05,10

# Синтез и физические свойства нанопроволок сплава Fe–Ni в матрицах оксида алюминия различной морфологии

© А.Е. Дрягина[1], А.Н. Горьковенко[1], А.А. Верясова[1], А.А. Юшков[1], Е.В. Кудюков[1], Н.А. Кулеш[?], 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, a.n.gorkovenko@urfu.ru, alenaver75@gmail.com

*Поступила в Редакцию 6 марта 2025 г.*
*В окончательной редакции 6 марта 2025 г.*
*Принята к публикации 5 мая 2025 г.*

Проведено сопоставительное исследование микроструктуры, магнитных и магниторезистивных свойств массивов нанопроволок Fe–Ni с различной морфологией. Объекты исследования были получены путем электролитического осаждения металла в пористые матрицы оксида алюминия, предварительно изготовленные по разным, в том числе оригинальным, методикам. Все образцы нанопроволок являлись поликристаллическими и обладали гранецентрированной кубической решеткой. Выявлена связь между особенностями перемагничивания и морфологией массивов нанопроволок. Продемонстрировано наличие эффекта анизотропии магнитосопротивления, величина которого составила 1.3–2.3 % для образцов разного типа.

**Ключевые слова:** анодирование, оксид алюминия, пористая матрица, электролитическое осаждение, нанопроволоки, магнитные свойства, магнитосопротивление.

DOI: 10.61011/FTT.2025.07.61187.3HH-25

## 1. Введение

Магнитные нанопроволоки (НП) являются интересным классом магнитных наноматериалов, так как благодаря своей геометрии и размерным характеристикам демонстрируют свойства, перспективные для использования в различных технических областях, включая среды для высокоплотной записи информации, устройства спинтроники, высокочувствительные сенсоры и компоненты СВЧ-техники [1–6]. В частности, НП могут быть использованы для создания магниторезистивных сенсорных элементов с высоким уровнем базового электросопротивления.

Помимо исходного вещества, магнитные и резистивные свойства как массивов, так и отдельных НП напрямую зависят от формы, размеров и плотности упаковки нанопроволок в матрице. Возможность вариации этих параметров в большой мере определяется технологией синтеза НП. В этом отношении одним из наиболее эффективных методов получения массивов нанопроволок является электроосаждение ферромагнитного металла в пористые матрицы оксида алюминия (ПОА) [7]. Использование ПОА в качестве шаблонов для НП позволяет получать массивы упорядоченных нанопроволок с высокой плотностью и регулируемыми геометрическими параметрами [7], что немаловажно для адекватного анализа свойств исследуемых объектов и возможных практических приложений.

Традиционная методика синтеза предполагает удаление алюминия с обратной стороны ПОА и нанесение проводящего металлического слоя (Ti, Cu, Au), который служит контактом для электрохимического осаждения [5–8]. Однако в настоящей работе предложен альтернативный подход, который заключается в использовании неокисленного алюминиевого основания ПОА в качестве токопроводящей подложки, что несколько упрощает процесс синтеза. Этот метод исключает этап химического удаления алюминия, снижая риск повреждения матрицы и обеспечивает потенциальную возможность повторного использования алюминия.

Наряду с магнетизмом НП значительный интерес представляют их резистивные свойства, реализующиеся в том числе при пропускании по НП спин-поляризованного тока. Последнее актуально в связи с исследованиями перспектив электрического управления магнитным состоянием систем [6,9]. Кроме того, посредством электрического тока можно воздействовать на доменные стенки и домены внутри нанопроволок, что также позволяет управлять их магнитным состоянием [10–14]. Все это характеризует НП как отдельный вид магнитных материалов, который может найти соответствующее функциональное применение при разработке новых поколений магнитных, спинтронных и нейроморфных устройств [15–18].

Несмотря на значительный прогресс, остаются неисследованные аспекты. В частности, эффект анизотропии магнитосопротивления (АМС) изучен для единичных нанопроволок Ni и Co [19–22], но не продемонстрирован для массивов НП из сплава Fe–Ni. Кроме того, с этой

стороны, не рассматривались НП с ветвистой структурой, хотя их морфология может существенно влиять на их свойства.

Основной задачей настоящей работы являлось сопоставительное исследование микроструктуры, магнитных и магниторезистивных свойств массивов НП сплава Fe−Ni с различной морфологией отдельных элементов, реализация которой основана на применении классических и оригинальных методик электролитического синтеза соответствующих объектов, в том числе с поверхностными электропроводящими слоями.

## 2. Методика эксперимента

### 2.1. Материалы и оборудование

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

Электролиты для анодирования и электроосаждения смешивались из следующих материалов: щавелевая кислота (марки хч) $C_2H_2O_4 \cdot 2H_2O$, ГОСТ 22180-76 (ОАО „ВЕКТОН“); сульфат железа (марки хч) $FeSO_4 \cdot 7H_2O$, ГОСТ 4148-78 с изм. 1, 2 (ООО „ТД Малиновое озеро“); сульфат никеля (марки хч) $NiSO_4 \cdot 7H_2O$, ГОСТ 4465-2016 (ОАО „ВЕКТОН“); борная кислота (марки хч) $H_3BO_3$, ГОСТ 9656-75 с изм. 1, 2, 3 (ООО „ХимТраст“); сульфат меди $CuSO_4 \cdot 5H_2O$, ГОСТ 19347-99, марки А, сорт первый (Россия).

Для травления алюминия использовался раствор соляной кислоты (марки хч) HCl, ГОСТ 3118-77 с изм. 1 (ОАО „Каустик“) и хлорида меди (II) (марки хч) $CuCl_2 \cdot 2H_2O$, ГОСТ 4167-74 с изм. 1 (ООО „Реахим“), а также для удаления барьерного слоя был использован водный раствор ортофосфорной кислоты (марки осч) $H_3PO_4$, ТУ 2612-014-00203677-97 (ОАО „Реатэкс“) и раствор ортофосфорной кислоты с оксидом хрома, ГОСТ 3776-78 с изм. 1, 2 (АО „Русский хром 1915“).

Для растворения оксидной матрицы использовался раствор гидроксида натрия (марки хч) NaOH, ГОСТ 4328-77 (ООО „ОТК“).

Для сбора нанопроволок использовался неодимовый магнит N38 $0.01 \times 0.005 \times 0.002$ m (Китай).

Морфология, структура и состав массивов НП были исследованы при помощи просвечивающего электронного микроскопа JEOL-2100. Магнитометрические петли гистерезиса были получены с использованием вибрационного магнитометра Lake Shore 7407 при комнатной температуре в диапазоне полей $\pm 15$ kOe при приложении внешнего магнитного поля вдоль и перпендикулярно оси массива нанопроволок. Измерение магниторезистивных свойств проводилось на оригинальной магниторезистивной установке псевдочетыхерзондовым методом. Установка для измерения состояла из электромагнита, двух универсальных вольтметров АКИП-В7-78/1 для измерения напряжения и силы тока, а также источника постоянного тока. Величина постоянного тока, текущего через образец, составляла 0.61 mA. Запись и обработка получаемых данных производились с помощью оригинальной визуальной программы в среде программирования LabVIEW. Результатами измерений являлись магниторезистивные петли гистерезиса $R(H)$, которые получались при приложении внешнего магнитного поля вдоль и перпендикулярно оси массива нанопроволок (ось перпендикулярная плоскости шаблона ПОА), при комнатной температуре в диапазоне полей $\pm 8$ Oe.

### 2.2. Синтез нанопроволок

В рамках данного исследования были получены три типа массивов нанопроволок: *A*, *B* и *C*. Синтез каждого типа осуществлялся в две основные стадии: формирование шаблона пористого оксида алюминия и его последующее заполнение магнитным материалом методом электролитического осаждения. Главные различия между образцами разного типа заключались в особенностях их морфологии, которые были следствием специфики методов формирования оксидных матриц на первой стадии синтеза. Для большей наглядности на рис. 1 представлено схематическое изображение процессов изготовления шаблонов ПОА разного типа.

В качестве исходного материала использовалась фольга высокочистого алюминия толщиной $\sim 1$ mm. Для формирования пористой матрицы оксида алюминия применялся метод двухэтапного анодирования в водном растворе щавелевой кислоты (с концентрацией 3 M), который осуществлялся на оригинальной установке, включающей химическую ячейку, источник постоянного тока и чиллер для поддержания определенной температуры подложки. В качестве анода выступала алюминиевая фольга, а катодом служила платиновая сетка. Процесс анодирования проводился при напряжении 40 V при комнатной температуре. После первого этапа анодирования, длящегося 60 min, образовавшийся слой оксида алюминия удалялся в 7% водном растворе ортофосфорной кислоты с оксидом хрома (с концентрацией 0.18 M). Затем проводился второй этап анодирования продолжительностью 100 min (рис. 1). Использование двухэтапной методики анодирования целесообразно для формирования более упорядоченного массива пор в слое оксида алюминия [7].

В дальнейшем, в зависимости от типа образца, проводились разные операции для синтеза шаблонов ПОА разного типа. Так для образцов типа *A* процесс анодирования заканчивался, после чего производилось удаление оставшегося неокисленного алюминия с обратной стороны оксидной матрицы путем химического травления в водном растворе соляной кислоты и хлорида меди (IV). Затем барьерный слой оксида алюминия, сформировавшийся на дне пор в процессе анодирования, удалялся в 5% растворе ортофосфорной кислоты. В результате получалась сквозная пористая матрица оксида алюминия.

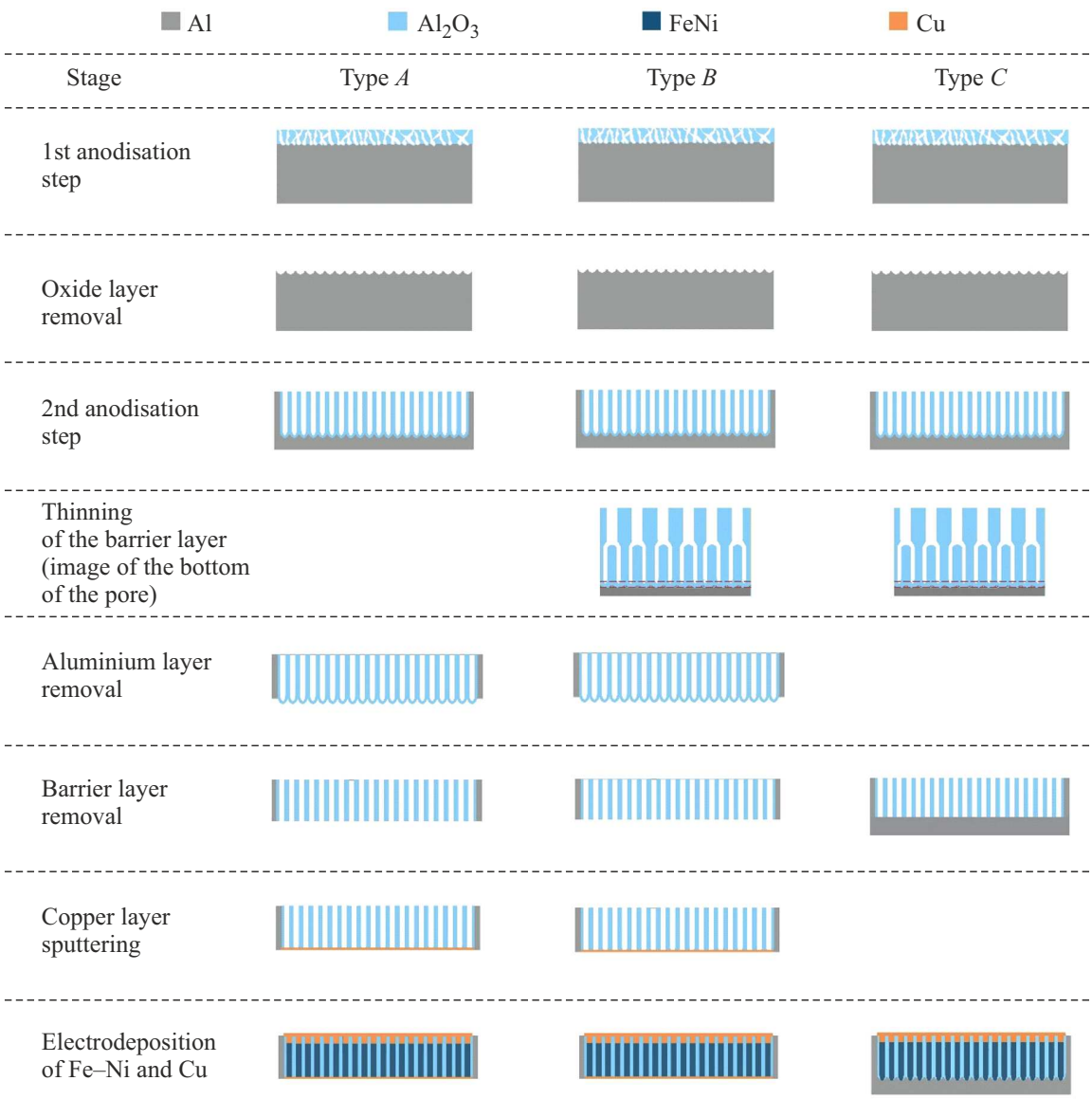


**Рис. 1.** Схематическое изображение основных этапов изготовления массивов нанопроволок типа *A, B* и *C*.

На следующем этапе на одну из сторон шаблона методом магнетронного распыления осаждался слой меди толщиной 200 nm, который служил одним из электродов для последующего электролитического осаждения НП. Шаблоны типа *A* можно назвать классическими, так как они достаточно подробно описаны в литературе, посвященной синтезу массивов НП [7,23–27].

При изготовлении шаблонов типа *B* после основного этапа анодирования для истончения барьерного слоя применялся метод ступенчатого понижения тока и напряжения [7,28]. Процесс проводился в течение $\sim 20$ min и заканчивался при достижении напряжения 2–3 V. Затем, аналогично шаблонам типа *A*, производилось удаление оставшегося неокисленного алюминия и барьерного слоя на дне пор с последующим подпылением слоя меди.

Отличительной чертой шаблонов типа *C* от других было удаление барьерного слоя на дне пор без стравливания оставшегося неокисленного алюминия. Для достижения этого применялись следующие операции: во-первых, ступенчатое снижение тока, а затем напряжения после основного этапа анодирования до достижения значений 0.5 V; во-вторых, выдержка в 5% растворе ортофосфорной кислоты осуществлялась в течение 70–100 min. В результате получались шаблоны ПОА с открытыми сквозными порами, обеспечивающими прямой доступ к металлическому алюминию. Явным преимуществом изготовления шаблона описанным выше методом является отсутствие некоторых трудоемких технологических операций (растворение неокисленного алюминия, подпыление проводящего слоя), по сравнению с шаблонами типа *A* и *B*.

На следующей стадии синтеза массивов НП производилось электролитическое осаждение сплава Fe–Ni в шаблоны оксида алюминия разного типа. В роли катода

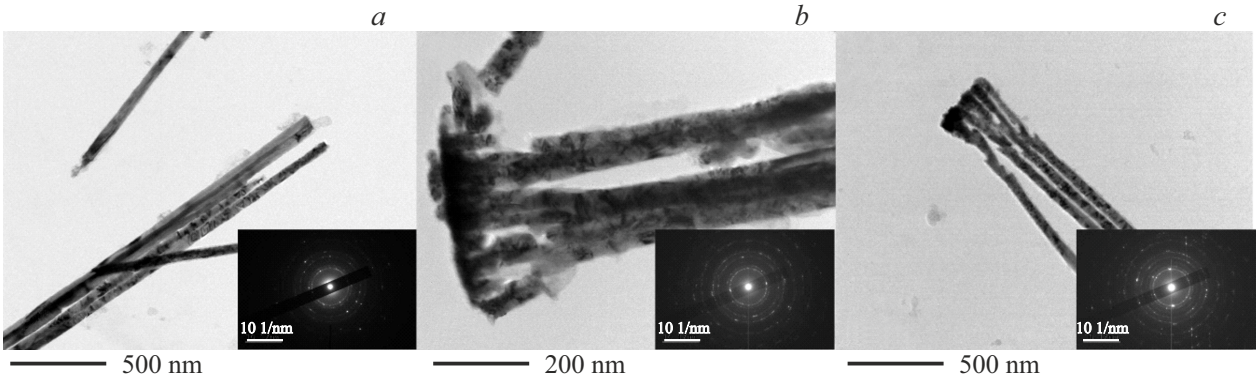


**Рис. 2.** Изображения НП типа *A* (*a*), *B* (*b*) и *C* (*c*), полученные с помощью просвечивающего электронного микроскопа. На вставках приведены соответствующие электронограммы.

выступали подпыленный слой Cu (шаблоны типа *A* и *B*) или неокисленный алюминий (шаблоны типа *C*), анодом служила платиновая сетка. Электролитическое осаждение НП сплава Fe–Ni осуществлялось в течение 7 min из водного раствора, содержащего сульфат железа и сульфат никеля, с добавлением борной кислоты, при комнатной температуре и напряжении 2.5 V (тип A и B) и 4 V (тип C). Затем проводилось переполнение пор путем электролитического осаждения меди из водного раствора сульфата меди, то есть заполнение пор Cu с выходом ее на поверхность шаблона, в результате чего формировалась тонкая проводящая пленка (рис. 1). Это было необходимо для получения электрического контакта на верхней торцевой поверхности массива НП.

Таким образом, в ходе данной работы были получены массивы НП сплава Fe–Ni трех типов, отличающиеся между собой морфологией, что обусловлено особенностями изготовления соответствующих пористых шаблонов.

## 3. Результаты и их обсуждение

### 3.1. Морфология, структура и состав

Исследование морфологии и микроструктуры НП разного типа при помощи методов просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) требовало дополнительной подготовки образцов. Она заключалась в растворении шаблона оксида алюминия, содержащего массивы нанопроволок, в водном растворе NaOH (6 M). Затем нанопроволоки собирались с помощью неодимового магнита, промывались в дистиллированной воде от щелочной среды и наносились на медные сетки покрытые углеродом. На рис. 2 представлены ПЭМ-изображения НП разного типа. Видно, что они представляют из себя протяженные цилиндрические объекты, однако, нанопроволоки типа *B* и *C* на одном из концов обладают ветвистой структурой (присутствуют более мелкие сегменты на дне пор по сравнению с основным диаметром НП), которая обусловлена особенностями изготовления оксидных шаблонов, а именно, наличием этапа ступенчатого снижения напряжения, использование которого приводит к ветвлению пор. Так как время электролитического осаждения для всех типов образцов было одинаковым, то и средняя длина магнитных НП получилась близкой и составила $\sim 8-10\,\mu$m. Средний диаметр нанопроволок типа *A*, *B* и *C* составил $\sim 50-60$ nm.

Пористость синтезированных образцов, рассчитанная по известной формуле для таких структур [29,30]

$$p = \left(\frac{d}{D_{int}}\right)^2 \frac{2\sqrt{3}}{\pi},$$

где $d$ — диаметр нанопроволок, $D_{int}$ — расстояние между центрами пор, получилась равной порядка 0.25 для всех типов образцов.

Наличие областей различного контраста на ПЭМ-изображениях нанопроволок сплава Fe–Ni указывает на их поликристаллическую структуру. Для количественной оценки размеров кристаллитов в синтезированных нанопроволоках был применен метод анализа изображений просвечивающей электронной микроскопии. Суть метода заключалась в измерении линейного объема, занимаемого отдельными кристаллитами, на репрезентативных ПЭМ-изображениях каждого типа образца. Особое внимание уделялось оценке доли крупных кристаллитов, определяемых как кристаллиты с характерным линейным размером более 30 nm. Результаты анализа показали, что образцы типов *A* и *B* характеризуются значительной долей крупных кристаллитов, которая в обоих случаях составляет около 70 %. В отличие от этого, образец типа *C* демонстрирует меньшую долю крупных кристаллитов, их вклад в общий линейный объем составляет около 57 %. Различия в распределении размеров кристаллитов могут быть связаны с особенностями получения разных типов нанопроволок.

Электронограммы выделенной области (вставка на рис. 2), показали, что все типы НП сплава Fe–Ni обладают гранецентрированной кубической решеткой. Для всех типов образцов параметр кристаллической решетки совпадает в пределах погрешности и составляет $0.3529 \pm 0.0008$ nm, что выше величины параметра

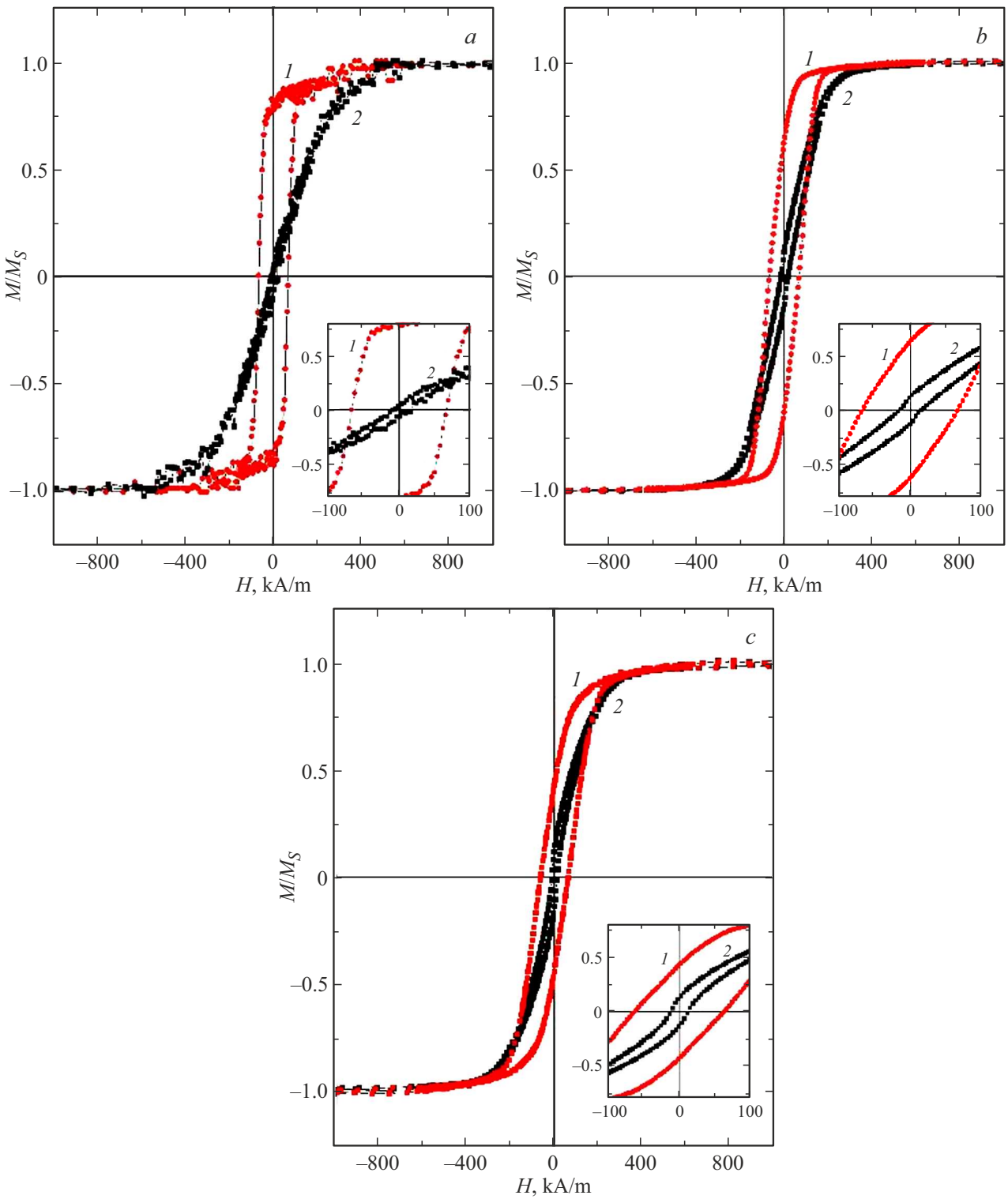


**Рис. 3.** Петли гистерезиса массивов нанопроволок типа *A* (*a*), *B* (*b* и *C* (*c*), измеренные при направлении магнитного поля вдоль массива нанопроволок (кривая *1*) перпендикулярно (кривая *2*), на вставках графики в величенном масштабе.

решетки для чистого Ni, равного 0.3520 nm. Это говорит о том, что атомы Fe встраиваются в кристаллическую решетку Ni и увеличивают ее размер.

Состав был исследован методом энергодисперсионной микроскопии, проведенной на просвечивающем электронном микроскопе JEOL-2100 с использованием опции спектрометра Bruker, данные представлены в табл. 1.

Отличие состава образцов типа *A* и *B* от образцов типа *C* можно объяснить различным потенциалом электролитического осаждения, который прикладывался к

**Таблица 1.** Состав массивов нанопроволок разного типа

| Тип | Fe, at.% | Ni, at.% |
|---|---|---|
| *A* | 3.5 | 96.5 |
| *B* | 3 | 97 |
| *C* | 6.5 | 93.5 |

ним, в связи с особенностями изготовления образцов данного типа.

### 3.2. Магнитные свойства

Петли гистерезиса, измеренные на массивах НП сплава Fe−Ni разного типа, представлены на рис. 3. Численные значения магнитных характеристик каждого из образцов (коэрцитивная сила при приложении магнитного поля вдоль и перпендикулярно оси массива нанопроволок $H_C\,(\|)$ и $H_C\,(\perp)$, намагниченность насыщения $M_s$ и остаточная намагниченность $M/M_s$) приведены в табл. 2. Видно, что для всех типов образцов характерна выраженная магнитная анизотропия типа ось легкого намагничивания параллельная оси массива нанопроволок, что свидетельствует о значительном вкладе анизотропии формы в эффективную энергию анизотропии. Более детальный анализ петель гистерезиса выявил некоторые особенности перемагничивания массивов нанопроволок разного типа, на которых стоит остановиться подробнее. Так петля гистерезиса образца типа *A*, измеренная при направлении магнитного поля перпендикулярно оси массива НП (рис. 3, *a*, кривая *2*), обладает наименьшей коэрцитивной силой (согласно табл. 2) и достигает насыщения в наибольшем поле по сравнению с образцами *B* и *C*.

Поле, необходимое для достижения ориентации намагниченности перпендикулярно оси нанопроволок типа *A*, составляет около 278.5 kA/m, что близко к значению $H_s = 2\pi M_s = 269.7$ kA/m (табл. 2), которое отражает вклад анизотропии формы в эффективную анизотропию образца [31]. Подобная оценка для образцов типа *B* и *C* нецелесообразна так как они имеют значительные неоднородности в морфологии.

Стоит отметить, что петля гистерезиса образца типа *C*, измеренная при направлении магнитного поля перпендикулярно оси массива НП (см. вставку на рис. 3, *c*, кривая *2*) обнаруживает явный изгиб в области малых полей, который существенно меньше для образца типа B (см. вставку на рис. 3, *b*, кривая *2*) и полностью отсутствует у образца типа *A*. Возникновение данного изгиба может быть связано с присутствием магнитной фазы, намагниченность которой лежит под некоторым углом относительно оси массива НП. Наиболее вероятным источником неоднородной магнитной фазы является ветвистая структура на дне массивов НП типа *C* и *C*, наличие которой приводит к локальной дисперсии намагниченности и сложному распределению собственного размагничивающего поля [31–33]. При этом для образцов типа C характерна более сложная ветвистая структура на дне пор, в связи с истончением барьерного слоя, минимальный диаметр сегментов которого ($\sim 18$ nm) меньше по сравнению с образцами типа *B*, у которых минимальный диаметр сегментов составляет $\sim 26$ nm. Величина остаточной намагниченности уменьшается от типа образцов *A* к типу *C*, что также может быть объяснено присутствием неоднородной фазы, которая обсуждалась ранее.

### 3.3. Магниторезистивные свойства

Исследование магниторезистивных свойств массивов НП сплава Fe−Ni разного типа показало наличие у них эффекта анизотропии магнитосопротивления. Нормированные магниторезистивные петли гистерезиса, измеренные при приложении внешнего магнитного поля перпендикулярно оси массива НП типа *A*, *B* и *C*, представлены на рис. 4. Также на данном рисунке приведена магниторезистивная кривая, измеренная при приложении внешнего магнитного поля вдоль оси массива НП типа *B*. Магниторезистивные кривые для образцов *A* и *C* идентичны кривой для образца *B*, поэтому соответствующие данные не приведены. Величина эффекта АМС определялась по следующей формуле [34]:

$$\frac{\Delta R}{R} = \frac{R_{\|} - R_{\perp}}{\frac{1}{3}\cdot R_{\|} + \frac{2}{3}\cdot R_{\perp}},$$

где $R_{\|}$ и $R_{\perp}$ — значения электросопротивления образцов при протекании тока параллельно и перпендикулярно оси массива НП, соответственно. Для образцов типа *A* и *B* величина эффекта АМС составила около 2.2 %, что несколько ниже значений, типичных для высоконикелиевых сплавов Fe−Ni (2.3−4 % [35–37]). Пониженный уровень АМС в нашем случае может быть связан со значительным поверхностным рассеянием электронов проводимости в НП [35,36]. Для образцов типа C величина эффекта АМС оказалась еще меньше (1.3 %). В этом случае дополнительный вклад в рассеяние электронов проводимости, по-видимому, связан с повышенной плотностью межзеренных границах [36–40], поскольку

**Таблица 2.** Магнитные характеристики образцов типа *A*, *B* и *C*

| Тип | $H_C\,(\|)$, kA/m | $H_C\,(\perp)$, kA/m | $M/M_s\,(\|)$ | $M/M_s\,(\perp)$ | $M_s$, kA/m |
|---|---|---|---|---|---|
| *A* | 66.9 | 12.3 | 0.816 | 0.052 | 540 |
| *B* | 67.2 | 15.4 | 0.627 | 0.122 | 545 |
| *C* | 62.0 | 12.4 | 0.425 | 0.132 | 600 |

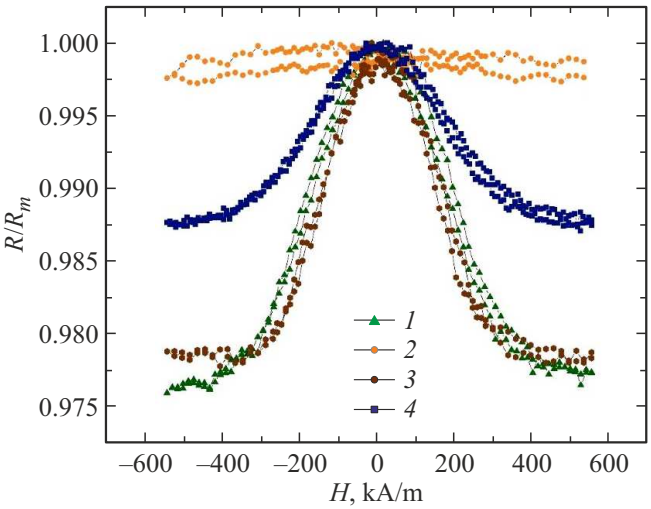


**Рис. 4.** Зависимость электрического сопротивления от внешнего магнитного поля, приложенного перпендикулярно оси массива нанопроволок, для образцов типа *A* (кривая *1*), *B* (кривая *2*) и *C* (кривая *3*), и вдоль оси массива нанопроволок, для образца типа *B* (кривая *4*).

данный тип образцов, согласно ПЭМ-микроскопии, отличается меньшим средним размером кристаллитов.

## 4. Заключение

Выполнен синтез и проведено комплексное исследование массивов НП сплава Fe–Ni трех разных типов, различающихся между собой особенностями морфологии и микроструктуры. В том числе установлены условия получения пористых матриц оксида алюминия с ветвлениями в донной части, которые способствуют усилению дисперсности поликристаллической микроструктуры НП и ответственны за формирование в них магнитной фазы с намагниченностью неколлинеарной оси основного массива НП.

Предложена эффективная методика создания на поверхностях массивов НП проводящих слоев, позволившая провести адекватный анализ их магниторезистивных свойств. В том числе установлено наличие в НП всех типов эффекта анизотропии магнитосопротивления, величина которого максимальна (2.3 %) в образцах, не содержащих элементов ветвления.

### 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] J.M.D. Coey. Magnetism and magnetic materials. Cambridge university press, NY (2010).
[2] M. Vazquez. J. Magn. Magn. Mater. **543**, 168634 (2022).
[3] J. Um, Y. Zhang, W. Zhou, M.R. Zamani Kouhpanji, C. Radu, R.R. Franklin, B.J. Stadler. ACS Appl. Nano Mater. **4**, *4*, 3557 (2021).
[4] J.A. Moreno, C. Bran, M. Vazquez, J. Kosel. IEEE Trans. Magn. **57**, *4*, 1 (2021).
[5] L. Piraux. Appl. Sci. **10**, *5*, 1832 (2020).
[6] .A. Fernandez-Roldan, R.P. del Real, C. Bran, M. Vazquez, O. Chubykalo-Fesenko. Phys. Rev. B **102**, *2*, 024421 (2020).
[7] W. Lee, S.-J. Park. Chem. Rev. **114**, *15*, 7487 (2014).
[8] A. Vorobjova, D. Tishkevich, D. Shimanovich, T. Zubar, K. Astapovich, A. Kozlovskiy, A. Trukhanov. RSC Adv. **11**, *7*, 3952 (2021).
[9] D. Kelly, J.E. Wegrowe, T.K. Truong, X. Hoffer, J.P. Ansermet. Phys. Rev. B **68**, *13*, 134425 (2003).
[10] M. Hayashi, L. Thomas, R. Moriya, C. Rettner, S.S. Parkin. Science, **320**, 5873, 209–211 (2008).
[11] J.A. Fernandez-Roldan, O. Chubykalo-Fesenko. APL Mater. **10**, 11 (2022).
[12] C. Bran, J.A. Fernández-Roldán, J.A. Moreno, A.F. Rodríguez, R.P. del Real, A. Asenjo, O. Chubykalo-Fesenko. Nanoscale **15**, *18*, 8387 (2023).
[13] J. Hurst, A. De Riz, M. Staňo, J.C. Toussaint, O. Fruchart, D. Gusakova. Phys. Rev. B **103**, *2*, 024434 (2021).
[14] J.A. Moreno, J. Kosel. Sci. Rep. **12**, *1*, 19510 (2022).
[15] D. Bhattacharya, Z. Chen, C.J. Jensen, C. Liu, E.C. Burks, D.A. Gilbert, K. Liu. Nano Lett. **22**, *24*, 10010 (2022).
[16] B. Chen, M. Zeng, K.H. Khoo, D. Das, X. Fong, S. Fukami, S. Ter Lim. Mater. Today **70**, 193 (2023).
[17] J. Zeng, Y. Chen, J. Liu, T. Xu, L. Fang, Y. Guo. ACS Appl. Mater. Interfaces **16**, *43*, 59088 (2024).
[18] G. Hrkac, J. Dean, D.A. Allwood. Philos. Trans. R. Soc. A **369**, *1948*, 3214 (2011).
[19] Y. Rheem, B.Y. Yoo, W.P. Beyermann, N.V. Myung. Nanotechnology **18**, *1*, 015202 (2006).
[20] S.N. Kozlov, O.V. Skryabina, S.V. Egorov, I.A. Golovchanskiy, A.A. Klimenko, K.S. Napolskii, V.S. Stolyarov. J. Appl. Phys. **125**, 6 (2019).
[21] S. Pignard, G. Goglio, A. Radulescu, L. Piraux, S. Dubois, A. Declemy, J.L. Duvail. J. Appl. Phys. **87**, *2*, 824 (2000).
[22] J.E. Wegrowe, D. Kelly, A. Franck, S.E. Gilbert, J.P. Ansermet. Phys. Rev. Lett. **82**, *18*, 3681 (1999).
[23] Huang, L. Li, X. Luo, Zhu, Li. J. Phys. Chem. C **112**, *5*, 1468 (2008).
[24] M.I. Sobirov, A.Y. Samardak, S.A. Satsuk, K.A. Rogachev, N.A. Ognev, G.A. Leyko, A.S. Samardak. J. Supercond. Nov. Magn. **38**, *1*, 1 (2025).
[25] B. Lakshmi, C. Patrissi, C. Martin. Chem. Mater. **9**, 2544 (1997).
[26] Y. Zhang, G. Li, Y. Wu, B. Zhang, W. Song, L. Zhang. Adv. Mater. **14**, *17*, 1227 (2002).
[27] E.L.T. França, A.R. Santos, L.K.C.S. Assis, S. Castro-Lopes, D.M. Oliveira, A.S.D. Carvalho, E.P. Hernández. J. Magn. Magn. Mater. **605**, 172310 (2024).
[28] А.И. Воробьева, Е.А. Уткина, О.М. Комар. Микроэлектроника **42**, *2*, 105 (2013).
[29] V. Vega, V.M. Prida, J.A. García, M. Vazquez. Phys. Status Solidi A, **208**, *3*, 553 (2011).

[30] A.S. Samardak, F. Nasirpouri, M. Nadi, E.V. Sukovatitsina, A.V. Ognev, L.A. Chebotkevich, S.V. Komogortsev. J. Magn. Magn. Mater. **383**, 94 (2015).
[31] L. Sun, Y. Hao, C.L. Chien, P.C. Searson. IBM J. Res. Dev. **49**, *1*, 79 (2005).
[32] А.Е. Дрягина, А.Н. Горьковенко, Н.А. Кулеш, Е.В. Кудюков, А.В. Виблая, А.А. Юшков, А.А. Верясова, В.И. Пастухов, А.С. Калашникова, В.О. Васьковский. ФММ **125**, *4*, 413 (2024).
[33] Е.А. Денисова, Л.А. Чеканова, С.В. Комогорцев, Р.С. Исхаков, И.Г. Важенина, И.В. Немцев, О.А. Ли. Изв. РАН. Сер. физ. **88**, *4*, 618 (2024).
[34] H. Corte-León, V. Nabaei, A. Manzin, J. Fletcher, P. Krzysteczko, H.W. Schumacher, O. Kazakova. Sci. Rep. **4**, *1*, 6045 (2014).
[35] T. McGuire, R.L. Potter. IEEE Trans. Magn. **11**, *4*, 1018 (1975)
[36] R.M. Bozorth. Phys. Rev. **70**, *11–12*, 923 (1946).
[37] M. Bolte, M. Steiner, C. Pels, M. Barthelmess, J. Kruse, U. Merkt, D. Pfannkuche. Phys. Rev. B **72**, *22*, 224436 (2005).
[38] J. Kondo. Prog. Theor. Phys. **27**, *4*, 772 (1962).
[39] M. Chakravorty, A.K. Raychaudhuri. J. Appl. Phys. **117**, 3 (2015).
[40] N. Djuzhev, A. Iurov, N. Mazurkin, M. Chinenkov, A. Trifonov, M. Pushkina. EPJ Web Conf. **185**, 01003 (2018).

*Редактор Е.Ю. Флегонтова*