

05,10

Особенности магнитных и магниторезистивных свойств нанопроволок сплава Fe-Ni в матрице оксида алюминия

© А.Е. Дрягина¹, А.Н. Горьковенко¹, А.А. Верясова¹, А.А. Юшков¹,
Н.В. Селезнева¹, В.О. Васьковский^{1,2}

¹ Уральский Федеральный Университет им. первого Президента России Б.Н. Ельцина,
Екатеринбург, Россия

² Институт физики металлов УрО РАН,
Екатеринбург, Россия

E-mail: anastasia.dryagina@urfu.ru

Поступила в Редакцию 6 марта 2026 г.

В окончательной редакции 9 марта 2026 г.

Принята к публикации 13 марта 2026 г.

Проведено систематическое исследование морфологии, микроструктуры, магнитных и магниторезистивных свойств массивов нанопроволок Fe-Ni в широком диапазоне составов, синтезированных с применением матриц пористого оксида алюминия двух типов. В одном случае в качестве электрода для электроосаждения нанопроволок использовалась неокисленная часть исходной пластины алюминия, в другом — дополнительно подпыляемый слой меди. Показано, что тип матрицы влияет на характер кристаллической структуры и уровень магнитного гистерезиса нанопроволок разного состава. Выявлено наличие эффекта анизотропии магнитосопротивления, максимальная величина которого наблюдалась при концентрации Fe менее 11 at.% и составила 0.6 и 1.4 % для массивов двух типов, соответственно.

Ключевые слова: нанопроволоки, магнитосопротивление, анодирование, электроосаждение, магнитные свойства.

DOI: 10.61011/FTT.2026.08.63689.4NH

1. Введение

Достижения в области нанотехнологий и миниатюризация устройств требуют постоянного поиска новых материалов и более глубокого понимания физических явлений, возникающих на микроскопическом уровне. Междисциплинарные области, такие как полупроводниковые технологии [1,2], микроэлектромеханические системы [3,4], магнито- и нелинейная оптика [5,6], применение химических и биомедицинских датчиков [7,8] представлены как текущие и будущие области применения наноструктур. За последние десятилетия упорядоченные массивы ферромагнитных нанопроволок (НП) утвердились в качестве одной из ключевых модельных систем в наномагнетизме и являются перспективной платформой для прикладных решений в спинтронике, микроволновой технике и магнитной сенсорике [9–11].

В качестве материалов для нанопроволок используют чистые 3d металлы Co, Ni и Fe и их сплавы [12–14]. Особый интерес в этом ряду представляют сплавы Fe-Ni, которые благодаря возможности вариации состава позволяют целенаправленно управлять комплексом физических свойств [15–19]. Это открывает путь к созданию материалов с заданными статическими и динамическими магнитными параметрами, адаптированными под конкретные практические задачи. Обширная часть работ посвящена исследованию магнитной анизотропии, процессов перемангничивания и магнитотранспортных

явлений в отдельных нанопроволоках и их плотных массивах [20–22].

Распространенным методом изготовления нанопроволок является их электролитическое осаждение из водных растворов солей металлов в специально изготовленные шаблоны, например, в матрицы пористого оксида алюминия (ПОА) [23–26]. Их технология изготовления обычно подразумевает анодирование алюминиевой фольги, удаление неокисленного алюминия и барьерного слоя на дне пор, подпыление методом магнетронного распыления или термического испарения проводящего слоя, который будет электродом для последующего электроосаждения НП. Однако в литературе описывается возможность использования в качестве электрода непосредственно алюминиевого основания [27], которое не окислилось в процессе анодирования. Это значительно упрощает процесс синтеза массивов магнитных нанопроволок и открывает дополнительные перспективы их интеграции в конечные устройства.

В данной статье представлены результаты систематического исследования морфологии, микроструктуры, магнитных и магниторезистивных свойств массивов нанопроволок $\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}$ ($5 \leq x \leq 47$), синтезированных с применением матриц пористого оксида алюминия, изготовленных как по упрощенной методике, которая в качестве электрода для электроосаждения НП использует неокисленную часть исходной пластины алюминия, так

и по традиционной методике, включающей подпыление проводящего слоя.

2. Методика эксперимента

2.1. Материалы и оборудование

Для синтеза матриц пористого оксида алюминия и электроосаждения нанопроволок использовалось следующее оборудование: источник постоянного тока АКПП-1133-300-2.5 (АО „ПриСТ“, Россия), чиллер DLK-2003 (ООО „Вилитек“, Россия), оригинальная химическая ячейка из фторопласта.

В качестве исходного материала для синтеза матриц ПОА использовалась фольга из высокочистого алюминия (99.995 %) толщиной ~ 1 мм. Электролиты для анодирования и электроосаждения смешивались из следующих материалов: щавелевая кислота $\text{C}_2\text{H}_2\text{O}_4 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ (0.3 М), сульфат железа $\text{FeSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O}$ (1.25 г/л–18.5 г/л), сульфат никеля $\text{NiSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O}$ (90 г/л), борная кислота H_3BO_3 (30 г/л). Состав электролита варьировали для получения различного соотношения Fe/Ni в сплаве. Осаждение проводили в двухэлектродной ячейке. В качестве анода служила платиновая сетка. Для создания верхнего контактного слоя использовали электролит на основе сульфата меди $\text{CuSO}_4 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$ (158.6 г/л). Для контроля потенциала осаждения использовался электрод сравнения.

Для удаления оксидного слоя после первого этапа анодирования применяли травильный раствор на основе 7 % ортофосфорной кислоты (H_3PO_4) и оксида хрома (CrO_3). Для вскрытия и истончения барьерного слоя использовали 5 % раствор H_3PO_4 . Удаление остаточного алюминия с тыльной стороны матрицы для образцов типа В проводили в растворе, содержащем соляную кислоту (HCl) и хлорид меди (II) (CuCl_2). Магнетронное напыление контактного слоя меди (толщина 200 нм) осуществляли на установке ATC ORION 8 UHV.

Морфологию и структуру синтезированных нанопроволок изучали методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) высокого разрешения на приборе JEOL-2100. Подготовку образцов для ПЭМ осуществляли путем селективного растворения ПОА-матрицы в 6 М растворе гидроксида натрия (NaOH) с последующей многократной промывкой деионизованной водой и нанесением суспензии на медные сетки с углеродной подложкой.

Фазовый состав и кристаллическую структуру нанопроволок определяли методом рентгеноструктурного анализа (РФА) на дифрактометре Bruker D8 с использованием $\text{Cu K}\alpha$ -излучения ($\lambda = 1.5418 \text{ \AA}$).

Магнитометрические петли гистерезиса были получены с использованием вибрационного магнетометра Lake Shore 7407 при комнатной температуре в диапазоне полей $\pm 1200 \text{ kA/m}$. Измерение магниторезистивных свойств проводилось на оригинальной магниторезистивной установке, при приложении внешнего магнит-

ного поля вдоль и перпендикулярно длиной стороны нанопроволок при комнатной температуре в диапазоне полей $\pm 640 \text{ kA/m}$.

2.2. Синтез нанопроволок

Формирование упорядоченной пористой матрицы осуществлялось методом двухэтапного анодирования в водном растворе щавелевой кислоты ($\text{H}_2\text{C}_2\text{O}_4$) при постоянном напряжении 40 В при комнатной температуре. Первый этап (60 min) с последующим полным удалением полученного оксидного слоя в растворе на основе H_3PO_4 и CrO_3 позволял создать на поверхности алюминия регулярную текстуру затравок. Второго этапа (120 min) обеспечивал рост массива прямых цилиндрических пор с высокой степенью упорядочения по всей поверхности фольги, участвующей в анодировании [25]. Поры имеют гексагональное упорядочение. Их плотность определяется расстоянием между центрами соседних пор ($\sim 105 \text{ nm}$) и диаметром пор, который совпадает с диаметром нанопроволок, а толщина матрицы зависит от времени второго этапа анодирования и составляет $\sim 40 \mu\text{m}$. В дальнейшем для изготовления матриц по упрощенной и традиционной методикам использовались разные технологические подходы.

Так для части матриц была сохранена исходная алюминиевая подложка (тип А). Для этого после основного анодирования напряжение ступенчато снижалось до значения около 0.5 В, что приводило к существенному истончению барьерного слоя. Его полное удаление с донной части пор осуществлялось длительным (35–40 min) химическим травлением в 5 % растворе H_3PO_4 при комнатной температуре. Таким образом, появлялся прямой выход пор на часть алюминиевой пластины, не подвергшейся анодированию, что позволило использовать ее как электрод для электроосаждения НП. Стоит отметить, что при изготовлении матриц таким способом, отсутствуют трудоемкие операции, связанные с формированием дополнительного проводящего слоя, что является преимуществом по сравнению с традиционной методикой. Недостатком данной методики является вероятность островкового заполнения пор в случае недостаточно однородного растворения барьерного слоя, тогда как при синтезе по традиционной методике такой эффект практически полностью исключен.

При изготовлении других матриц (тип В) ступенчатое снижение анодного тока и напряжения производилось до достижения значений 2–3 В. Стоит отметить, что в рамках традиционной технологии изготовления матриц, данный этап не обязателен, но мы его использовали для того, чтобы получить аналогичную морфологию на дне пор, как и у шаблонов типа А. Затем остаточный металлический алюминий с обратной стороны матрицы полностью растворялся химическим травлением в водном растворе на основе соляной кислоты и хлорида меди (II). Финальное удаление барьерного слоя оксида

алюминия выполнялось в 5% водном растворе ортофосфорной кислоты, получая сквозную ПОА-матрицу. В дальнейшем на одну из сторон данной мембраны методом магнетронного распыления наносился сплошной контактный слой меди толщиной 200 nm, который впоследствии служил катодом для электроосаждения.

Электролитическое осаждение магнитных нанопроволок в шаблоны двух типов проводилось из водного раствора с основными составляющими: $\text{FeSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O}$, $\text{NiSO}_4 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$, H_3BO_3 . Катодом служили: для типа А — алюминиевая подложка, для типа В — напылённый слой меди; анодом — платиновая сетка. Варьирование состава нанопроволок осуществлялось изменением концентрации солей Fe в электролите от 1,25 g/L до 18,5 g/L. Элементный состав осажденных нанопроволок контролировался методом энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии, реализованной на соответствующей опции для просвечивающего электронного микроскопа.

Процесс осаждения сплава Fe-Ni проводился при комнатной температуре, при приложении постоянного потенциала осаждения ~ 0.5 V. Время осаждения составляло 7 min. Для исследования магниторезистивных свойств на верхней поверхности шаблонов обоих типов формировался проводящий слой, путем переполнения пор медью при ее электроосаждении из электролита на основе сульфата меди. В результате были получены массивы нанопроволок Fe-Ni разного состава с использованием упрощенной (тип А) и традиционной (тип В) методиками изготовления матриц.

3. Результаты и обсуждение

Исследование морфологии и кристаллической структуры индивидуальных нанопроволок методами просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) сопряжено с необходимостью их высвобождения из матрицы пористого оксида алюминия, поскольку присутствие оксидной фазы вносит неконтролируемый вклад в контраст изображения и затрудняет прямое наблюдение наноразмерных кристаллитов ферромагнитного сплава.

Для растворения ПОА-матрицы использовали водный раствор гидроксида натрия (NaOH) комнатной температуры. Продолжительность травления составляла 20 min, что обеспечивало удаление оксидной матрицы и высвобождение нанопроволок. Образовавшуюся суспензию многократно промывали дистиллированной водой для нейтрализации щелочной среды и удаления продуктов реакции. Раствор с нанопроволоками наносили на стандартные медные сетки и высушивали на воздухе. На рис. 1, а, d представлены примеры типичных светловых ПЭМ-изображений нанопроволок Fe-Ni двух типов. Видно, что НП являются поликристаллическими, на что указывает наличие темных и светлых областей, которые являются следствием различной ориентации кристаллитов относительно падающего электронного

пучка. Не зависимо от типа средние диаметры нанопроволок оказались близки и составили ~ 55 nm, а длина составила 5–7 μm . Кроме того, в нижней части нанопроволок присутствовала область ветвления, обусловленная методикой изготовления шаблонов, длина которой составила 500 nm и 400 nm для НП типа А и В, соответственно. Дифракция электронов в выделенной области от скоплений нанопроволок для образцов разного типа имела сходный смешанный характер — точечно-кольцевой (рис. 1, b, e). Это говорит о том, что НП состоят из кристаллитов разного размера. Дополнительная информация о микроструктуре НП была извлечена из анализа темнопольных изображений (рис. 1, c, f). Они были получены путем выделения объективной диафрагмой ПЭМ выбранного на электронограмме рефлекса (указаны стрелками), который соответствует рассеянию электронов на определенный угол. В результате, при переходе в просвечивающий режим, на снимках высвечиваются кристаллиты, дающие вклад в соответствующие рефлексы. Ярким точечным рефлексам электронограммы соответствуют крупные кристаллиты. Поскольку при выделении рефлексов диафрагма также затрагивает сегменты кольцевых рефлексов, то на снимках темного поля видна и часть мелких кристаллитов, размерами порядка десятков nm. В результате было установлено, что длина крупных кристаллитов в НП обоих типов достигала 250 nm. Схожая информация о микроструктуре НП Fe-Ni была получена на основе анализа ПЭМ-изображений и для других составов.

На рис. 2 представлены рентгеновские дифрактограммы для обоих типов образцов разного состава. Наибольшей интенсивностью обладают рефлексы, принадлежащие материалам электродов: для образцов типа А это алюминий с преимущественной ориентацией зерен в плоскостях (200) и (311), также присутствуют пики от верхнего контактного слоя меди (рефлексы (111), (200) и (220)); для образцов типа В — рефлексы от меди с ориентацией (111), (200) и (220).

Анализ дифракционных спектров выявил существенные различия в кристаллической структуре нанопроволок в зависимости как от содержания железа, так и от типа использованной матрицы. У образцов типа А для составов с содержанием железа $x < 21$ at.% на дифрактограммах присутствует уширенный рефлекс, соответствующий отражению от плоскостей (111) графенизированной кубической (ГЦК) фазы сплава Fe-Ni. При концентрации железа $x = 21$ at.%, на рентгенограммах появляются дополнительные пики, которые могут быть идентифицированы как отражения (110) и (200) объемно-центрированной кубической (ОЦК) фазы. С дальнейшим увеличением концентрации Fe для $x \geq 27$ at.% пик, относящийся к ГЦК фазе исчезает. Для массивов нанопроволок типа В вплоть до $x = 42$ at.% на дифрактограммах присутствует только уширенный рефлекс, соответствующий ГЦК фазе (111).

Для всех образцов, сохраняющих ГЦК-структуру, по положению рефлекса (111) был рассчитан параметр кри-

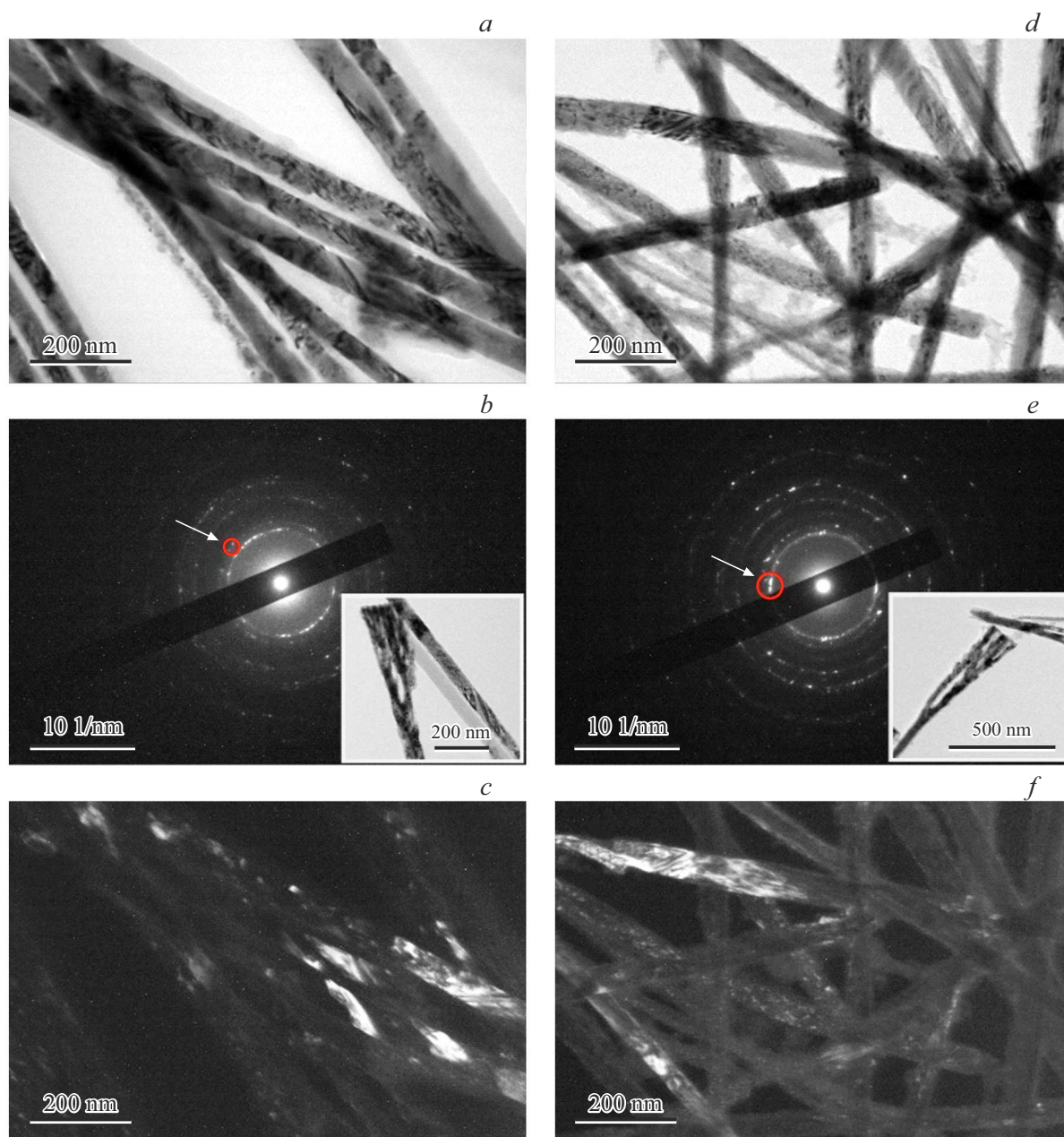


Рис. 1. Светлопольные ПЭМ-изображения нанопроволок $\text{Fe}_{12}\text{Ni}_{88}$ типа А (*a*) и $\text{Fe}_{11}\text{Ni}_{89}$ типа В (*d*), соответствующие электронограммы (*b* и *e*) и темнопольные изображения (*c* и *f*), сформированные на дифракционных рефлексах, указанных стрелками. На вставках на изображениях *b* и *c* приведены примеры ветвистой части.

сталлической решётки. Установлено, что для нанопроволок, выращенных как на алюминиевой (тип А), так и на медной подложках, в диапазоне составов до 40 at.% Fe параметр решётки изменяется мало (0.344–0.346 nm). При концентрациях Fe 42 и 47 at.% в образцах на медной подложке (тип В) наблюдается снижение параметра решётки до 0.342 nm, что заметно ниже эталонного значения чистого никеля и, наряду с размытием дифракционного пика (111), указывает на искажение ГЦК-решётки и начальные признаки фазового перехода в ОЦК-структуру.

На рис. 3 представлены примеры типичных петель гистерезиса, измеренные на массивах нанопроволок Fe-Ni типа А и В, в двух взаимно перпендикулярных ориентациях внешнего магнитного поля: вдоль длинной стороны нанопроволок (перпендикулярно плоскости матрицы) и перпендикулярно ей (в плоскости матрицы), в результате чего были получены продольные и поперечные петли гистерезиса, соответственно. Для всех исследованных образцов независимо от типа во всём концентрационном диапазоне наблюдается ярко выраженная одноосная магнитная анизотропия с осью лёг-

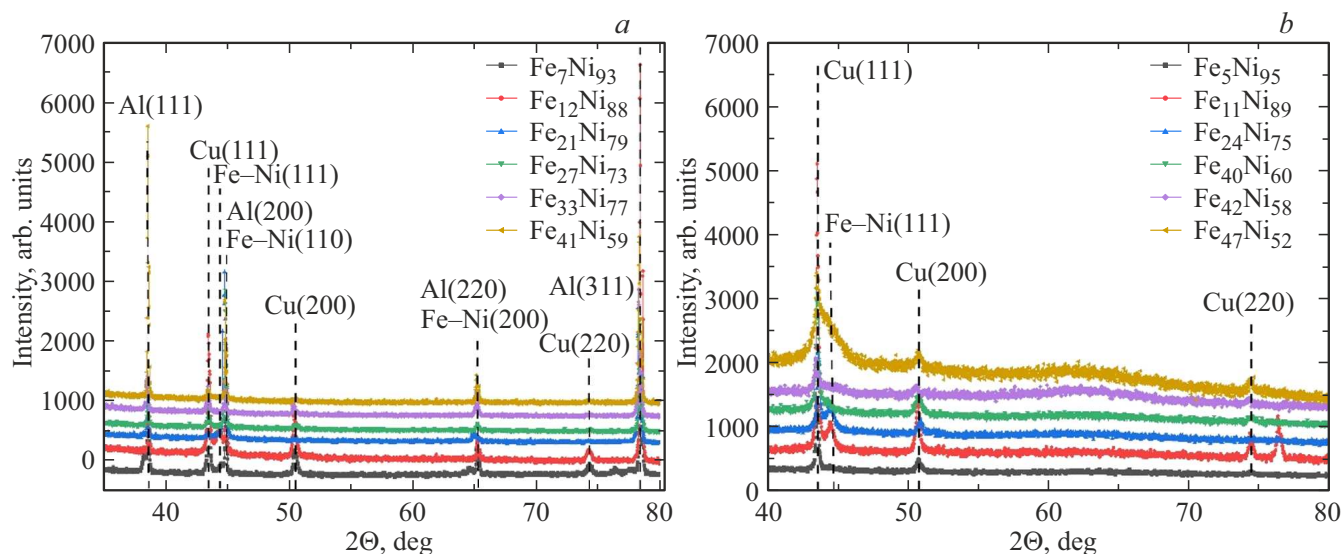


Рис. 2. Рентгеновские диффрактограммы массивов нанопроволок Fe-Ni, сформированных в шаблонах типа А (а) и типа В (b).

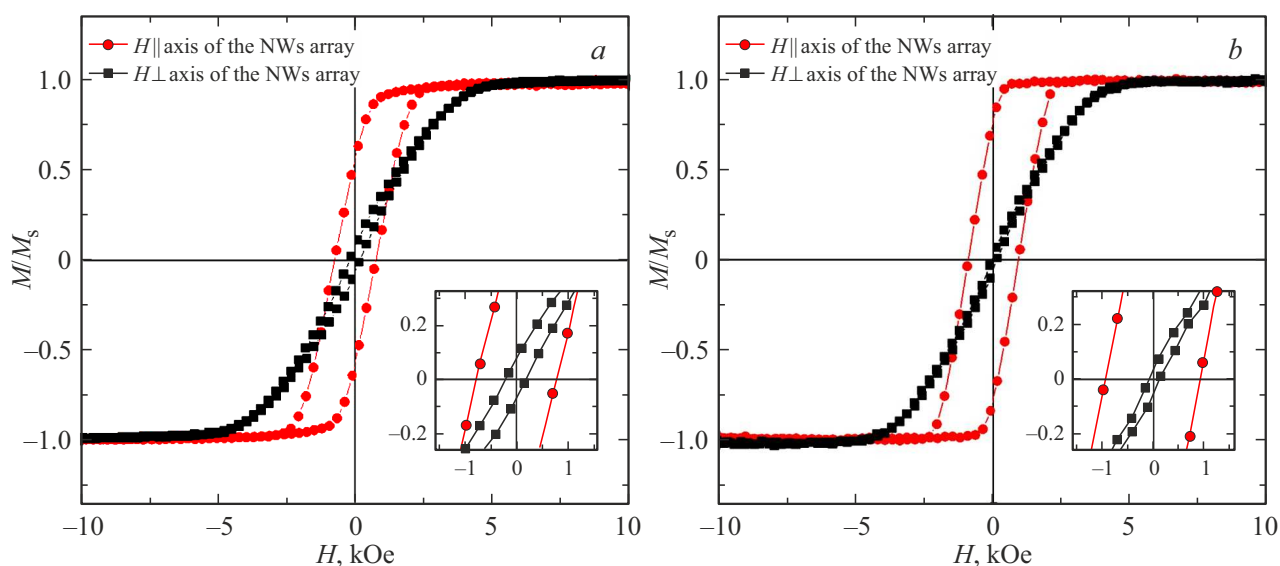


Рис. 3. Продольные и поперечные петли гистерезиса нанопроволок Fe₁₂Ni₈₈ типа А (а), Fe₁₁Ni₈₉ типа В (b). На вставках графики в увеличенном масштабе.

кого намагничивания, ориентированной вдоль длинной стороны нанопроволок. Продольные петли гистерезиса характеризуются высокими значениями приведенной остаточной намагниченности (M_r/M_s) и коэрцитивной силы H_c . Поперечные петли гистерезиса практически линейны вплоть до насыщения, имеют пренебрежимо малую остаточную намагниченность и низкую коэрцитивную силу. Такое поведение является классическим проявлением доминирующего вклада анизотропии формы, что полностью согласуется с теоретическими представлениями для квазиодномерных ферромагнитных структур с большим аспектным отношением ($L/d \gg 1$, где L — длина нанопроволок, а d — диаметр).

На рис. 4 представлена информация о гистерезисных свойствах массивов НП Fe-Ni разного состава, синтезированных с использованием обоих типов шаблонов. Видно, что изменение концентрации в интервале 5–47 at.% Fe, не приводит к выраженной корреляции между составом и величинами продольной ($H_{c\parallel}$) и поперечной ($H_{c\perp}$) коэрцитивной силы, а также величинами продольной ($M_r/M_s\parallel$) и поперечной ($M_r/M_s\perp$) приведенной остаточной намагниченности, полученными соответственно из продольных и поперечных петель гистерезиса. Возможно, это связано с тем, что вклад анизотропии формы в полную энергию анизотропии значительно превышает вклад магнитокристаллической

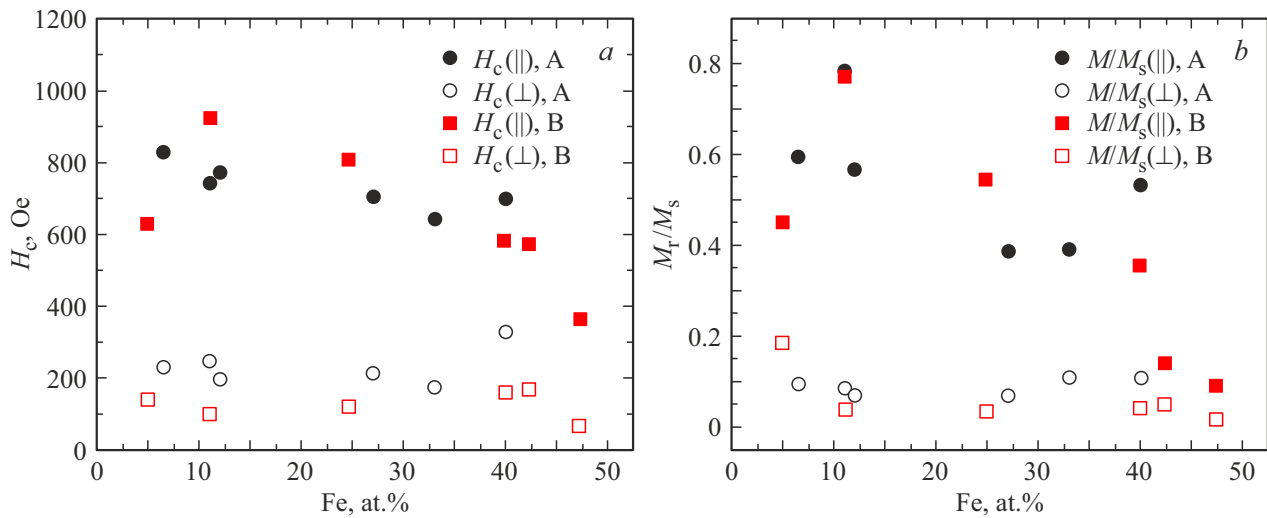


Рис. 4. Концентрационные зависимости продольной (H_c) $_{\parallel}$ и поперечной (H_c) $_{\perp}$ коэрцитивной сил коэрцитивной силы (a), продольной (M_r/M_s) $_{\parallel}$ и поперечной (M_r/M_s) $_{\perp}$ приведенной остаточной намагниченности (b), измеренные на массивах нанопроволок Fe-Ni типа А (черные символы) и типа В (красные символы). Магнитное поле прикладывалось вдоль (закрашенные символы) или перпендикулярно (пустые символы) длинной стороне нанопроволок.

анизотропии, поэтому ее изменения при вариации состава практически не сказываются на уровне гистерезисных свойств. Тем не менее есть некоторые различия в свойствах массивов НП разного типа. Так, для массивов нанопроволок типа А, изготовленных по упрощенной технологии, наблюдается более высокий уровень магнитного гистерезиса при измерении поперечных петель. По всей видимости это связано с особенностями морфологии НП данного типа, а именно более развитой ветвистой частью нанопроволок в силу специфики изготовления шаблонов, что более подробно обсуждается в работе [28].

Магнитотранспортные свойства синтезированных массивов нанопроволок Fe-Ni исследовались псевдочетырёхзондовым методом, который подразумевал подключение токовых и потенциальных контактов к одной точке: в зависимости от типа образца, к алюминиевому (тип А) или медному основанию (тип В), с одной стороны шаблона, а с другой стороны — к слою меди, являющемуся результатом переполнения пор. Внешнее магнитное поле при измерении магнитосопротивления прикладывалось вдоль и перпендикулярно оси массива нанопроволок, что соответствовало конфигурации для наблюдения анизотропии магнитосопротивления (АМС). Величина эффекта рассчитывалась по следующей формуле:

$$\frac{\Delta R}{R} = \frac{R_{\parallel} - R_{\perp}}{\frac{1}{3} \cdot R_{\parallel} + \frac{2}{3} \cdot R_{\perp}}, \quad (1)$$

где $R_{\parallel}$ и $R_{\perp}$ — значения электросопротивления образцов при приложении внешнего магнитного поля параллельно и перпендикулярно оси массива НП, соответственно. Эффект АМС в массивах нанопроволок Fe-Ni независимо от типа шаблона наблюдался в широком

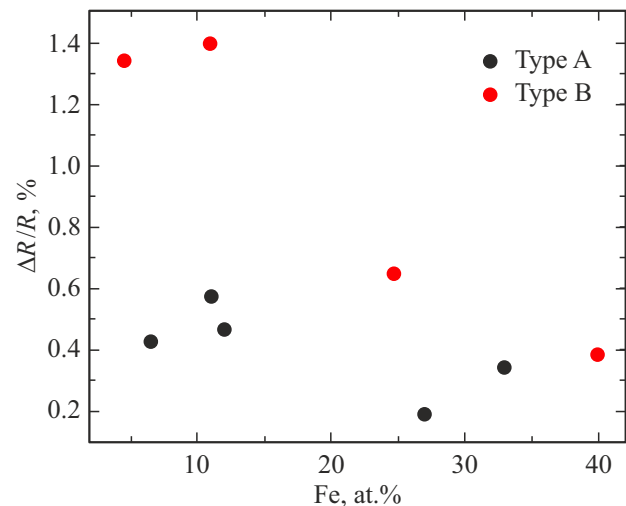


Рис. 5. Зависимость эффекта АМС массивов нанопроволок Fe-Ni, сформированных в шаблонах типа А и типа В.

диапазоне концентраций (рис. 5). Видно, что величина эффекта АМС ведет себя не монотонно, обнаруживая максимальные значения при относительно малом содержании железа менее 11 at.%. Аналогичное поведение $\Delta R/R$ характерно для массивных сплавов Fe-Ni разного состава [29]. Максимальные значения эффекта для образцов типа А и В составили 0.6 и 1.4%, соответственно, что ниже описываемых в литературе величин (2–5% [29,30]). Возможное объяснение, указанной выше особенности, может быть связано со значительным поверхностным рассеянием электронов проводимости в НП. Обращает на себя меньшая величина эффекта для массивов нанопроволок типа А, по сравнению с

массивами НП типа В. По всей видимости, электроны проводимости в НП, синтезированных с использованием упрощенной технологии изготовления матриц, испытывают дополнительное рассеяние в слое алюминия, который является значительно толще слоя меди для образцов типа В.

4. Заключение

Представлены результаты систематического исследования морфологии, микроструктуры, магнитных и магниторезистивных свойств массивов нанопроволок $\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}$ ($5 \leq x \leq 47$), синтезированных с применением матриц пористого оксида алюминия двух типов А и В. Установлено, что для нанопроволок типа А кристаллическая структура закономерно изменяется с ростом концентрации Fe: от ГЦК при низком содержании железа к ОЦК при высоком, с двухфазной областью при промежуточных составах. Нанопроволоки типа В сохраняют ГЦК-решётку во всём исследованном диапазоне, тогда как при максимальном содержании Fe наблюдаются её искажения и начальные признаки перехода к ОЦК-фазе. Магнитные измерения не выявили выраженной корреляции между составом и гистерезисными свойствами, что связано с определяющей ролью анизотропии формы в массивах нанопроволок. Исследование магниторезистивных свойств выявило наличие эффекта анизотропии магнитосопротивления максимальная величина которого наблюдалась при относительно малом содержании железа для обоих типов образцов. При этом отличие в величинах связано с дополнительным рассеянием в слое алюминия, который имеет значительно большую толщину по сравнению со слоем меди.

Финансирование работы

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-22-00240, <https://rscf.ru/project/25-22-00240/>

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] M. Yu, Y.-Z. Long, B. Sun, Z. Fan. *Nanoscale* **4**, 9, 2783 (2012).
- [2] T. Song, H. Cheng, H. Choi, J.H. Lee, H. Han, D.H. Lee, D.S. Yoo, M.-S. Know, J.-M. Choi, S.W. Doo, H. Chang, J. Xiao, Y. Huang, W.H. Park, Y.-C. Chung, H. Kim, J.A. Rogers, U. Paik. *ACS Nano* **6**, 1, 303 (2012).
- [3] Y. Hayamizu, T. Yamada, K. Mizuno, R.C. Davis, D.N. Futaba, M. Yumura, K. Hata. *Nat. Nanotechnol.* **3**, 5, 289 (2008).
- [4] R. Shabani, H.J. Cho. *Rev. Nanosci. Nanotechnol.* **1**, 2, 85 (2012).
- [5] P.N. Melentiev, A.E. Afanasiev, A.A. Kuzin, A.S. Baturin, V.I. Balykin. *Opt. Express* **21**, 12, 13896 (2013).
- [6] V.I. Belotelov, L.E. Kreilkamp, I.A. Akimov, A.N. Kalish, D.A. Bykov, S. Kasture, V.J. Yallapragada, A.V. Gopal, A.M. Grishin, S.I. Khartsev, M. Nur-E-Alam, M. Vasiliev, L.L. Doskolovich, D.R. Yakovlev, K. Alameh, A.K. Zvezdin, M. Bayer. *Nat. Commun.* **4**, 1, 2128 (2013).
- [7] M. Colombo, S. Carregal-Romero, M.F. Casula, L. Gutiérrez, M.P. Morales, I.B. Böhm, J.T. Heverhagen, D. Prosperi, W.J. Parak. *Chem. Soc. Rev.* **41**, 11, 4306 (2012).
- [8] K.M. Pondman, A.W. Maijenburg, F.B. Celikkol, A.A. Pathan, U. Kishore, B. ten Hakena, J.E. ten Elshof. *J. Mater. Chem. B* **1**, 44, 6129 (2013).
- [9] A. Fert, L. Piraux. *J. Magn. Magn. Mater.* **200**, 1–3, 338 (1999).
- [10] M. Vazquez. *J. Magn. Magn. Mater.* **543**, 168634 (2022).
- [11] D.H. Reich, M. Tanase, A. Hultgren, L.A. Bauer, C.S. Chen, G.J. Meyer. *J. Appl. Phys.* **93**, 10, 7275 (2003).
- [12] D. Zagorskiy, I. Doludenko, O. Zhigalina, D. Khmelenin, V. Kanevskiy. *Membranes* **12**, 2, 195 (2022).
- [13] M.I. Sobirov, A.Yu. Samardak, S.A. Satsuk, K.A. Rogachev, N.A. Ognev, G.A. Leyko, A.O. Lembikov, S.M. Pisarev, S.V. Komogortsev, A.V. Ognev, A.S. Samardak. *J. Supercond. Nov. Magn.* **38**, 1, 41 (2025).
- [14] C. Fernández-González, A. Guedeja-Marrón, B.L. Rodilla, A. Arché-Nuñez, R. Corcuera, I. Lucas, M.T. González, M. Varela, P. de la Presa, L. Aballe, L. Pérez, S. Ruiz-Gómez. *Nanomaterials* **12**, 15, 2565 (2022).
- [15] K. Dev, A. Kadian, V.R. Reddy, R. Medwal, S. Annapoorni. *J. Supercond. Nov. Magn.* **37**, 5–7, 1243 (2024).
- [16] J.F. Fatriansyah, I. Suhariadi, H.A. Fauziyyah, I.R. Syukran, F. Hartoyo, D. Dhaneswara, Z. Lockman, A. Fauzi, M.S. Rohman. *J. Mater. Res. Technol.* **24**, 4168 (2023).
- [17] Kh. Gheisari, Sh. Shahriari, S. Javadpour. *J. Alloys Compd.* **574**, 71 (2013).
- [18] X.G. Liu, D.Y. Geng, C.J. Choi, J.C. Kim, Z.D. Zhang. *J. Nanoparticle Res.* **11**, 8, 2097 (2009).
- [19] G. Chin. *IEEE Trans. Magn.* **7**, 1, 102 (1971).
- [20] D.L. Zagorskiy, S.A. Bedin, K.V. Frolov, I.M. Doludenko, A.S. Shatalov, S.N. Sulyanov, O.M. Zhigalina, V.V. Artemov, A.A. Lomov, M.A. Chuev, D.A. Cherkasov. *J. Phys. Conf. Ser.* **1134**, 1, 012071 (2018).
- [21] J. Almeida, F. Meneses, J. Milano, C. Ramos, S.E. Urreta, P.G. Bercoff. *J. Magn. Magn. Mater.* **580**, 170929 (2023).
- [22] C.Y. Wu, C.Y. Shih, C.H. Huang, C.L. Lin, Y.C. Chou. *Scr. Mater.* **272**, 117071 (2026).
- [23] H. Masuda, K. Fukuda. *Science* **268**, 5216, 1466 (1995).
- [24] F. Zhang, X. Liu, C. Pan, J. Zhu. *Nanotechnology* **18**, 34, 345302 (2007).
- [25] W. Lee, S.J. Park. *Chem. Rev.* **114**, 15, 7487 (2014).
- [26] J.A. Fernandez-Roldan, D. Chrischon, L.S. Dorneles, O. Chubykalo-Fesenko, M. Vazquez, C. Bran. *Nanomaterials* **8**, 9, 692 (2018).
- [27] A. Santos, L. Vojkuvka, J. Pallarés, J. Ferré-Borrull, L.F. Marsal. *Nanoscale Res. Lett.* **4**, 9, 1021 (2009).
- [28] А.Е. Дрягина, А.Н. Горьковенко, А.А. Верясова, А.А. Юшков, Е.В. Кудюков, Н.А. Кулеш, В.О. Васьяковский. *ФТТ* **67**, 7, 1284–1291 (2025).
- [29] T. McGuire, R. Potter. *IEEE Trans. Magn.* **11**, 4, 1018 (1975).
- [30] А.Н. Горьковенко, В.Н. Лепаловский, П.А. Савин, В.О. Васьяковский. *Известия Российской Академии Наук Серия Физическая* **78**, 9, 1168 (2014).

Редактор В.В. Емцев