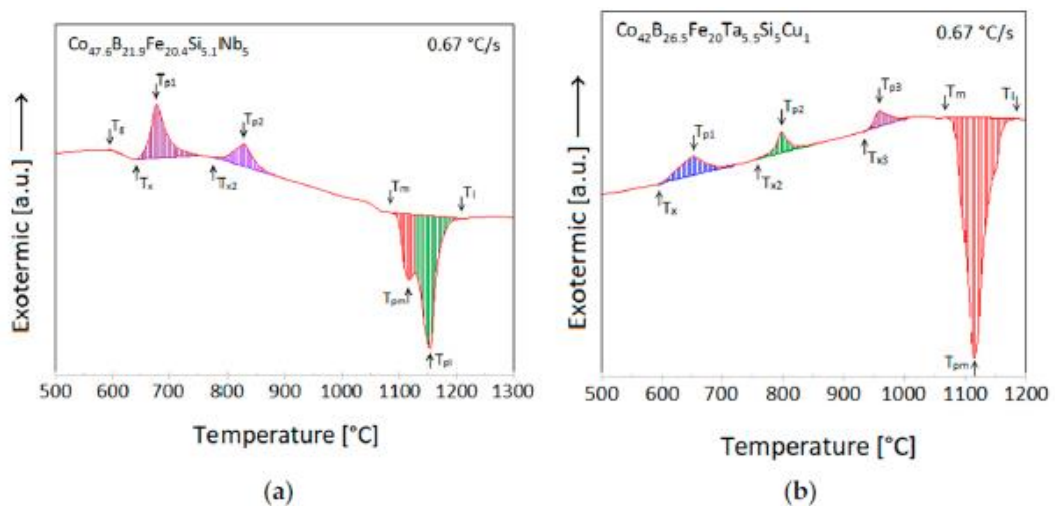


Рисунок 25 Дифференциальный термический анализ (DTA) двух сплавов на основе Co [26]

Магнитные исследования показывают, что сплав  $\text{Co}_{47.6}\text{B}_{21.9}\text{Fe}_{20.4}\text{Si}_{5.1}\text{Nb}_5$  является магнитномягким материалом как в распыленном состоянии, так и после отжига.  $\text{Co}_{42}\text{B}_{26.5}\text{Fe}_{20}\text{Ta}_{5.5}\text{Si}_5\text{Cu}_1$  проявляет свойства полужесткого магнитного материала в обоих состояниях.

В работе Anand M [27] изучено влияние дипольных взаимодействий и формы образца на магнитные свойства  $2d$  ( $L_x \times L_y$ ) массива магнитных наночастиц кубической формы (МНЧ), выполнено микромагнитное моделирование с использованием кода OOMF. Известно, что равномерно намагниченные частицы кубической формы не обладают анизотропией формы. автор смог вызвать анизотропию формы в системе, изменив соотношение сторон  $A_r$ . Основной целью автора было изучение морфологии основного состояния (Ground State GS) и понимание механизма магнитного гистерезиса как функции  $\Theta$ , анизотропии формы, вызванной изменением соотношения сторон  $A_r (= L_y / L_x)$  и направления приложенного поля  $\mu_0 H = H_0 e_H$ . Наблюдения автора заключались в следующем:

(a) Для слабо взаимодействующих МНЧ ( $\Theta < 1$ ) магнитные моменты ориентированы случайным образом, и на морфологию  $A_r$  не влияет. МНЧ также имеют тенденцию выравниваться по нормали к плоскости образца.

(b) Для сильных дипольных взаимодействий ( $\Theta > 1$ ) магнитные моменты предпочитают ориентироваться в плоскости образца. Морфология, в данном случае, включает области коррелированных моментов.

(c) Магнитный момент благоприятствует ферромагнитной связи вдоль более длинной оси образца, когда  $A_r$  увеличивается при условии  $\Theta > 1$ .

(d) Когда дипольное взаимодействие слабое, кривые магнитного гистерезиса следуют модели Стоунера–Вольфарта ( $H_c \approx 0,48H_K$  и  $M_r \approx 0,5$ ) независимо от направления приложенного поля и соотношения сторон  $A_r$ .

(e) При приложении поля вдоль более длинной стороны образца наблюдается сильный эффект анизотропии формы, что отражается в очень большом значении остаточной намагниченности  $M_r \approx 0,9$ .

(f) Дипольное взаимодействие всегда уменьшает коэрцитивное поле  $H_c$ .

(g) Таким образом, для сильно взаимодействующих МНЧ,  $H_c$  и  $M_r$  стремятся к нулю, когда поле приложено перпендикулярно плоскости образца.

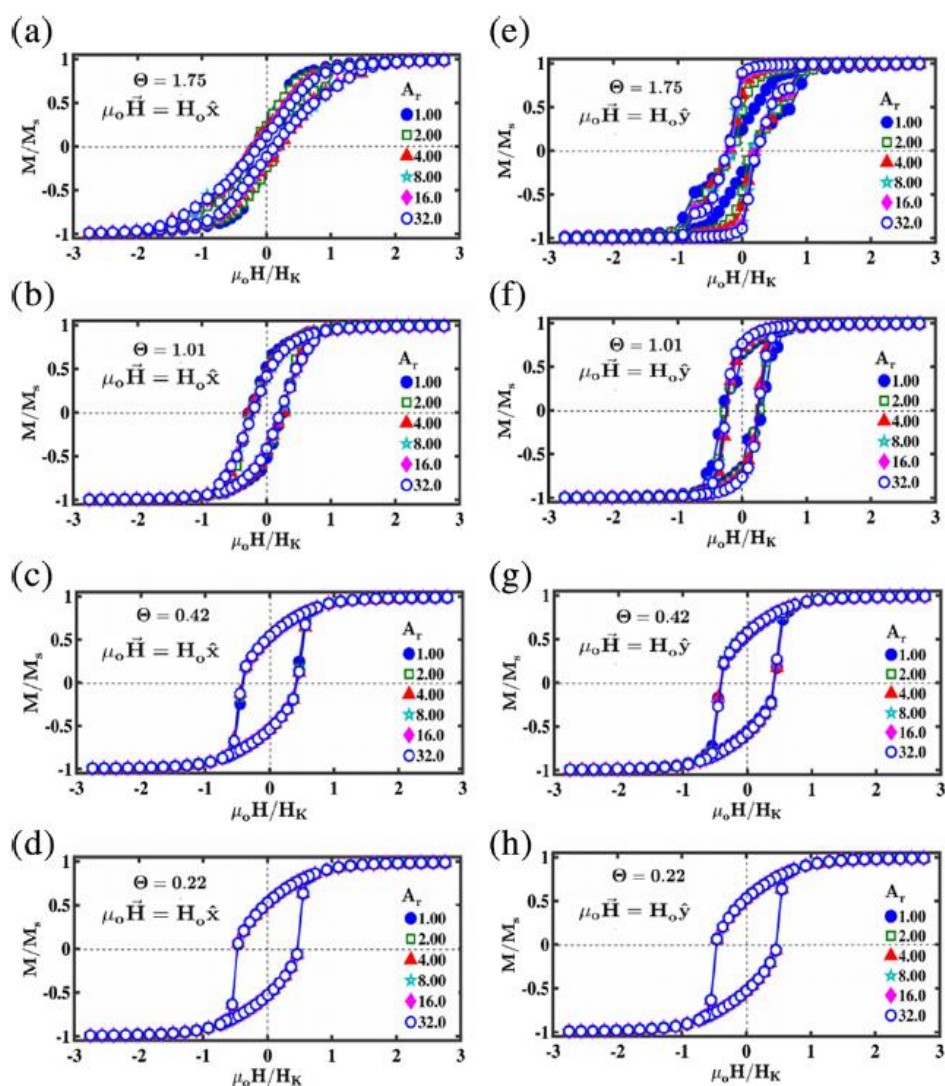


Рисунок 26. Зависимость магнитного гистерезиса от соотношения сторон  $A_r$  и силы дипольного взаимодействия при приложении поля в плоскости образца [27]

Автору удалось получить рекомендации относительно того, как могут изменяться свойства магнитного гистерезиса в массивах МНЧ дипольным взаимодействием. Полученные результаты способствуют расширению фундаментального понимания двумерных дипольных взаимодействующих систем. Кроме того, они предлагают возможности для создания самоорганизующихся массивов магнитных наночастиц с желаемым магнитным откликом. Микромагнитное моделирование показало, что дипольное взаимодействие индуцирует эффективную ферромагнитную связь в тонких

массивах (когда соотношение сторон велико). Это означает, что можно модулировать магнитные свойства упорядоченных массивов МНП, изменяя величину анизотропии формы системы. Последнее может быть изменено путем изменения ширины и длины системы. Результаты также применимы к экспериментальным образцам, которые можно разделить на различные категории в зависимости от того, как они ведут себя при приложении к ним внешнего магнитного поля.

В статье С.Л. Ја с соавторами [28] были изучены магнитные свойства и параметры ГМИ композитных лент FINEMET/IGZO с различной толщиной слоя покрытия IGZO (0 ~ 200 нм). Слой покрытия IGZO может снизить коэрцитивную силу ленты FINEMET и улучшить магнитно-мягкие свойства композитных лент. С увеличением толщины слоя покрытия IGZO соотношение ГМИ композитных лент FINEMET/IGZO сначала увеличивается, а затем уменьшается, и отношение ГМИ образца достигает максимума (45%), когда толщина слоя покрытия IGZO составляет 150 нм. Эта тенденция объяснялась ими относительным вкладом

электромагнитного взаимодействия и механических напряжений. Результаты показали, что диэлектрический материал IGZO может быть использован в качестве материала-кандидата для исследования нового типа датчика ГМИ, совместимого с полупроводниковой электроникой.

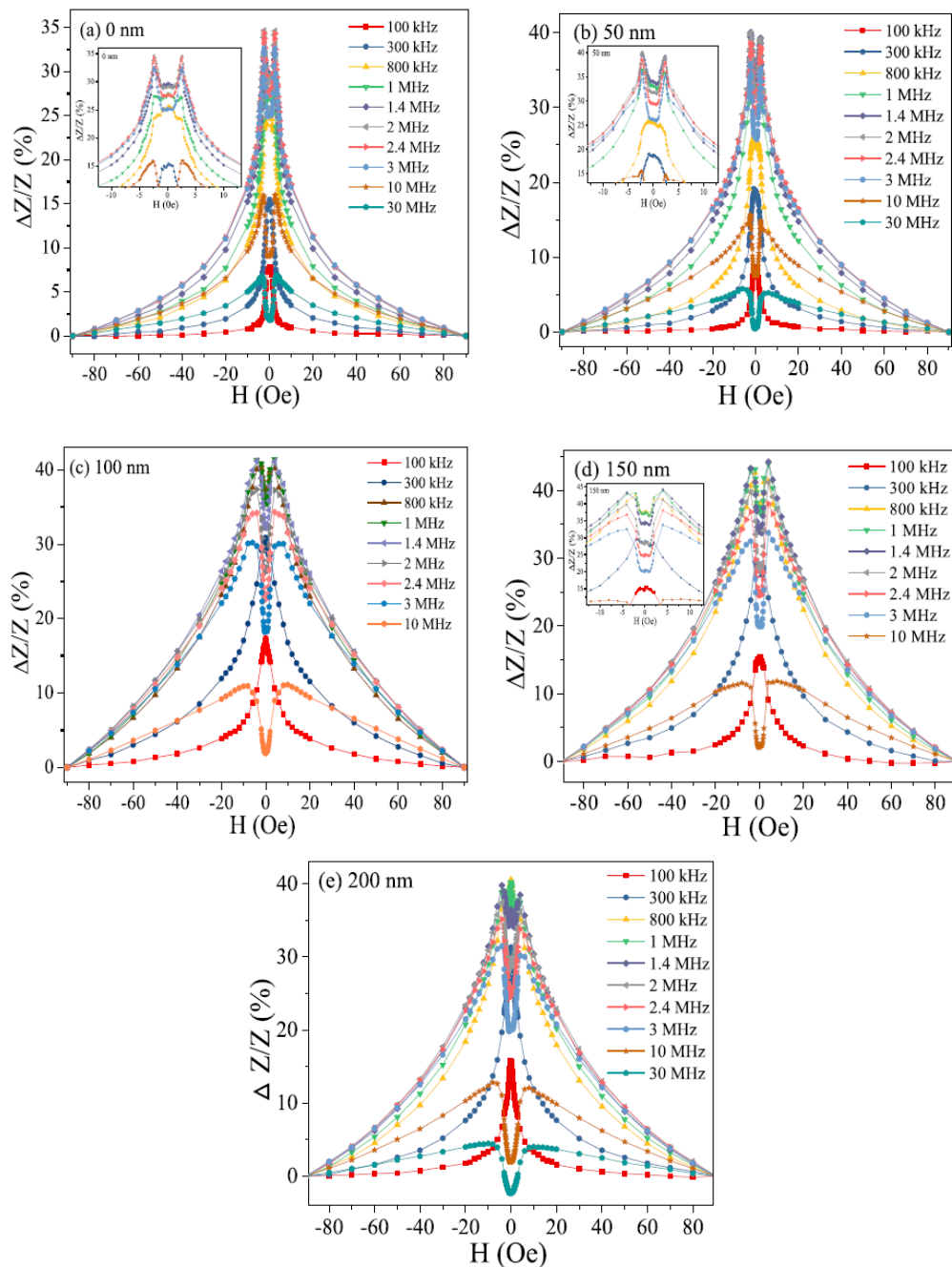


Рисунок 27. Типичная зависимость отношения ГМИ от магнитного поля композитных лент FINEMET/IGZO с различной толщиной слоя покрытия IGZO [28]



Проведенный анализ свойств аморфных материалов показывает, что форма образцов существенно влияет на их поведение.

В связи с этим настоящая цель данной диссертации – изучение особенностей образцов различной формы методом ГМИ.

## Методы изучения свойств магнитномягких сплавов

### Гигантский магнитный импеданс

Chen Kang с соавторами [29] провели исследование эффекта ГМИ на монокристаллических пленках и сферах железо-иттриевого граната (YIG) с использованием измерения высокочастотного пропускания-отражения. Пленки YIG были более чувствительны к изменениям магнитных полей и частот. Коэффициент ГМИ двусторонних пленок YIG достиг 256%, что сопоставимо с таковым у традиционных магнитномягких материалов. Лазерное травление также может добавлять анизотропию формы в образцы тонких пленок, позволяя им обнаруживать меньшие магнитные поля. Генерация эффекта ГМИ была получена из заметных изменений проницаемости и индуктивности, вызванных эффектом ФМР в гигагерцевом диапазоне, который отличался от традиционных измерений ГМИ, основанных на скин-эффекте на низких частотах. Результаты показали, что тонкие пленки YIG могут быть использованы в качестве зондирующих элементов магнитных датчиков с высокой чувствительностью к

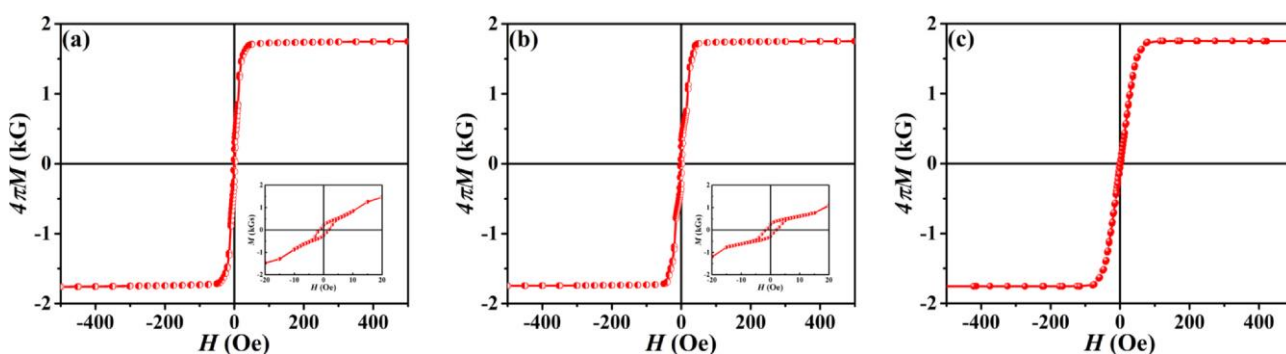


Рисунок 28. Петли гистерезиса игольчатых пленок и сферы, измеренные с использованием VSM, (а) односторонняя игольчатая пленка, (б) двусторонняя игольчатая пленка, (в) игольчатая сфера [29]

импедансу по отношению к магнитным полям. Эксперимент также предоставил



простой метод оценки гигантских эффектов магнитоимпеданса на высоких частотах.

В статье F. Jin и др. [30] сравнивались магнитные свойства пленок CoFeSiB на разных подложках, которые были изготовлены на твердом стекле, ПЭТ, ПИ и силикатном гибком стекле. Также ими было проанализировано влияние

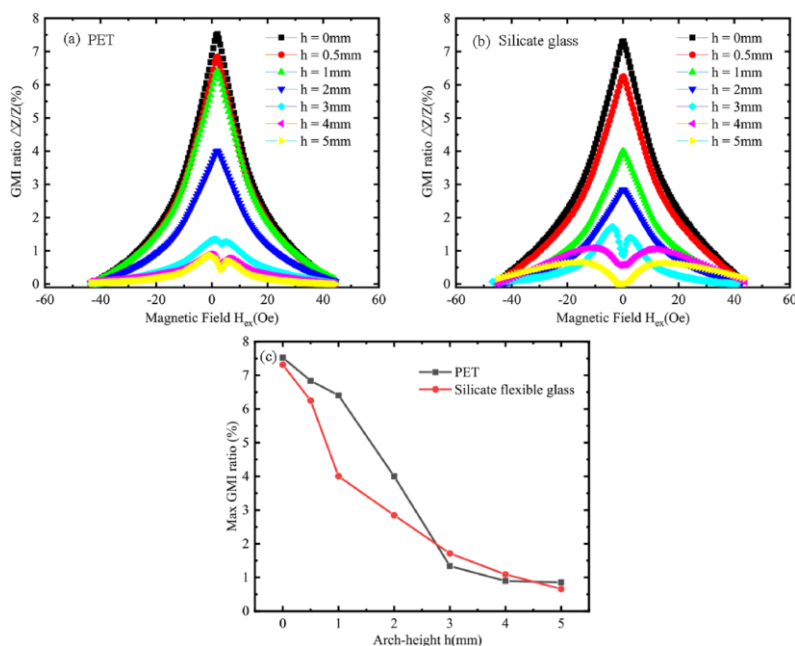


Рисунок 29. Кривые GMI многослойных слоев CoFeSiB на разных подложках с частотой возбуждения 200 МГц при разной высоте свода  $h$ : (а) ПЭТ (б) Силикатное гибкое стекло (с) Максимальные соотношения GMI многослойных слоев CoFeSiB на ПЭТ и силикатном гибком стекле. [30]

растягивающего напряжения на эффект ГМИ многослойных слоев CoFeSiB. Выводы заключаются в следующем:

(1) Многослойные пленки CoFeSiB, изготовленные на основе ПЭТ и силикатного гибкого стекла, обладают хорошими мягкими магнитными свойствами. Между тем, ПЭТ и силикатное гибкое стекло могут эффективно переносить нагрузку на пленку. Поэтому они являются хорошим материалом для гибких подложек.

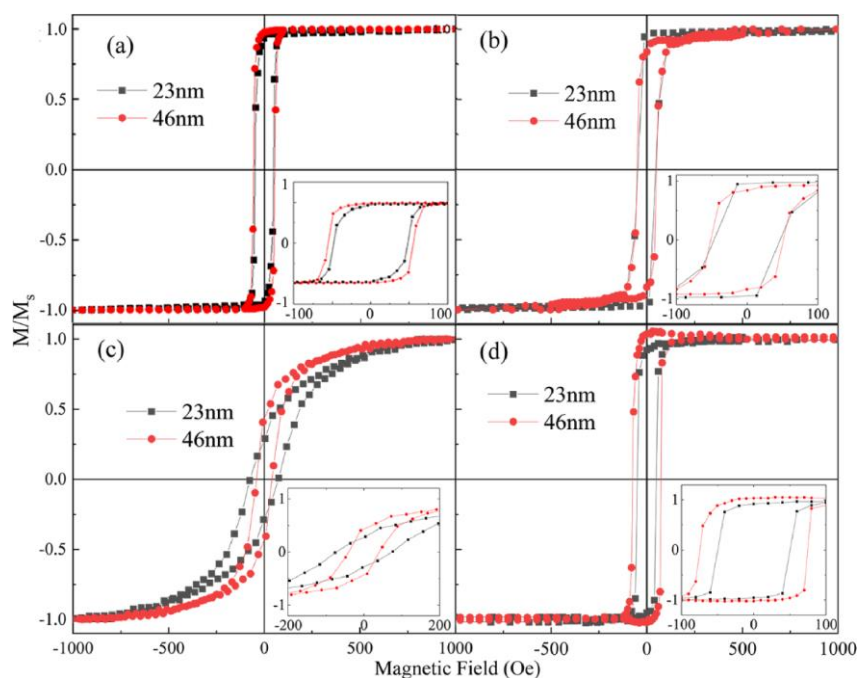


Рисунок 30. Петли гистерезиса монослоя CoFeSiB различной толщины, изготовленного на разных гибких подложках: (a) твердое стекло, (b) ПЭТ, (c) PI, (d) силикатное гибкое стекло. [30]

(2) Коэффициент магнитострикции пленок CoFeSiB отрицательный. Таким образом, приложение продольного растягивающего напряжения уменьшило продольную магнитную анизотропию, что привело к уменьшению эффекта ГМИ пленки CoFeSiB.

Это исследование закладывает основу для разработки гибких датчиков ГМИ. В будущем следует изучить микроскопический механизм воздействия напряжений на пленки ГМИ. Исследование было бы полезно для уменьшения влияния напряжений на чувствительность датчиков и изготовления гибких датчиков ГМИ со стабильной производительностью.

В работе Amirabadizadeh A. и др. [31] представили новый и эффективный подход к улучшению реакции ГМИ лент на основе кобальта путем добавления нанокompозитных пленок PVA / Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> и различных количеств вольфрама (W). Они получили следующие результаты:

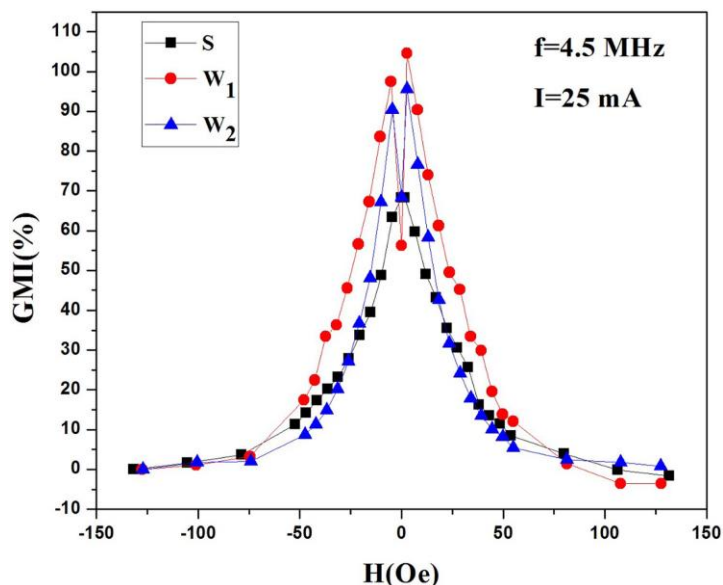


Рисунок 31. Отклик ГМИ лент S, W1 и W2 [31]

1. Значительное увеличение коэффициента ГМИ и чувствительности наблюдалось после добавления W к лентам на основе кобальта. Максимальное отношение ГМИ составляло около 105% в W1, а максимальное значение чувствительности составляло около 68%/Э в W2 по сравнению с таковым у S-ленты при частоте 4,5 МГц и токе 25 мА. Присутствие вольфрама в качестве немагнитного элемента значительно повлияло на магнитную анизотропию и увеличило ГМИ и чувствительность.

2. Для наночастиц магнетита (Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>), полученных совместным осаждением с использованием NH<sub>4</sub>OH в качестве осаждающего агента, на рентгенограмме не было примесной фазы. Наночастицы Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> были почти однородными и сферическими. Петля гистерезиса M-H была полностью S-образной, из чего можно сделать вывод, что наночастицы были суперпарамагнитными. Эти наночастицы были добавлены к полимеру PVA с различными массовыми

соотношениями, и были сформированы нанокompозитные слои. Величина намагниченности насыщения ( $M_s$ ) увеличивалась с увеличением массового содержания наночастиц  $Fe_3O_4$  в полимере ПВС.

3. На кривые ГМИ лент W1 и W2 значительно повлияло присутствие PVA/ $Fe_3O_4$ . Добавление PVA/ $Fe_3O_4$  с 1–9 мас.% улучшило значение ГМИ и чувствительность. Для лент, прослоенных полимерными нанокompозитными пленками с 7 мас.% наночастиц  $Fe_3O_4$ , значение ГМИ и чувствительность составляли около 209% и 91%/Э и около 179% и 42%/Э для лент W1 и W2, соответственно.

Таким образом, в работе [31] путем оптимизации содержания P и методов отжига  $Co_{69}Fe_{5.5}Ni_1Si_{14.5-x}P_xB_{10}$  ( $x = 0, 0.5, 1, 1.5, 2$ ) ленты были получены методом закалки в атмосфере аргона успешно, все ленты с отжигом без напряжения и отжигом в магнитном поле показывают типичное аморфное состояние. Были исследованы термическая стабильность, мягкие магнитные свойства и эффект напряжения гигантского импеданса (НГИ) GSI лент. Обнаружено, что замена Si небольшим количеством P является выгодной для повышения температуры кристаллизации лент и улучшения термической стабильности. По сравнению с отжигом без снятия напряжения отжиг в магнитном поле может увеличить проницаемость и уменьшить коэрцитивную силу лент, что приводит к улучшению эффекта ГМИ и GSI. Среди них лента с 1 ат.% P-ленты ( $x = 1$ ) после отжига в магнитном поле ( $300^\circ C$ , 4000 Oe, 1 ч) демонстрирует более высокий эффект ГМИ. В частности, когда приложенное растягивающее напряжение увеличивается от 0 до 100 МПа,  $(\Delta z/z)_{max}$  ленты с отжигом в магнитном поле увеличивается с 76,6% до 102,8%, в то время как  $(\Delta z/z)_{max}$  ленты с отжигом без снятия напряжения увеличивается с 71,7% до 75,3%, а Коэффициент ГМИ лент ( $x = 1$ ) при отжиге в магнитном поле и отжиге без снятия напряжения составляет 34,3% и 5,0% соответственно. Результаты показали, что отжиг в магнитном поле может значительно улучшить характеристики ГМИ, вызванные напряжением,

аморфных лент на основе Co. Таким образом, настоящая работа предлагает потенциальную идею для оптимизации характеристик аморфных лент на основе Co для применения в датчиках ГМИ, индуцированных напряжением.

M. F. A. Zolkepli и Z. Zainuddin [33] сообщили, что реализовали сосуществование сегнетоэлектрического и ферромагнитного упорядочения в (1-x) композите  $\text{BaTiO}_{3-x}\text{MgFe}_2\text{O}_4$ . Рентгеновский спектр не показал образования пиков  $\text{MgFe}_2\text{O}_4$  для каждой композиции из-за его очень малого количества, и в этом композите образовалась тетрагональная форма  $\text{BaTiO}_3$ . Петля гистерезиса  $M(H)$  также подтвердила, что композит обладает мягкими магнитными свойствами благодаря добавлению  $\text{MgFe}_2\text{O}_4$ . Композит проявлял реакцию в присутствии магнитного поля и приводил к увеличению намагниченности. Небольшое коэрцитивное поле,  $H_C$  регистрировалось и уменьшалось с увеличением массовой доли  $\text{MgFe}_2\text{O}_4$ . Кроме того, намагниченность увеличивалась при увеличении количества  $\text{MgFe}_2\text{O}_4$ . Комплексный импедансный анализ показал, что добавление очень небольшого количества  $\text{MgFe}_2\text{O}_4$  влияет на взаимодействие границ зерен и самих зерен. Плотность композита увеличилась с  $x=0,00$  до  $x=0,06$  и снова уменьшилась при  $x=0,08$ . Увеличение массовой доли также повлияло на сопротивление зерен и границ зерен. Таким образом, содержание феррита оказывает значительное влияние на импеданс и магнитные свойства, которые, в свою очередь, влияют на свойства продукта композитов.

Метод ГМИ является эффективным инструментом изучения магнитных и структурных свойств различных материалов, что подтверждается приведенными выше литературными данными. В связи с этим, использование этого метода в сочетании с магнитометрией представляют возможность для получения результатов, позволяющих проанализировать особенности образцов различной формы из магнитномягких металлических аморфных сплавов.

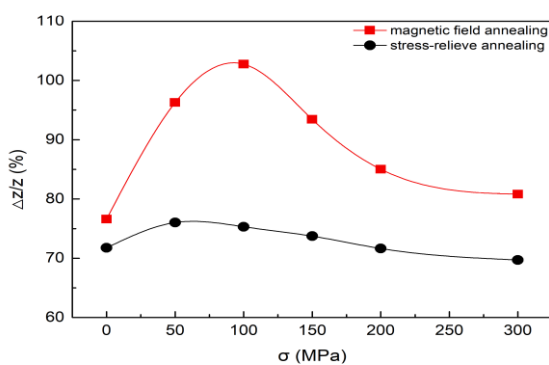


Рисунок 32. Эффект ГМИ лент с различным отжигом при  $\chi = 1$ ,  $f = 2$  МГц. [33]

## Методика измерений и образцы

### Векторный анализатор спектра

Исследования проводилось с помощью векторного анализатора AGILENT FieldFox N9923A(рис. 33). С помощью этого прибора можно определять множество параметров электрических цепей на разных частотах таких как: передаточные функции, амплитуды и фазы сигналов, потери, вносимое затухание или усиление, групповая задержка, коэффициент стоячей волны и т.д.



Рисунок 33. Векторный анализатор спектра Agilent FieldFox N9923A [изображение взято с сайта <https://www.keysight.com>]

Работа этого устройства заключается в измерении параметров рассеяния (S-параметров) прошедшей и отраженной от тестируемого устройства волны. Этот прибор может измерять четыре S параметра: S11 - отражение волны при прямом измерении, S21 – прохождение волны, S12 –прохождение волны при обратном измерении и S22 – отражение волны от исследуемого устройства при обратном измерении (см. рис. 34). Однако для определения импеданса исследуемого устройства достаточно параметров отражения S11, чья связь между ними выражается соотношением:

$$Z = Z_0 \frac{1+S_{11}}{1-S_{11}} \quad (3)$$

Где  $Z_0=50$  Ом импеданс источника.

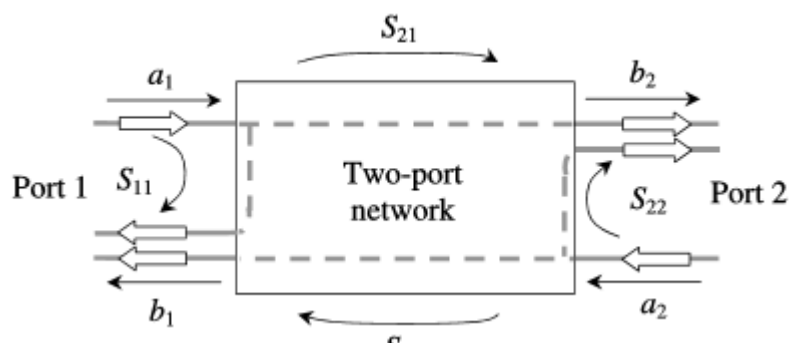


Рисунок 34. Параметры рассеяния

Общая схема эксперимента по измерению гигантского магнитного импеданса на ВАС приведена на рисунке 35.

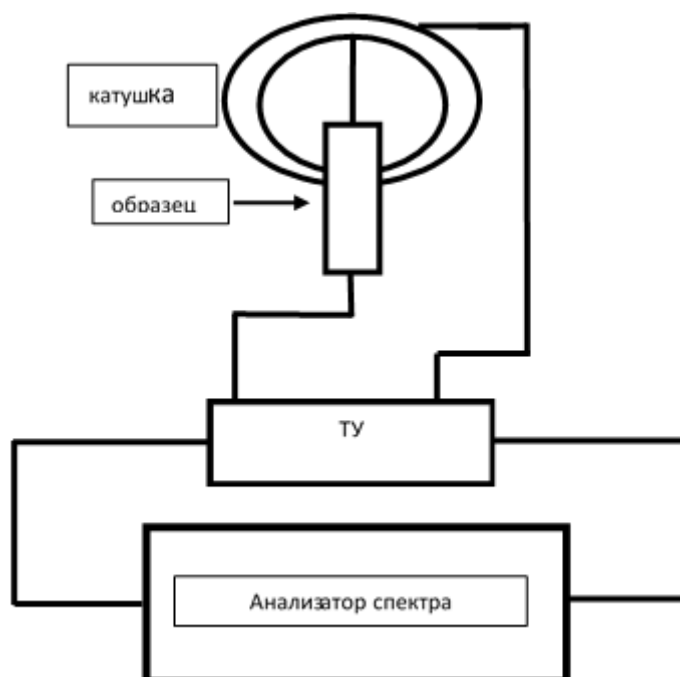


Рисунок 35. Схема измерений

Измерение импеданса одного образца состоит из следующих этапов:

1. Калибровка анализатора. Для этого коаксиальному кабелю, соединённому с анализатором, подключается калибровочный набор OpenShortLoad. После чего, чтобы избежать вклада в сигнал электромагнитного поля от другого оборудования лаборатории, нужно крепко зафиксировать



положение кабеля и тестируемого устройства, так как устройство очень чувствительно.

2. После калибровки необходимо припаять подводящие провода от образца к держателю тестируемого устройства.
3. Тестируемое устройство соединяется с векторным анализатором через закреплённый коаксиальный кабель.
4. Величина внешнего магнитного поля задаётся катушкой, через которую пропускается постоянный ток от дополнительного блока питания.
5. Далее на внешний накопитель записываются параметры отражения от тестируемого устройства при заданном поле. Для каждого значения магнитного поля создаётся файл формата “S2P” содержащий значения частоты, амплитуды и фазы сигнала. Таким образом на выходе получается файлы при различных значениях полей.

Полученные данные обрабатываются программе Origin.

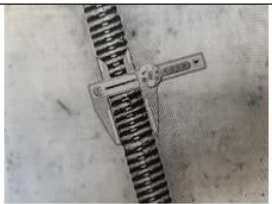
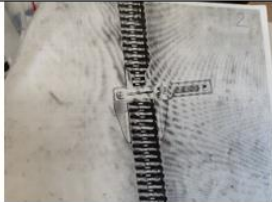
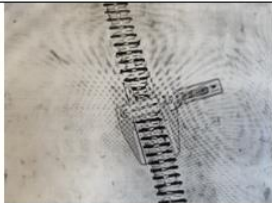


В проводимых исследованиях измерения проводились в 2 катушках и на одном электромагните. Напряженность магнитного поля, создаваемого катушками, достигала 100 Э и 450 Э, а в зазоре электромагнита – 5000 Э.

## Образцы

В настоящей работе использовались следующие образцы:

	Диаметр	Основание	Намотка
Пружинка 1	568 мкм	Стеклонить, 3 жилы	Левая намотка
Пружинка 2	542 мкм	Стеклонить, 4 жилы	Правая намотка
Пружинка 3	525 мкм	Леска 0.3 мм	Правая намотка
Пружинка 4	712 мкм	Стеклонить, 4 жилы	Левая намотка

Все образцы, исследованные в работе, изготовлены компанией ВИЧЕЛ и предоставлены доцентом нашей кафедры доктором физико-математических

Образец	Фото
<p><b>Образец 1.</b>                      микропровод 100 мкм                      Левая намотка                      Основание – стеклонить, 3 жилы                      Диаметр – 568 мкм</p> <p>Long – 15.44 мм                      Short – 4.82 мкм</p>	
<p><b>Образец 2.</b>                      микропровод 100 мкм                      Правая намотка                      Основание – стеклонить, 4 жилы                      Диаметр – 542 мкм</p> <p>Long – 15.56 мм                      Short – 5.25 мкм</p>	
<p><b>Образец 3.</b>                      микропровод ??? мкм                      Правая намотка                      Основание - леска 0.3 мм                      Диаметр – 525 мкм</p> <p>Long – 14.95 мм                      Short – 5.24 мкм</p>	
<p><b>Образец 4.</b>                      микропровод 100 мкм                      Левая намотка                      Основание – стеклонить, 4 жилы                      Диаметр – 712 мкм</p> <p>Long – 15.24 мм                      Short – 5.87 мкм</p>	
<p><b>Образец 5.</b>                      микропровод ??? мкм                      Правая намотка                      Основание – стеклонить, 4 жилы                      Диаметр – 542 мкм</p> <p>Long – 15.15 мм                      Short – 5.56 мкм</p>	

наук Шалыгиным Александром Николаевичем.

Конусные микропровода FeSiB со средним диаметром 48 мкм, 33 мкм, 20 мкм (конусность 1:100000)

Для сравнения использован цилиндрический микропровод близкого состава Fe<sub>75</sub>V<sub>15</sub>Si<sub>10</sub> с диаметром 15 мкм

## Результаты и их обсуждение

### Конусные микропровода

Полученные зависимости ГМИ представлены ниже.

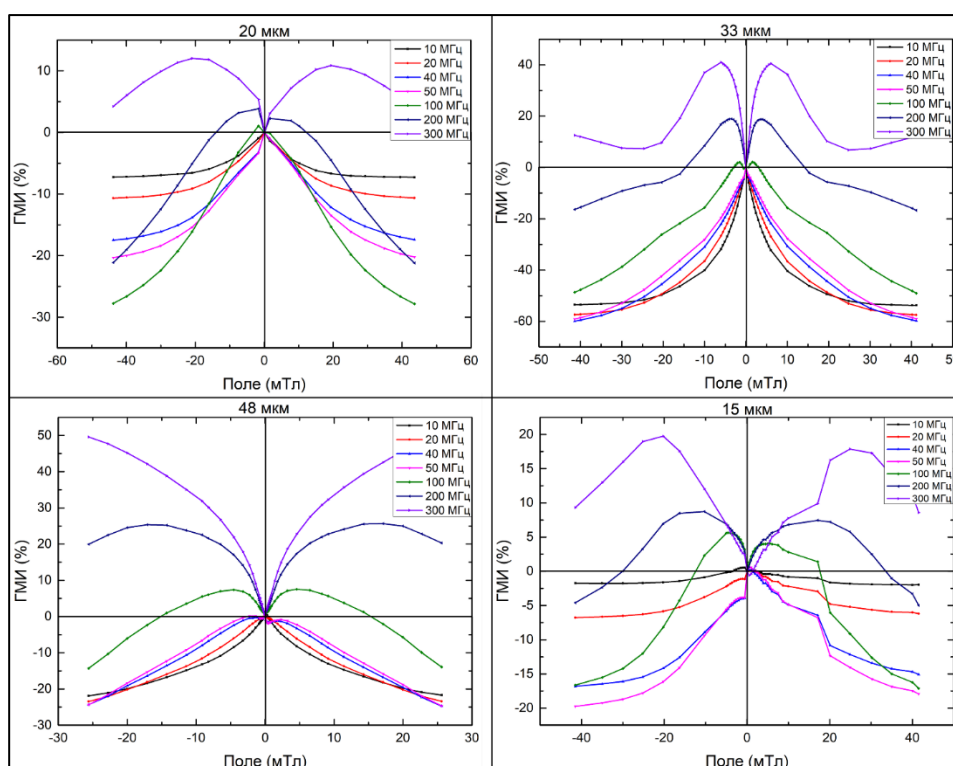


Рисунок 36. Зависимость значения импеданса в конусных проводах (20 мкм, 33 мкм, 48 мкм) и микропровода (15 мкм)

Конусный микропровод 20 мкм исследовался в полях до 43 мТл в диапазоне частот 2 МГц – 400 МГц. По результатам измерения можно отметить, что с увеличением частоты ГМИ до 50 МГц убывало и давало отрицательные значения, а затем начало стремительно увеличиваться, принимая положительные значения и достигая максимума на частоте 300 МГц. максимальное значение

ГМИ – 13%. Наблюдается небольшая асимметрия полевых зависимостей импеданса.

Конусный микропровод 33 мкм исследовался в полях до 43 мТл в диапазоне частот 2 МГц – 400 МГц. Результаты измерений показали, что с увеличением частоты значение ГМИ увеличивается. До частоты 100 МГц значение ГМИ отрицательное, а на 200 МГц и 300 МГц – значение становится положительным. Максимальное значение ГМИ достигало порядка 40% на частоте 300 МГц. Стоит отметить, что до частоты 50 МГц с увеличением поля значение ГМИ уменьшалось, а с частоты 100 МГц до величины поля 5 мТл ГМИ рос, а затем значение падало.

Конусный микропровод 48 мкм измерялся в полях до 25 мТл в диапазоне частот 2 МГц – 400 МГц. По полученным данным – с увеличением частоты, значение ГМИ увеличивается, как и в остальных образцах. До частоты 50 МГц значение ГМИ было отрицательным и падало с увеличением поля. С частоты 100 МГц значение ГМИ начало расти, достигая максимальных значений на частоте 300 МГц, на этой же частоте с увеличением поля ГМИ увеличивается.

Микропровод диаметром 15 мкм измерялся в полях до 43 мТл в диапазоне частот 2 МГц – 400 МГц. До частоты 50 МГц значение ГМИ было отрицательным и уменьшалось и с увеличением поля, и с увеличением частоты, затем с 100 МГц ГМИ начало увеличиваться с увеличением частоты принимая положительные значения, достигая максимума порядка 20 % на частоте 300 МГц в поле 20 мТл.

Направление конусности на результаты не влияло.

Таким образом, проведенные исследования не обнаружили влияния направления конусности проводов на параметры зависимостей ГМИ.

## Пружинки

Пружинка 1 (диаметр 568 мкм, стеклонить, 3 жилы, левая намотка) измерялась в полях -400–400 мТл на диапазоне частот 2 МГц – 400 МГц. Измерения

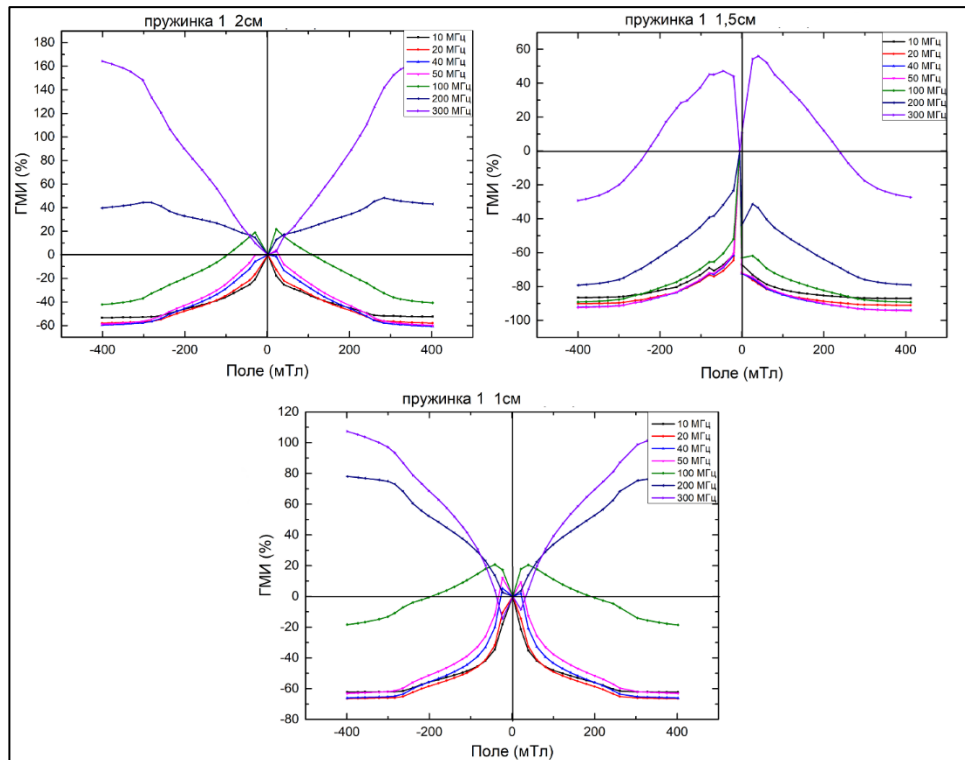


Рисунок 37. Зависимости импеданса для образцов пружинки 1 различной длины от магнитного поля

проводились на образцах различной длины.

У образца длиной 2 см с увеличением частоты значение ГМИ увеличивается. С увеличением поля значение ГМИ падает до частоты 100 МГц, на частоте 200 МГц и 300 МГц значение ГМИ увеличивается с увеличением поля и он принимает положительные значения. Максимальное значение ГМИ принимает на частоте 300 МГц – порядка 160%. Обнаруживается асимметрия полевых зависимостей.

У образца 1.5 см с увеличением частоты значение ГМИ увеличивается. До частоты 300 МГц значение ГМИ отрицательны и они уменьшались с увеличением поля. На частоте 300 МГц принималось максимальное значение ГМИ для этого образца в 50%. На этой частоте также до значения поля 50 мТл

ГМИ увеличивалось, а затем с последующим увеличением поля ГМИ уменьшалось. Асимметрия полевых зависимостей также ярко выражена.

У образца 1 см с увеличением частоты значение ГМИ увеличивалось. До частоты 100 МГц значения ГМИ было отрицательным и с увеличением поля они уменьшались. На частотах 200 МГц и 300 МГц значения ГМИ положительные и с увеличением поля ГМИ увеличивался. Максимальное значение ГМИ порядка 110% на частоте 300 МГц. На данном образце асимметрия полевых зависимостей практически не заметна.

Пружинка 2 (диаметр 542 мкм, стеклонить, 4 жилы, правая намотка) измерялась в полях -100–100 Э на диапазоне частот 2 МГц – 6 ГГц. Измерения также

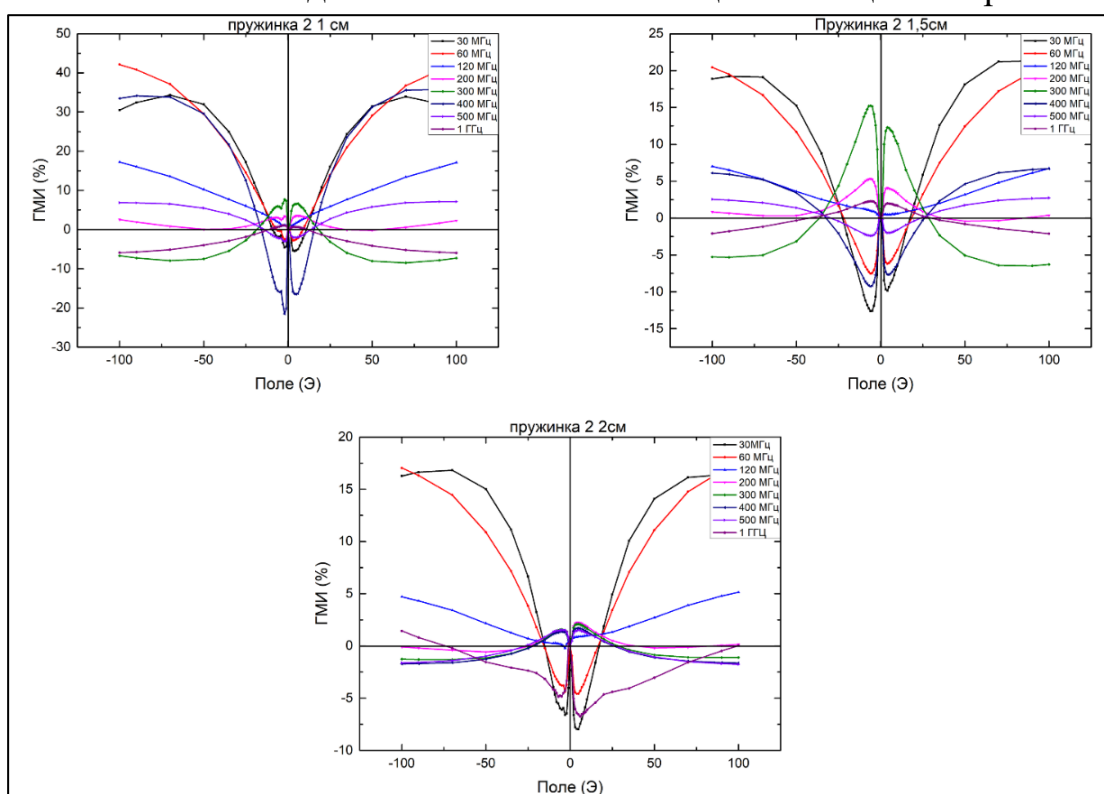


Рисунок 38. Значение импеданса образцов пружинки 2 различной длины от поля проводились на образцах различной длины. Следует отметить, что для всех образцов наблюдается асимметрия полевых зависимостей, что, скорее всего, как и в предыдущем случае связано с хиральностью (закрученностью) образца.

У образца 2 см с увеличением частоты значение ГМИ уменьшалось. Максимальное значение ГМИ принималось на частоте 30 МГц и достигало значения 18%. На частотах 10 МГц, 60 МГц, 120 МГц и 1 ГГц при увеличении поля ГМИ увеличивается, на 200 МГц – 500 МГц ГМИ до 10 Э увеличивалось, затем плавно уменьшалось, принимая отрицательные значения.

У образца 1.5 см с увеличением частоты значения ГМИ уменьшается. Максимальное значение ГМИ было на частоте 30 МГц порядка 22 %. На частотах 300 МГц и 1 ГГц увеличением поля значения ГМИ уменьшались в отличии от других частот.

У образца 1 см с увеличением частоты показало, что значение ГМИ уменьшается, кроме частоты 400 МГц, на которой значения ГМИ приблизительно совпадали со значениями ГМИ на частотах 30 и 60 МГц. Результаты измерений также показали, что с увеличением поля значение ГМИ растет. Максимальное значение ГМИ достигало порядка 40 % на частоте 60 МГц.

Пружинка 3 (диаметр 525 мкм, леска, правая намотка) измерялась в полях -400–400 мТл на диапазоне частот 2 МГц – 400 МГц:

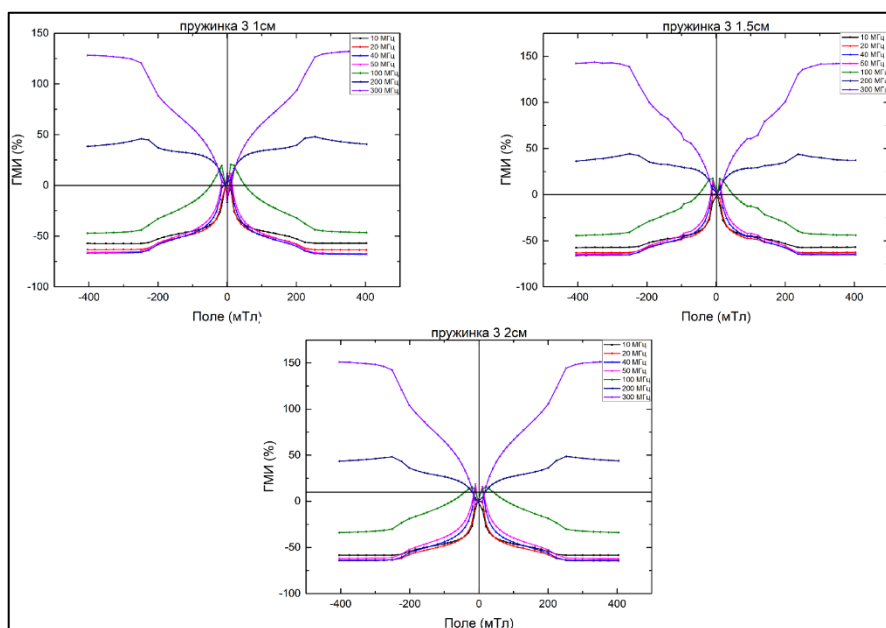


Рисунок 39. Значение импеданса у пружинки 3 от поля

У образца 2 см на частотах 10–50 МГц значения ГМИ почти не отличались, а на частотах 100–300 МГц значения ГМИ увеличивались с частотой. На частотах 10–100 МГц с увеличением поля значения ГМИ уменьшались, а на 200 и 300 МГц увеличивались. Максимально достигнутое ГМИ порядка 150% было достигнуто на частоте 300 МГц.

Аналогичные картины были получены на образцах 1.5 см и 1 см. Однако максимально достигнутое значение на этих образцах составило 148% и 125%, соответственно.

Пружинка 4 (диаметр 712 мкм, стеклонить, 4 жилы, левая намотка) измерялась в полях -100–100 Э на диапазоне частот 2 МГц – 6 ГГц. Измерения также проводились на образцах различной длины.

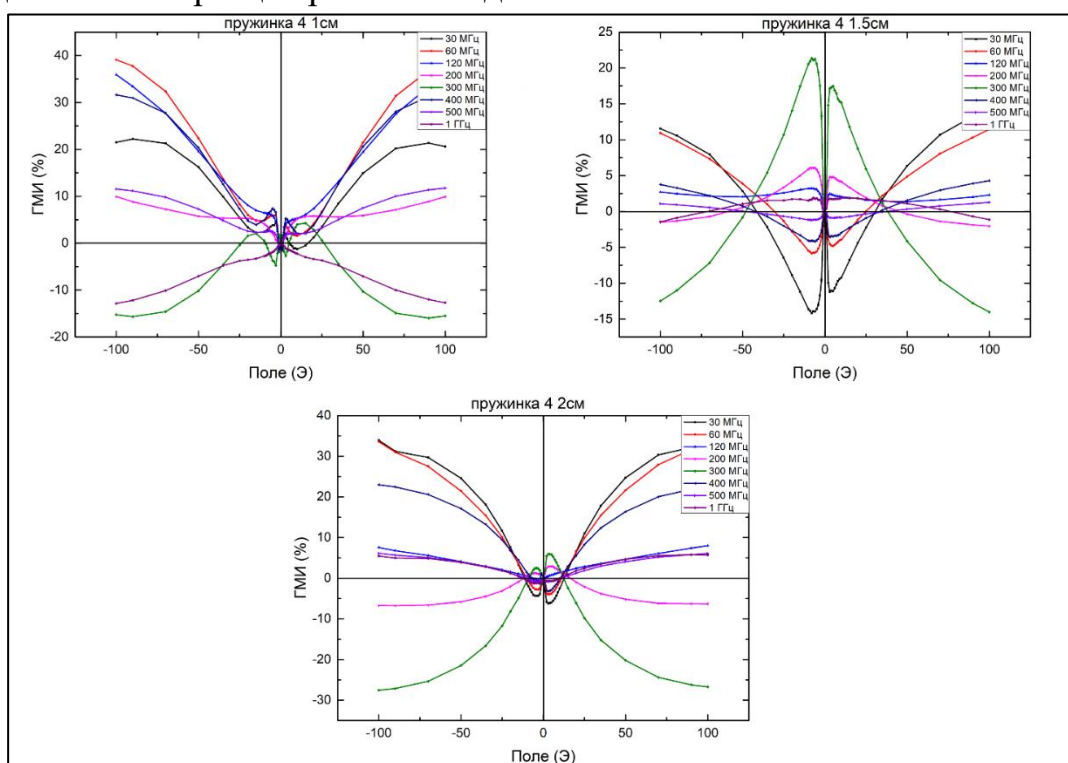


Рисунок 40. Значение импеданса у пружинки 4 от поля

У образца 2 см от частоты 30 МГц до 300 МГц значения ГМИ уменьшались с увеличением частоты, а от 200 МГц до 400 МГц увеличивались, от 500 МГц до 1 ГГц значения ГМИ практически не менялись и достигали тех же значений ГМИ, что и на частоте 120 МГц. На частоте 300 МГц были приняты минимальные



значения ГМИ. На частотах 30 и 60 МГц были приняты максимальные значения – порядка 35%.

У образца 1.5 см от частоты 30 МГц до 300 МГц с увеличением частоты увеличивалось значение ГМИ, на частоте 400 МГц значение ГМИ уменьшилось, с последующим увеличением на частотах 500 МГц и 1 ГГц. На частотах 30 МГц, 60 МГц, 400 МГц и 500 МГц при увеличении поля до 10 Э ГМИ уменьшалось, при последующим увеличении поля ГМИ увеличивалось. На частотах 120 МГц, 300 МГц и 1 ГГц происходило наоборот. Максимальное значение ГМИ достигало порядка 20% на частоте 200 МГц.

У образца 1 см до частоты 60 МГц значения ГМИ увеличивались, после до 300 МГц значения ГМИ уменьшались, до частоты 400 МГц значения ГМИ увеличились и были близки к значениям ГМИ на частоте 120 МГц, при дальнейшем увеличении частоты ГМИ уменьшилось. На частотах 300 МГц и 1 ГГц при увеличении поля значение ГМИ уменьшалось. На остальных частотах при увеличении поля ГМИ увеличивался. Максимальное значение ГМИ достигало порядка 40% на частоте 60 МГц.

Как и для предыдущих образцов полученные зависимости импеданса оказались чувствительны к знаку поля.

Таким образом, показано, что форма образцов существенно влияет на полевые зависимости их импеданса, что может позволить разработать датчик магнитного поля, чувствительный как к величине, так и к направлению магнитного поля.

## Основные результаты

1. Значение ГМИ в конусных микропроводах увеличивается с увеличением диаметра провода, но асимметрия полевых зависимостей практически отсутствует.
2. Значение максимально достигнутого ГМИ у всех конусных микропроводов, изученных в работе, наступало на частоте 300 МГц;
3. Пружинка 1 длиной 2 см показала самое высокое значение ГМИ на частоте 300 МГц порядка 160% из всех исследованных образцов, однако асимметрия полевых зависимостей слабая.
4. Образцы из пружинки 1 и 4 не показали зависимости значения ГМИ от длины образца, в то время как для двух других пружинки обнаружены изменения величины максимального значения ГМИ с изменением длины образцов.

## Заключение

В данной работе были измерены импедансные характеристики конусных микропроводов различных диаметров и пружинок различной длины.

Рассчитывается дальнейшее изучение особенностей ГМИ в образцах различной формы в том числе и диски.

## Литература

- [1] Zhukova, V.; Corte-Leon, P.; Blanco, J.M.; Ipatov, M.; Gonzalez-Legarreta, L.; Gonzalez, A.; Zhukov, A. Development of Magnetically Soft Amorphous Microwires for Technological Applications. *Chemosensors* 2022, 10, 26 <https://doi.org/10.3390/chemosensors10010026>
- [2] Evstigneeva S., Nematov M., Omelyanchik A., Yudanov N., Rodionova V., Panina L. (2020). Hard Magnetic Properties of Co-Rich Microwires Crystallized by Current Annealing. *IEEE Magnetics Letters*. PP. 1-1. 10.1109/LMAG.2020.2974152 <http://dx.doi.org/10.1109/LMAG.2020.2974152>
- [3] Marcin Krajewski, Mateusz Tokarczyk, Tomasz Stefaniuk, Hanna Słomińska, Artur Małolepszy, Grzegorz Kowalski, Sabina Lewińska, Anna Ślawska-Waniewska, Magnetic-field-induced synthesis of amorphous iron-nickel wire-like nanostructures, *Materials Chemistry and Physics*, Volume 246, 2020, 122812, ISSN 0254-0584
- [4] Shcherbinin, S.V., Perez, R., Vázquez, M., & Kurlyandskaya, G.V. (2020). Ferromagnetic Resonance in Electroplated CuBe/FeCoNi and Amorphous CoFeSiB Wires. *IEEE Transactions on Magnetics*, 56, 1-10.
- [5] D.A. Bukreev, M.S. Derevyanko, A.A. Moiseev, V.O. Kudryavtcev, A.V. Semirov, Influence of the magnetic prehistory of amorphous magnetically soft wires on their electrical impedance, *Sensors and Actuators A: Physical*, Volume 303, 2020, 111669, ISSN 0924-4247
- [6] Zhang, M.; Qu, G.; Liu, J.; Pang, M.; Wang, X.; Liu, R.; Cao, G.; Ma, G. Enhancement of Magnetic and Tensile Mechanical Performances in Fe-Based Metallic Microwires Induced by Trace Ni-Doping. *Materials* 2021, 14, 3589. <https://doi.org/10.3390/ma14133589>
- [7] Zihao Zhu, Mengyue Peng, Yunfei Wang, Faxiang Qin, Ultra-large giant magnetoimpedance effect by a 2D square spiral amorphous microwire, *Journal of*

Magnetism and Magnetic Materials, Volume 550, 2022, 169090, ISSN 0304-8853, <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2022.169090>.

[8] Vasam, S., & Srinivas, V. (2021). Magnetoimpedance in electrodeposited NiFe/Cu composite wires: A study on role of in-situ stress. *Solid State Communications*.

[9] Ansar Masood, P. McCloskey, Cian Ó. Mathúna, and S. Kulkarni, "Co-based amorphous thin films on silicon with soft magnetic properties", *AIP Advances* 8, 056109 (2018)

[10] Yong Heng Lee and R. Mahendiran, "Electrical detection of ferromagnetic resonance in bulk YIG sample covered with a layer of silver paint", *AIP Advances* 12, 035032 (2022) <https://doi.org/10.1063/9.0000351>

[11] L.V. Panina, D.P. Makhnovskiy, Magnetoimpedance in Multilayered Films for Miniature Magnetic Sensors, Reference Module in Materials Science and Materials Engineering, Elsevier, 2017, ISBN 9780128035818, <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-803581-8.01878-6>.

[12] Buznikov, N. & Kurlyandskaya, G.V. (2021). Magnetoimpedance of Periodic Partly Profiled Multilayer Film Structures. *The Physics of Metals and Metallography*. 122. 755-760. [10.1134/S0031918X21080044](https://doi.org/10.1134/S0031918X21080044).

[13] Bukreev, D.A., Derevyanko, M.S., Moiseev, A.A. et al. Temperature Dependence of the Impedance of Amorphous Elastically Deformed CoFeSiB Ribbons. *Phys. Metals Metallogr.* 122, 1075–1080 (2021). <https://doi.org/10.1134/S0031918X21110053>

[14] P.R.T. Ribeiro, F.L.A. Machado, D.C. Harrison, E. Dan Dahlberg, S.M. Rezende, Magneto-Impedance measurements in thin films of the Spin-Glass  $\text{Cu}_{100-x}\text{Mn}_x\text{Au}_{13.5}$  ( $x = 6.75$  and  $13.5$ ) alloys, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, Volume 541, 2022, 168537, ISSN 0304-8853, <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2021.168537>.

[15] Ding, S., Lui, M., Wang, Z. et al. Effect of Phosphorus and Carbon on Crystallization and Soft Magnetic Properties of Iron-Based Amorphous Alloys. *Met Sci Heat Treat* 63, 91–94 (2021). <https://doi.org/10.1007/s11041-021-00652-2>

[16] Shengbiao Zhang, Peijun Hou, Shahryar Mooraj, Wen Chen, Printability of Zr<sub>41.2</sub>Ti<sub>13.8</sub>Cu<sub>12.5</sub>Ni<sub>10.0</sub>Be<sub>22.5</sub> metallic glass on steel by laser additive manufacturing: A single-track study, *Surface and Coatings Technology*, Volume 428, 2021, 127882, ISSN 0257-8972

[17] Jia Xu, Xin Liu, Yongfei Wang, Guotai Wang, Jian Wang, Lin Zhou, Yuanzheng Yang, Nanocrystallization, magnetic properties and bending ductility of antiferromagnetic Mn-doped FeSiBCuPC alloys induced by micro-compressive stress annealing, *Journal of Alloys and Compounds*, Volume 882, 2021, 160746, ISSN 0925-8388, <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.160746>.

[18] Hawelek, L.; Warski, T.; Radon, A.; Pilsniak, A.; Maziarz, W.; Szlezzynger, M.; Kadziolka-Gawel, M.; Kolano-Burian, A. Structure and Magnetic Properties of Thermodynamically Predicted Rapidly Quenched Fe<sub>85-x</sub>Cu<sub>x</sub>B<sub>15</sub> Alloys. *Materials* 2021, 14, 7807. <https://doi.org/10.3390/ma14247807>

В работе Hawelek et al [18], которая была основана на термодинамическом прогнозировании, были проведены комплексные исследования влияния

[19] Hu, Z.-Q & Wang, A.-M & Zhang, H.-F. (2017). *Amorphous Materials*. 10.1016/B978-0-444-63591-4.00022-7.

[20] A. Rosales-Rivera *et al.*, "Magnetic Critical Behavior, Hall and Magneto-Impedance Effects in Fe–Co-Based Metallic Glasses," in *IEEE Transactions on Magnetics*, vol. 57, no. 2, pp. 1-6, Feb. 2021, Art no. 4400206, doi: 10.1109/TMAG.2020.3013294.

[21] M.G. Nematov, V. Kolesnikova, S.A. Evstigneeva, J. Alam, N.A. Yudanov, A.A. Samokhvalov, N. Andreev, S.V. Podgornaya, I. Soldatov, R. Schaefer, V. Rodionova,

L.V. Panina, Excellent soft magnetic properties in Co-based amorphous alloys after heat treatment at temperatures near the crystallization onset, *Journal of Alloys and Compounds*, Volume 890, 2022, 161740, ISSN 0925-8388, <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.161740>.

[22] Kim D., Yeo JG., Choi Y. et al. Magnetic properties of amorphous metallic composites with various particle sizes. *J. Korean Phys. Soc.* 79, 1037–1041 (2021)

[23] Yapi Liu, Yide Yi, Wei Shao, Yanfang Shao, Microstructure and magnetic properties of soft magnetic powder cores of amorphous and nanocrystalline alloys, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, Volume 330, 2013, Pages 119-133, ISSN 0304-8853

[24] Chao Xia, Yuandong Peng, Xuwu Yi, Zhixin Yao, Yuanyuan Zhu, Geng Hu, Improved magnetic properties of FeSiCr amorphous soft magnetic composites by adding carbonyl iron powder, *Journal of Non-Crystalline Solids*, Volume 559, 2021, 120673, ISSN 0022-3093

[25] Zhang, C., Tao, P., Zhu, K. et al. Study of Novel Fe-Based Amorphous/Nanocrystalline Soft Magnetic Powder Cores with NiCuZnFe<sub>2</sub>O<sub>4</sub> Coating Layer. *J Supercond Nov Magn* 34, 2389–2396 (2021). <https://doi.org/10.1007/s10948-021-05920-z>

[26] Ku's, A.; Pilarczyk,W.; Małachowska, A.; Ambroziak, A.; Gebara, P. Investigation of Mechanical and Magnetic Properties of Co-Based Amorphous Powders Obtained by Atomization. *Materials* 2021, 14, 7357. <https://doi.org/10.3390/ma14237357>

[27] Anand, M. Dipolar interaction and sample shape effects on the hysteresis properties of 2d array of magnetic nanoparticles. *Pramana - J Phys* 95, 181 (2021). <https://doi.org/10.1007/s12043-021-02222-w>

- [28] C.L. Jia, Y.B. Guo, D. Wang, C. Yang, X. Li, W.H. Xie, G.T. Shen, Z.J. Zhao, Magnetic properties and giant magneto-impedance effect of FINEMET/IGZO composite ribbons, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, Volume 544, 2022, 168662, ISSN 0304-8853, <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2021.168662>.
- [29] Chen Kang, Tao Wang, Changjun Jiang, Kun Chen, Guozhi Chai, Investigation of the giant magneto-impedance effect of single crystalline YIG based on the ferromagnetic resonance effect, *Journal of Alloys and Compounds*, Volume 865, 2021, 158903, ISSN 0925-8388, <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.158903>.
- [30] F. Jin, L. Xu, J.F. Jiang, B. Yang, Z. Zhao, K.F. Dong, J.L. Song, W.Q. Mo, Y.J. Hui, Performance of giant magneto-impedance effect of CoFeSiB films on different substrates, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, Volume 540, 2021, 168463, ISSN 0304-8853, <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2021.168463>.
- [31] Amirabadizadeh, A., Hassanzadeh, M., Sarhaddi, R. et al. Improvement of Giant Magnetoimpedance and Sensitivity in  $\text{Co}_{68.5-x}\text{Fe}_4\text{W}_x\text{Si}_{16.5}\text{B}_{11}$  ( $x = 0.8, 2$ ) Ribbons Sandwiched in PVA/ $\text{Fe}_3\text{O}_4$  Nanocomposite Films. *J Supercond Nov Magn* 35, 201–213 (2022). <https://doi.org/10.1007/s10948-021-05984-x>
- [32] Shangliang Shuai, Shunda Lu, Zhen Xiang, Wei Lu, Stress-induced giant magneto-impedance effect of amorphous CoFeNiSiPB ribbon with magnetic field annealing, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, Volume 551, 2022, 169131, ISSN 0304-8853, <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2022.169131>.
- [33] M. F. A. Zolkepli and Z. Zainuddin, "Structure, magnetic and complex impedance analysis of  $(1-x)\text{BaTiO}_3-x\text{MgFe}_2\text{O}_4$  composite", *AIP Conference Proceedings* 1678, 040014 (2015) <https://doi.org/10.1063/1.4931271>
- [34] Шендрикова Л. А. Магнитный импеданс различных композитных материалов, ВКР бакалавра (2020)33с.