

УДК 669.587

СЛОЕВЫЕ НАНОПРОВОЛОКИ Co/Cu И Ni/Cu: СВЯЗЬ СТРУКТУРЫ И МАГНИТНЫХ СВОЙСТВ

© 2022 г. И. М. Долуденко^а, Д. Л. Загорский^{а, *}, П. Д. Мельникова^{а, b},
В. П. Менушенков^b, А. Р. Гилимьянова^{а, b}, Л. В. Панина^b, Д. А. Бизяев^с, Р. И. Хайбуллин^с

^аФНИЦ “Кристаллография и фотоника” РАН,
Москва, 119333 Россия

^бНИТУ “МИСиС”, Москва, 119049 Россия

^сКазанский физико-технический институт им. Е.К. Завойского,
ФИЦ “Казанский научный центр РАН”, Казань, 420029 Россия

*e-mail: dzagorskiy@gmail.com

Поступила в редакцию 27.07.2021 г.

После доработки 24.09.2021 г.

Принята к публикации 24.09.2021 г.

Методом матричного синтеза (гальваническое заполнение пор трековой мембраны) получены нанопроволоки Co/Cu и Ni/Cu со слоями металлов различной толщины. Подобраны электролиты и определены режимы электроосаждения. В случае кобальтовых нанопроволок толщины слоев изменялись в пределах от 25 до 400 нм, в случае никелевых были получены образцы с тонкими слоями – от 7 до 15 нм. Проведены электронно-микроскопические исследования, выявившие строгую периодичность слоев. Магнитно-силовая микроскопия, выполненная на сколе мембраны с нанопроволоками, показала их разбиение на домены и слабое взаимодействие соседних нанопроволок. По результатам магнитометрии направление оси легкого намагничивания в нанопроволоках Co/Cu зависит от геометрии магнитного слоя. При толщинах слоев больше диаметра нанопроволоки ось легкого намагничивания направлена вдоль оси нанопроволоки, при уменьшении толщины слоя она перпендикулярна ей. В образцах Ni/Cu (слой 7 нм) ось легкого намагничивания также расположена перпендикулярно оси нанопроволоки. Увеличение содержания примеси меди в этих образцах ведет к заметному росту коэрцитивной силы. Для них обнаружен эффект гигантского магнитосопротивления: его величина составляла около 1%; показано, что он слабо зависит от количества слоев и примеси меди в магнитном слое (в исследуемых пределах).

Ключевые слова: матричный синтез, слоевые нанопроволоки, рентгеноструктурный анализ, электронная микроскопия, магнитометрия, эффект гигантского магнитосопротивления.

DOI: 10.31857/S1028096022060085

ВВЕДЕНИЕ

Наноматериалы различных типов имеют огромные перспективы практических применений. Это обуславливает большой интерес к исследованию методов их получения, их структуры и свойств. Одномерные наноматериалы – нанопроволоки, наностержни, нанонити – обладают комплексом уникальных свойств [1–3]. Распространенный способ их получения – это матричный синтез [4]. Идея метода состоит в заполнении требуемым веществом пор специально приготовленной матрицы, при этом образуются “слепки” поровых каналов. В качестве матрицы наиболее часто используют пористый оксид алюминия [5] и трековые мембраны [6]. Матрицы этих двух типов обладают различными свойствами. Например, при использовании пористого оксида алюминия удается получить высокую плотность пор и их однород-

ное распределение, однако возможность изменять одновременно плотность пор и их диаметр сильно ограничена. Кроме того, в [7] показано, что при применении матриц из пористого оксида алюминия наблюдается нежелательный эффект – не удается получить все поры со строго цилиндрической геометрией. Несмотря на нерегулярное расположение пор и возможность их наложения, полимерные трековые мембраны отличаются гибкостью и возможностью целенаправленно изменять форму пор. Кроме того, в трековых мембранах можно простым способом независимо варьировать плотность пор и их диаметр в широких пределах.

Интерес к синтезу металлических нанопроволок, особенно из ферромагнитных металлов и сплавов, активно разрабатываемому на протяжении последних двух десятков лет [8], вызван тем,

что их свойства могут сильно отличаться от свойств объемных материалов аналогичного состава и могут контролируемо варьироваться в зависимости от геометрических параметров. Можно выделить несколько направлений применения новых магнитных наноматериалов. Они используются в устройствах с высокой плотностью магнитной записи на основе нанопроволок из магнитомягких металлов или сплавов, в экранах для ослабления электромагнитного излучения на основе магнитомягких металлов и сплавов [9], сенсорах на базе слоевых нанопроволок, работа которых основана на размерных эффектах, например, эффекте гигантского магнитосопротивления [10, 11]. Чередующиеся слои различных материалов получали еще в 20-х гг. XX в. [12]. Эти работы начались с электрохимического осаждения слоев меди и никеля на плоскую поверхность, однако впоследствии метод электроосаждения использовали для получения чередующихся слоев различных металлов в узких поровых каналах. По сути, началось активное применение матричного синтеза. К преимуществам этого метода следует отнести его дешевизну и возможность “тонкой регулировки” различных параметров процесса [13].

Метод гальванического заполнения поровых каналов позволяет получать нанопроволоки различных типов. Так, гомогенные нанопроволоки состоят из одного металла (или из сплавов двух или нескольких металлов). Гетерогенные нанопроволоки – чаще всего это так называемые слоевые нанопроволоки, т.е. состоящие из чередующихся слоев разного состава.

В ряде работ исследованы нанопроволоки со слоями Co/Cu. Так, в [14] описаны результаты магнитометрии для двух ориентаций магнитного поля (“in-plane” и “out-of-plane”): показана зависимость коэрцитивной силы и направления оси легкой намагниченности от толщин слоев. В этой же работе изучен режим получения нанопроволок слоевых Ni/Cu: подобрано напряжение, при котором осаждается только медь (0.6 В) и никель с минимальным количеством меди (20%) при наименьшей скорости роста (1.8 В).

Влияние содержания Cu в слоях Ni рассмотрено в [15]. Начиная с 10%-ного содержания меди при приложении внешнего магнитного поля вдоль оси роста нанопроволок коэрцитивная сила образцов сначала уменьшается, достигая минимума, затем незначительно увеличивается и при содержании меди, превышающем 40%, снова уменьшается. При приложении поля перпендикулярно оси роста проволоки зависимость обратная. Таким образом, увеличение содержания меди в составе сплава Ni выражается в отклонении оси легкого намагничивания от направления оси роста проволоки к направлению, перпендикулярному ей.

Гетерогенные нанопроволоки, состоящие из ферромагнитных и немагнитных металлов, представляют значительный интерес в качестве материалов, проявляющих эффект гигантского магнитосопротивления [16–18]. Они имеют ряд преимуществ по сравнению с мультислоевыми пленками. В системах нанопроволок реализуется конфигурация, при которой направление тока перпендикулярно поверхности (т. н. CPP-геометрия – “current perpendicular to plane” [19]). По сравнению с более традиционной SIP-геометрией (ток направлен вдоль поверхности, “current in plane”) эффект гигантского магнитосопротивления усилен, так как все электроны проводимости испытывают рассеяние на границе магнитного и немагнитного металлов [20, 21]. Другое отличие связано с тем, что характеристическая длина обусловлена длиной спиновой диффузии, а не длиной свободного пробега электронов, т.е. значительно больше. Между тем, эффект гигантского магнитосопротивления наблюдается только в нанопроволоках с достаточно тонкими слоями (не превышающими несколько нанометров) [22].

В целом анализ литературы показывает значительный интерес к данному направлению исследований. Вместе с тем количество данных явно недостаточно для установления общих закономерностей и практического применения описанных явлений. Целью настоящей работы было исследование возможности контролируемо изменять магнитные параметры слоевых нанопроволок (такие как магнитная анизотропия, коэрцитивность) за счет изменения геометрии магнитных слоев. В работе рассмотрены слоевые нанопроволоки диаметром 100 нм разных составов и с различной толщиной слоев: Co/Cu (толщина слоя Co варьировалась: 25, 50, 100, 300, 500 нм) и Ni/Cu (со слоями Ni, примерно равными 7 нм). В первом случае рассматривали влияние толщины магнитного материала на магнитные свойства нанопроволок, во втором были изучены электрические свойства.

ЭКСПЕРИМЕНТ И РЕЗУЛЬТАТЫ

Получение нанопроволок

Матрица. Массивы нанопроволок были получены методом матричного синтеза – гальваническим заполнением пор коммерческих трековых мембран (производство ОИЯИ, г. Дубна). Трековые мембраны представляли собой полимерную пленку толщиной 12 мкм со сквозными цилиндрическими отверстиями (порами). Плотность пор составляла $1.2 \times 10^9 \text{ см}^{-2}$, а их диаметр – 100 нм.

Электролиты и режимы электроосаждения. Для получения слоевых нанопроволок использовали электролиты, содержащие ионы двух осаждаемых металлов (серноокислые соли). Так, для

получения нанопроволок со слоями Co/Cu использовали электролит, содержащий $\text{CoSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O}$ (200 г/л) и $\text{CuSO}_4 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$ (8 г/л). Для осаждения нанопроволок со слоями Ni/Cu применяли соли $\text{NiSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O}$ (200 г/л) и $\text{CuSO}_4 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$. Концентрацию второй соли варьировали (6 или 3 г/л) для изменения состава нанопроволок в более широком диапазоне. Для регулировки кислотности электролита брали борную кислоту.

Отметим, что концентрацию меди в электролите специально понижали. Это обусловлено тем, что в работе использовали так называемый однованный метод – процесс проводился в одном электролите, в котором чередования осаждаемых металлов достигали путем чередования ростового напряжения. В этом случае при осаждении металла с высоким равновесным потенциалом (Co или Ni) продолжается одновременное выделение другого металла – меди. Полностью избавиться от присутствия меди невозможно, однако ее концентрацию можно понизить за счет уменьшения содержания в ростовом растворе.

Процесс проводился при комнатной температуре в гальванической ячейке производства СКБ ИК РАН. Слоевую структуру получали, периодически изменяя потенциал осаждения. Потенциалы были определены исходя из предварительно измеренных поляризационных кривых (своеобразных вольт-амперных характеристик, выявляющих, в частности, напряжения, при которых начинается электроосаждение определенного металла). Так, для осаждения медного слоя был определен потенциал ниже равновесного потенциала осаждения никеля или кобальта – 0.5 В. Потенциал для осаждения магнитных слоев (кобальта или никеля) составлял 1.5 В. Ранее аналогичные режимы для сходных условий использовали в [23]. Толщину слоя контролировали по величине прошедшего заряда – это позволяло получать периодические слои одинаковой толщины.

В случае Co/Cu заряды составляли: для медных слоев 800 мКл, для кобальтовых слоев 70–900 нКл. Толщины медных слоев – 300 нм, а кобальтовых – от 25 до 500 нм. Число слоев 10 или 20. В случае Ni/Cu при осаждении слоев никеля толщиной 25 нм заряд составлял 15 мКл (при напряжении 1.5 В), а при осаждении слоя меди толщиной 10 нм – 5 мКл (при напряжении 0.5 В). Количество слоев в образцах 100 или 200.

Отметим, что осаждение Co/Cu проводили по упрощенной двухэлектродной схеме (металлизированная мембрана являлась катодом, анод же представлял собой пластину из одного из осаждаемых металлов – кобальта или меди). Для осаждения тонких слоев Ni/Cu применяли уже трехэлектродную схему (к вышеперечисленным двум электродам добавляли так называемый электрод

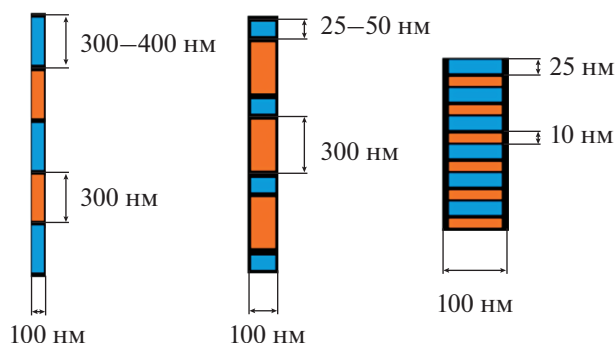


Рис. 1. Схематическое изображение полученных нанопроволок.

сравнения). Основные типы полученных нанопроволок приведены на рис. 1а.

Защитные слои. При осаждении в поры матрицы Ni/Cu в некоторых случаях применяли так называемые защитные слои: начала и концы всех нанопроволок состояли из материала другого состава, не содержащего медь. Эти слои (толщиной примерно по 2–3 мкм в начале и конце каждой нанопроволоки) были получены из железо-никелевого сплава (с использованием железного анода). Они играли роль своеобразной “заглушки”: при травлении медного слоя с поверхности ростовой мембраны эти “заглушки” не подвергались травлению, предотвращая тем самым травление медных слоев в самих нанопроволоках (находящихся внутри мембраны). Это было необходимо для создания узких токопроводящих полос (разделенных изолирующими промежутками) на поверхности.

Токоподводящие полосы. Для изучения электрических свойств (гигантского магнитосопротивления) на поверхности полимерной матрицы (со слоевыми нанопроволоками внутри) создавали особые контактные площадки-полосы. Эти площадки получали с помощью селективного растворения сплошного медного слоя на поверхности. Для этого на слой маркером наносили защитную маску в виде отдельных полос. При последующем травлении медь удаляли только с открытых областей. Далее защитный слой маркера удаляли с помощью спирта. Таким образом, создавались цепи из последовательно включенных нанопроволок, что увеличивало эффективное сопротивление. Кроме того, варьировать электросопротивление можно было за счет присоединения токоподводящих контактов к различным площадкам.

Исследование образцов Co/Cu

Растровая электронная микроскопия. После получения образцы исследовали методом растровой

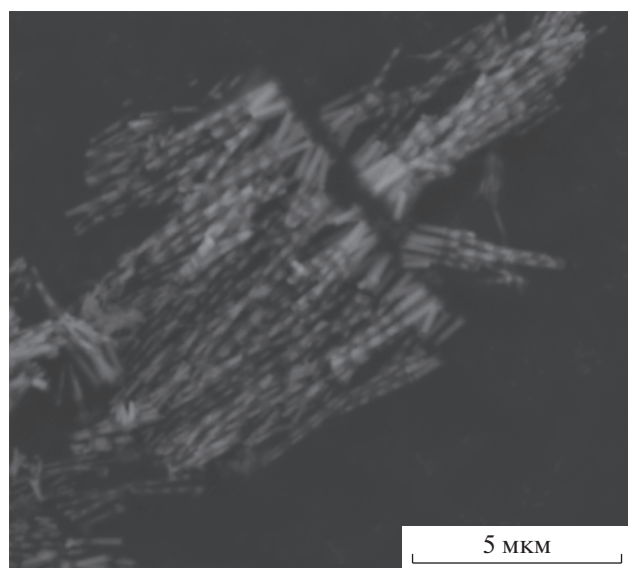


Рис. 2. РЭМ-изображение слоевых нанопроволок Co/Cu.

электронной микроскопии (РЭМ). Перед экспериментом с образца удаляли матрицу и выделяли отдельные нанопроволоки (как правило, агломерировавшиеся в пучок), которые закрепляли на токопроводящий скотч. Исследование проводили в микроскопе JEOL JSM 6000plus при ускоряющем напряжении до 15 кВ с увеличением от $500\times$ до $10000\times$. Пример полученных РЭМ-изображений представлен на рис. 2. На РЭМ-изображении видны нанопроволоки с чередующимися слоями из двух металлов: медь — светлые участки, кобальт — темные. Такой контраст связан с разной эмиссионной способностью металлов. Толщина слоев соответствует предполагаемой толщине, диаметр нанопроволок чуть больше диа-

метра пор. Это может быть связано с окислением нанопроволок на воздухе в процессе подготовки образца.

Магнитно-силовая микроскопия. Измерения полученных образцов проводили при помощи сканирующего зондового микроскопа Solver P47 (НТ-МДТ), с использованием магнитных кантилеверов (зондов) Multi75M-G (BudgetSensors). Микроскоп работал в двух режимах: атомно-силовой и магнитно-силовой микроскопии (АСМ и МСМ, соответственно). МСМ-измерения проводили по одно- и двухпроходной методиках. В двухпроходной методике сначала было получено АСМ-изображение (в полуконтактном режиме) поверхности образца. Во втором проходе (зонд поднят над образцом на 100–200 нм) было получено МСМ-изображение. В ряде случаев использовали однопроходную методику, тогда МСМ-изображение получали сразу. Это было необходимо для того, чтобы поле зонда не перемагничивало объект исследования.

В работе изучали срез (скол) мембраны с расположенными в ней нанопроволоками. После приготовления скола мембрану фиксировали на специальном держателе вертикально. Над образцом помещали зонд АСМ, для этого использовали оптический микроскоп МБС-10. Таким образом удалось исследовать нанопроволоки, залегающие внутри полимера, со сформированного торца матрицы. На рис. 3а, 3б представлены полученные АСМ- (топография) и МСМ-изображения (магнитный контраст) соответственно.

Отметим, что перед измерениями образец был намагничен в поле напряженностью 32 кА/м. Это поле значительно выше коэрцитивной силы данного образца, что позволило одинаково намагнитить все нанопроволоки. В процессе измерения магнитное поле отсутствовало. Полученное

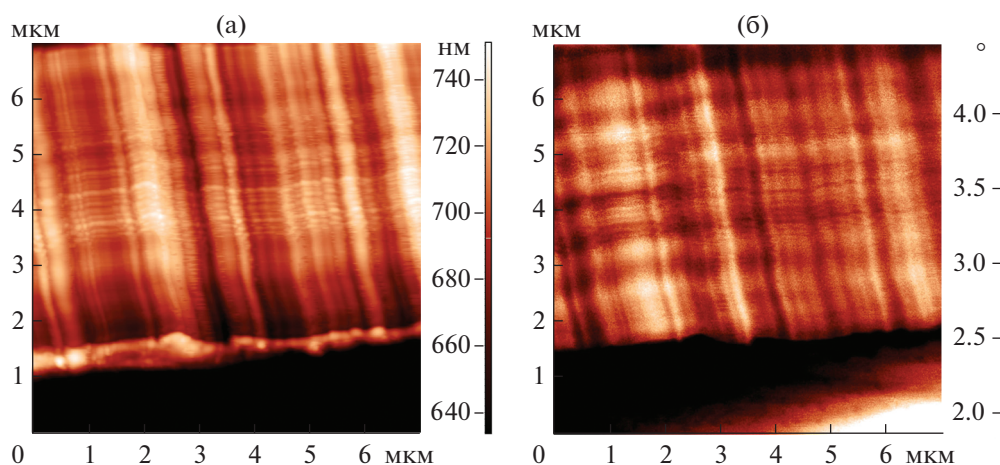


Рис. 3. Зондовая микроскопия массива нанопроволок Co/Cu на сколе матрицы, толщина слоев 300/300 нм: а — АСМ-изображение; б — МСМ-изображение.

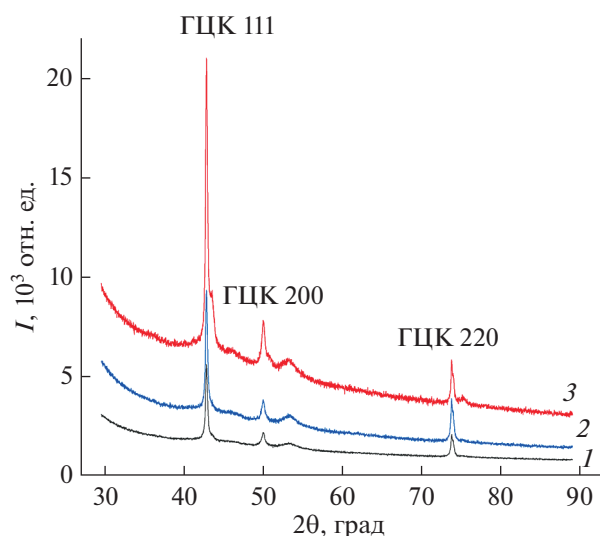


Рис. 4. Дифрактограммы образцов Co/Cu с кобальтовыми слоями толщиной 50 (1), 100 (2) и 300 нм (3), размытый максимум в области 53° – пик от полимерной матрицы.

МСМ-изображение позволяет предположить, что все нанопроволоки намагничены одинаково вдоль их осей. Показано, что размер области намагниченности коррелирует с толщиной слоя. Это можно заметить по волнообразному изменению контраста (чередованию темных и светлых полос) в направлении, перпендикулярном нанопроволокам (рис. 3б). В свою очередь, это обусловлено чередованием магнитных и немагнитных частей нанопроволоки одинакового размера. Светлый контраст от магнитной части немного больше, чем темный от немагнитной. Это связано с тем, что магнитное взаимодействие дальнедействующее и поэтому немного выходит за размеры магнитного сегмента. Отсутствие полюсов на концах магнитных сегментов обусловлено их перемагничиванием полем зонда, поэтому МСМ показывает лишь наличие магнитного материала, что сказывается на получаемом изображении в виде чередующегося светлого (магнитный участок) и темного (немагнитный участок) контраста. Использование однопроходной методики получения МСМ-изображений в данном случае нецелесообразно ввиду сильно развитого рельефа поверхности, при котором возможно повреждение зонда. Одинаковая намагниченность соседних нанопроволок позволяет предположить, что и взаимное влияние магнитных слоев в пределах одной нанопроволоки, и влияние соседних нанопроволок в массиве достаточно слабое.

Рентгеноструктурный анализ. Рентгеноструктурный анализ образцов проводили на дифрактометре Rigaku Miniflex с медным анодом при ускоряющем напряжении 15 кВ. Полученные для не-

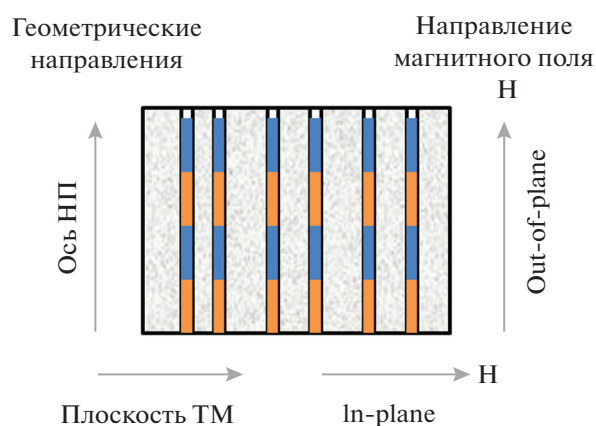


Рис. 5. Схема проведения магнитных измерений: НП – нанопроволока, ТМ – трековая мембрана.

скольких образцов результаты представлены на рис. 4. Из дифрактограмм образцов Co/Cu видно, что фазы кобальта и меди имеют кубическую решетку. Можно предположить, что кубическая структура кобальта (который обычно имеет гексагональную структуру) формируется за счет того, что рН раствора достаточно низкий (раствор кислый). Отметим, что в ряде работ описано влияние рН ростового раствора на структуру получаемого металла. Так, в [24] показано, что в зависимости от кислотности раствора образуются кристаллы либо с ГЦК-, либо с ГПУ-решеткой, которая в значительной мере определяет магнитные свойства полученных образцов. Другой причиной может быть присутствие примеси меди в слое кобальта. Сравнение дифрактограмм показывает, что интенсивности линий кобальта уменьшаются с уменьшением его количества в образце.

Магнитометрия. Полученные слоевые нанопроволоки Co/Cu были исследованы с помощью вибрационного магнитометра. Измерения проводили для двух направлений внешнего магнитного поля: вдоль нанопроволоки (“out-of-plane” относительно матрицы) и поперек (“in-plane” по отношению к матрице). Геометрия измерений представлена на рис. 5. На рис. 6 приведены примеры полученных петель гистерезиса образцов Co/Cu, а значения коэрцитивной силы даны в табл. 1.

Из рисунка и таблицы видно, что в образцах, где слой Co меньше диаметра нанопроволоки, коэрцитивная сила больше при измерении перпендикулярно длинной оси нанопроволоки. Напротив, в образцах с толстым слоем Co большая коэрцитивная сила наблюдается вдоль длинной оси нанопроволоки. Можно сделать вывод и о направлении оси легкого намагничивания: в первом случае она перпендикулярна нанопроволоке, во втором – расположена вдоль нее. Таким обра-

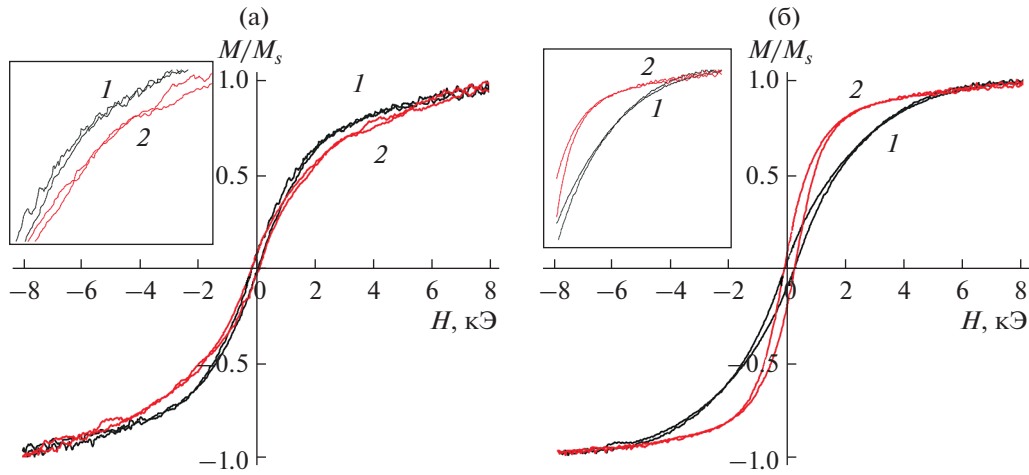


Рис. 6. Петли магнитного гистерезиса образцов Co/Cu, измеренные в положениях “in-plane” (1) и “out-of-plane” (2), толщина слоя меди 300 нм, толщина кобальтового слоя: а – 50; б – 300 нм.

зом, полученные результаты свидетельствуют о том, что, изменяя геометрию магнитных слоев, можно управлять магнитной анизотропией массива нанопроволок.

Исследование образцов Ni/Cu

Магнитометрия. Слоевые нанопроволоки Ni/Cu были получены с достаточно тонкими слоями – 7–15 нм, что значительно меньше их диаметра. Были изучены магнитные и магнитоэлектрические свойства этих образцов. На рис. 7 приведен пример петель гистерезиса (для образцов со слоями 7 нм), а в табл. 2 представлены результаты измерения коэрцитивной силы в зависимости от состава электролита и количества пар слоев. Поскольку толщина слоев значительно меньше диаметра, слои Ni имеют форму диска, и можно предположить, что легкая ось анизотропии в силу анизотропии формы находится в плоскости слоев (перпендикулярно нанопроволокам). Однако петли магнитного гистерезиса различаются незначительно при двух ориентациях внешнего

магнитного поля. Это свидетельствует о том, что магнитно-дипольное взаимодействие соседних слоев выводит ось легкого намагничивания из плоскости.

Известно, что дипольное взаимодействие частиц в форме дисков способствует антипараллельному направлению векторов намагниченности [25], что объясняет маленькие значения остаточной намагниченности в обоих случаях. Из табл. 2 также видно, что наблюдается небольшое различие в величинах коэрцитивной силы для геометрии “out-of-plane” и “in-plane”, хотя во втором случае коэрцитивная сила несколько больше. Это также указывает на влияние межсегментного взаимодействия слоев Ni вдоль нанопроволок на процесс перемагничивания. Можно отметить значительную разницу в коэрцитивной силе первой и второй пары образцов: ее увеличение может быть связано с ростом содержания меди в слое Ni – очевидно, что увеличение концентрации меди в ростовом растворе приводит к увеличению ее концентрации и в растущей нанопроволоке. В случае объемных сплавов этот эффект известен: примесь меди может способствовать повышению коэрцитивной силы.

Таблица 1. Значения коэрцитивной силы образцов Co/Cu со слоями разной толщины, измеренные при двух ориентациях внешнего магнитного поля

Толщина слоев, нм	Коэрцитивная сила, Э	
	Вдоль нанопроволоки	Перпендикулярно нанопроволоке
25/300	201	364
50/300	189	264
300/300	327	226
100/100	264	214
400/50	440	264

Магнитосопротивление. При измерении ячейка с образцом (нанопроволока в матрице) располагалась между полюсами магнита. Магнитное поле было ориентировано перпендикулярно оси нанопроволоки (положения “in-plane”), ток направлен вдоль нее. На рис. 8 в качестве примера приведен график магнитосопротивления одного из образцов Ni/Cu, содержащих 300 слоев. В изученных образцах величина магнитосопротивления составляла от 0.66 до 0.98%. Были измерены магнитосопротивления идентичных образцов, однако они несколько различались, что может быть связано с анизотропией, выражающейся в

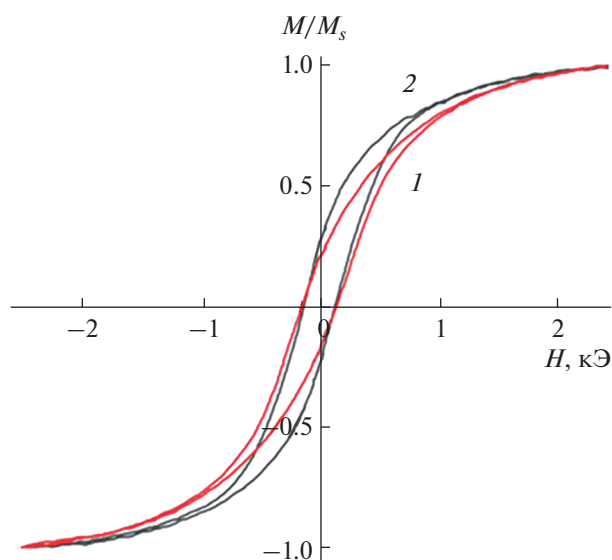


Рис. 7. Петли магнитного гистерезиса образца Ni/Cu, измеренные в положениях “in-plane” (1) и “out-of-plane” (2), толщина слоев кобальта и меди 7 нм.

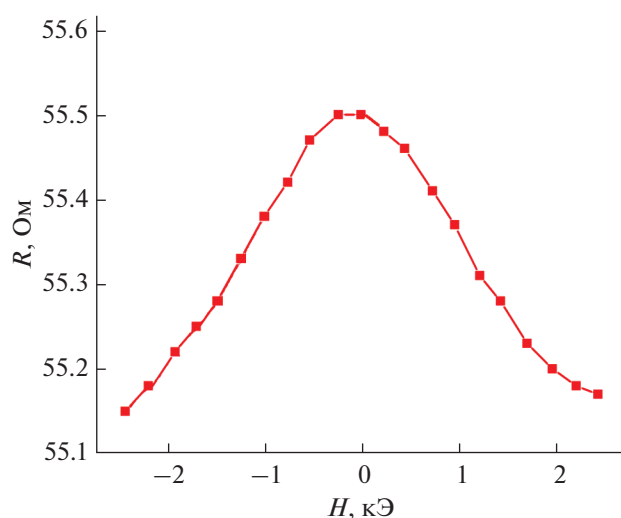


Рис. 8. Зависимость сопротивления образца Ni/Cu от магнитного поля. Нанопроволоки включают 300 чередующихся слоев, относительное изменение сопротивления $\Delta R/R = 0.74\%$.

Таблица 2. Значения коэрцитивной силы образцов Ni/Cu

Количество слоев в нанопроволоке	Коэрцитивная сила, Э	
	Вдоль нанопроволоки	Перпендикулярно нанопроволоке
170	103	124
300	139	161
200	201	179
300	209	237

зависимости сопротивления материала от угла между направлением внешнего магнитного поля и направлением тока в материале.

ВЫВОДЫ

Микроскопия (РЭМ и МСМ) образцов Co/Cu подтвердила наличие слоев в полученных нанопроволоках. Толщина слоев соответствует расчетам. В ходе рентгеноструктурного анализа установлено, что и кобальт, и медь находятся в ГЦК-фазе.

Измерения на вибромагнетометре показали, что направление оси легкого намагничивания зависит от геометрии магнитного слоя. При толщине слоя больше диаметра нанопроволоки ось легкого намагничивания направлена вдоль оси нанопроволоки, в противоположном случае она располагается перпендикулярно оси нанопроволоки. Это подтверждается увеличением коэрцитивной силы.

В образцах Ni/Cu (с тонкими слоями) ось легкого намагничивания также расположена перпендикулярно оси нанопроволоки. Показано, что рост содержания примеси Cu ведет к заметному увеличению коэрцитивной силы.

Магнитосопротивление измеряли на образцах с тонкими слоями. Результаты показали наличие эффекта гигантского магнитосопротивления, равного $\sim 1\%$. Величина эффекта слабо зависит от количества слоев в исследуемых пределах и примеси меди в магнитном слое.

БЛАГОДАРНОСТИ

Часть работы выполнена в рамках госзаданий ФНИЦ “Кристаллография и фотоника” и КФТИ РАН. Магнитометрию и измерения гигантского магнитосопротивления проводили на базе МИСиС.

Авторы благодарят профессора П.Ю. Апеля (ОИЯИ, Дубна) за предоставление трековых мембран.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Анищик В.М. Наноматериалы и нанотехнологии / Ред. Борисенко В., Толочко И. Минск: Изд-во БГУ, 2008. 375 с.
2. Борисенко В.Е., Данилюк А.Л., Мигас Д.Б. Спинтроника. М.: Лаборатория знаний, 2017. 230 с.
3. Елисеев А.А., Лукашин А.В. Функциональные наноматериалы / Ред. Третьяков Ю.Д. М.: Физматлит, 2010. 456 с.
4. Martin C.R. // Science. 1994. V. 23. № 266. P. 1961.
5. Masuda H., Fukuda K. // Science. 1995. V. 268. P. 1466.
6. Фролов К.В., Загорский Д.Л., Любутин И.С., Коротков В.В., Бедин С.А., Сульянов С.Н., Артемов В.В., Мчедlishvili Б.В. // Письма в ЖЭТФ. 2014. Т. 99. Вып. 10. С. 656.

7. *Petukhov D.I., Napolskii K.S., Eliseev A.A.* // *Nanotechnol.* 2012. V. 23. P. 335601.
8. *Vázquez M.* *Magnetic Nano- and Microwires: Design, Synthesis, Properties and Applications.* Amsterdam: Elsevier, 2005. 395 p.
9. *Ohgai T.* *Electrodeposited Nanowires and Their Applications* / Ed. Lupu N. InTech, 2010. 61 p.
10. *Zet C., Fosalau C.* // *Digest J. Nanomater. Biostruct.* 2012. V. 7. № 1. P. 299.
11. *Grünberg P.A.* // *Rev. Mod. Phys.* 2008. V. 80. P. 1531.
12. *Blum W.* // *Trans. Electrochem. Soc.* 1921. V. 40. P. 307.
13. *Ross C.A.* // *Annu. Rev. Mater. Sci.* 1994. V. 24. P. 159.
14. *Загорский Д.Л., Долуденко И.М., Черкасов Д.А., Жигалина О.М., Хмеленин Д.Н., Иванов И.М., Бухарев А.А., Бизяев Д.А., Хайбуллин Р.И., Шаталов С.А.* // *Физика твердого тела.* 2019. Т. 61. Вып. 9. С. 1682.
15. *Palmero E.M., Bran C., del Real R.P., Magén C., Vázquez M.* // *J. Appl. Phys.* 2014. V. 116. P. 033908.
16. *Piroux L., George J., Despres J., Leroy C., Ferain E., Legras R., Ounadjela K., Fert A.* // *Appl. Phys. Lett.* 1994. V. 65. P. 2484.
17. *Blondel A., Meier J.P., Doudin B., Ansermet J.-Ph.* // *Appl. Phys. Lett.* 1994. V. 65. P. 3019.
18. *Nasirpour F., Southern P., Ghorbani M., Irajizad A., Schwarzacher W.* // *J. Magn. Magn. Mater.* 2007. V. 308. P. 35.
19. *Liu K., Nagodawithana K., Searson P., Chien C.* // *Phys. Rev. B.* 1995. V. 51. № 11. P. 7381.
20. *Voegeli B., Blondel A., Doudin B.* // *J. Magn. Magn. Mater.* 1995. V. 151. P. 388.
[https://doi.org/10.1016/0304-8853\(95\)00511-0](https://doi.org/10.1016/0304-8853(95)00511-0)
21. *Grünberg P.* // *J. Phys.: Condens. Matter.* 2001. V. 13. P. 7691.
22. *Liu K., Nagodawithana K., Searson P.C., Chien C.L.* // *Phys. Rev.* 1995. V. 51. P. 73.
23. *Черкасов Д.А., Загорский Д.Л., Хайбуллин Р.И., Муслимов А.Э., Долуденко И.М.* // *Физика твердого тела.* 2020. Т. 62. Вып. 9. С. 1531.
24. *Podorozhnyak S.A., Chzhan A.V., Maltsev V.K., Krayuhin I.N., Patrin G.S., Sakash I.Yu.* // *J. Sib. Federal Univ. Math. Phys.* 2020. V. 13. № 4. P. 451.
25. *Ross C.A., Hwang M., Shima M., Cheng J.Y., Farhoud M., Savas T.A., Smith H.I., Schwarzacher W., Ross F.M., Redjda M., Humphrey F.B.* // *Phys. Rev. B.* 2002. V. 65. P. 144417.

Layered Nanowires Co/Cu and Ni/Cu: Relation of Structure and Magnetic Properties

I. M. Doludenko¹, D. L. Zagorskiy^{1, *}, P. D. Melnikova^{1, 2}, V. P. Menushenkov², A. R. Gilimianova^{1, 2}, L. V. Panina², D. A. Biziaev³, R. I. Chaibullin³

¹*FSRC "Crystallography and Photonics" RAS, Moscow, 119333 Russia*

²*Moscow Institute of Steel and Alloys, Moscow, 119049 Russia*

³*Zavoisky Physical-Technical Institute of the Kazan Scientific Center RAS, Kazan, 420029 Russia*

*e-mail: dzagorskiy@gmail.com

Co/Cu and Ni/Cu nanowires with metal layers of different thicknesses were obtained by matrix synthesis (galvanic filling of the pores of the track membrane). The electrolytes were selected and the modes of electrodeposition were determined. For cobalt nanowires, the layer thicknesses varied in the range from 25 to 400 nm; for nickel nanowires, samples with thin layers, from 7 to 15 nm, were obtained. Electron microscopy studies were carried out, which revealed a strict periodicity of the layers. Magnetic force microscopy performed on a cleaved membrane with nanowires showed their division into domains and weak interaction of neighboring nanowires. According to the results of magnetometry, the direction of the easy magnetization axis in Co/Cu nanowires depended on the geometry of the magnetic layer. At layer thicknesses greater than the nanowire diameter, the easy magnetization axis was directed along the nanowire axis; with a decrease in the layer thickness, it was directed perpendicular to it. In Ni/Cu samples (7 nm layers), the easy magnetization axis was also located perpendicular to the nanowire axis. An increase in the copper impurity content in these samples led to a noticeable increase in the coercive force. For them, the giant magnetoresistance effect was found: its value was about 1%; it was shown to weakly depend on the number of layers and the copper impurity in the magnetic layer (within the studied limits).

Keywords: matrix synthesis, layered nanowires, X-ray analysis, electron microscopy, magnetometry, giant magnetoresistance effect.