

ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА

УДК 537.622.4, 538.955

МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА СЛОЕВЫХ НАНОПРОВОЛОК Ni/Cu

© 2023 г. Д. А. Бизяев^a, Д. Р. Хайретдинова^{b, c, d}, Д. Л. Загорский^{b, *}, И. М. Долуденко^b,
Л. В. Панина^{c, d}, А. А. Бухараев^a, А. Ризванова^c

^aКазанский физико-технический институт им. Е.К. Завойского, ФИЦ Казанский научный центр РАН,
ул. Сибирский тракт, 18, Казань, 420029 Россия

^bФедеральный научно-исследовательский центр “Кристаллография и фотоника” РАН,
Ленинский просп., 59, Москва, 119333 Россия

^cНациональный исследовательский технологический университет МИСИС,
Ленинский просп., 4, Москва 119049 Россия

^dБалтийский федеральный университет им. Иммануила Канта, ул. А. Невского, 14, Калининград, 236041 Россия
*e-mail: hairerdr@gmail.com

Поступила в редакцию 03.04.2023 г.

После доработки 03.07.2023 г.

Принята к публикации 09.07.2023 г.

Исследованы магнитные свойства слоевых нанопроволок (НП), состоящих из чередующихся слоев никеля и меди. В таких структурах магнитные свойства определяются несколькими факторами — аспектным отношением ферромагнитных слоев, дипольным взаимодействием между соседними слоями внутри одной НП, а также взаимодействием соседних НП. Массивы НП были получены методом матричного синтеза. Слои никеля имели фиксированную толщину 400 нм, толщину слоев меди варьировали от 25 до 300 нм. Были изучены магнитные характеристики таких НП в двух состояниях: в матрице (интегральные магнитные характеристики, определяемые с помощью вибрационной магнитометрии) и для отдельных НП (локальная намагниченность, визуализируемая с помощью магнитной силовой микроскопии (МСМ)). Для НП в матрице петли гистерезиса, измеренные для двух направлений магнитного поля, становятся идентичными при увеличении толщины слоя Cu до 300 нм, что обусловлено ослаблением дипольного взаимодействия между слоями Ni внутри НП и усилением роли дипольного взаимодействия между соседними НП. При этом остаточная намагниченность возрастает при приложении поля параллельно плоскости матрицы. Методом МСМ изучены образцы с толщинами слоев Cu 300 нм. Поэтапно продемонстрировано, как приложение внешнего магнитного поля приводит к перемагничиванию. Выявлено, что перемагничивание пары НП происходит двухступенчатым образом, как для двухфазной системы с двумя характерными полями: $H_{c1} = 40\text{--}50$ Э для образования пары с противоположным направлением намагниченности и $H_{c2} = 160$ Э для полного переключения намагниченности. Последнее значение близко к величине коэрцитивной силы для массива НП в матрице.

Ключевые слова: нанопроволоки, электроосаждение, магнетизм, ферромагнетизм, дипольное взаимодействие, анизотропия формы

DOI: 10.31857/S0015323023600545, **EDN:** PYDMJD

ВВЕДЕНИЕ

Развитие метода матричного синтеза с использованием трековых мембран или пористого оксида алюминия [1–5] открыло путь к созданию композитных ферромагнитных наноматериалов с включениями в виде нанопроволок (НП), свойства которых в значительной степени определяются анизотропией формы и дипольными взаимодействиями. Соответственно, магнитные свойства можно регулировать за счет изменения нескольких параметров: состава и диаметра отдельной НП, расстояния между соседними НП. Это обуславливает широкие перспективы практического применения: в спинтро-

нике [6, 7], для создания нанокompозитных магнитов с высокой коэрцитивной силой без использования редкоземельных металлов [8], магнитных сред для записи информации с высокой плотностью [9], для сенсорики и биомаркеров [10, 11].

Особый интерес могут представлять структуры с чередующимися магнитными слоями, так как их анизотропные свойства определяются еще и соотношением толщин слоев ферромагнитных и немагнитных металлов. Основные перспективы их применения связаны с разработками сред с более высокой плотностью записи информации [12, 13]. Для таких НП также показана возможность выделения отдельных магнитных слоев в

виде частиц цилиндрической формы контролируемых размеров [14], которые можно использовать для адресной доставки лекарств и гипертермии [15].

Структуры, включающие НП с чередующимися слоями из различных ферромагнитных металлов, можно использовать для генерации электромагнитного излучения при пропускании тока в результате спиновой инжекции электронов [16].

Для многих приложений необходимо контролировать магнитные свойства композитов. В случае слоевых НП было показано, что, изменяя геометрические параметры, такие как соотношение диаметра и толщины ферромагнитных слоев, расстояния между НП, толщины немагнитных слоев, можно менять эффективную константу анизотропии и направление осей легкого намагничивания (ОЛН) [17–20]. Экспериментальные результаты можно качественно объяснить в рамках теории, основанной на введении эффективных размагничивающих факторов. Между тем, в рамках этой теории не представляется возможным проанализировать поведение коэрцитивной силы и остаточной намагниченности. Для этого нужно исследовать процессы намагничивания на локальном уровне. Измерение намагниченности отдельной НП не может быть выполнено стандартными методами, так как магнитный момент такой структуры очень мал и имеет порядок 10^{-11} эме. Одним из немногих методов, способных предоставить информацию на локальном уровне, является магнитно-силовая микроскопия (МСМ). Например, исследование распределения намагниченности в гомогенных НП было проведено в работах [21–23]. В ряде работ с помощью МСМ были исследованы особенности магнитного состояния слоевых НП. Так, для НП Ni/Cu диаметром 30 нм было показано, что слои Ni представляли собой однодоменные области [24]. В работе [25] метод применили для визуализации магнитных областей в НП Co/Au. Сопоставление макроскопических магнитных параметров с наблюдением МСМ в других типах слоевых НП дано в работах [26, 27]. Несмотря на то, что метод показал свою информативность, его использование для исследования распределения намагниченности в НП остается ограниченным. Представляется интересным продолжение работ в этом направлении. При этом весьма интересная информация может быть получена при совместном использовании методов, включающих интегральный и локальный подходы, например, магнитометрию массивов НП и МСМ отдельных НП.

В настоящей работе были использованы оба подхода для изучения магнитных свойств слоевых Ni/Cu НП с различными толщинами слоя Cu. Для этого была предложена методика выделения отдельных НП из матрицы. Основное внимание уделяли оценке роли дипольного взаимодействия

между соседними слоями в пределах одной НП и взаимодействия между слоями в соседних НП.

МАТЕРИАЛЫ И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ МЕТОДИКИ

Массивы НП были получены методом матричного синтеза. В качестве матрицы использовали полимерные трековые мембраны производства ОИЯИ (г. Дубна) со следующими параметрами: плотность пор – 1.2×10^9 пор/см², диаметр пор D – 100 нм. Для электроосаждения использовали электролит следующего состава: NiSO₄·7H₂O – 200 г/л; CuSO₄·5H₂O – 6 г/л; H₃BO₃ – 32 г/л. В качестве источника тока применяли потенциостат-гальваностат Elins P–2X. Осаждение проводили в так называемом импульсном режиме: при подаче низкого напряжения (0.6 В) происходило осаждение только меди, при подаче более высокого напряжения (1.8 В) происходило осаждение преимущественно никеля. В работе была получена серия образцов с различной толщиной медного слоя h_{Cu} , которую изменяли от 25 до 300 нм, при этом толщина слоев никеля h_{Ni} во всех случаях составляла 400 нм. Количество осаждаемого за цикл металла, которое определяло толщину слоев, определяли значением протекшего заряда. На основе предварительных расчетов величина протекшего заряда составляла 690 мКл для осаждения в массиве НП слоя никеля толщиной 400 нм. При осаждении слоев меди с толщиной от 25 до 300 нм величина протекшего заряда пропорционально изменялась от 67 до 810 мКл соответственно. Отметим, что при использовании метода контроля заряда длительность импульсов в последовательности возрастала из-за обеднения электролита вблизи рабочей зоны. Более подробные детали синтеза приведены в работе [28].

Для СЭМ-исследований необходимо было отделить полимерную матрицу. Для этого образцы помещали в концентрированный 6N раствор NaOH с температурой 60°C на 2–3 ч. При этом единичные НП оставались “закрепленными” на общем основании ростового слоя меди. Для МСМ-исследований проводили т.н. “выкладку” отдельных НП на поверхность держателя. При этом удаляли и общее основание, и полимерную матрицу. Агломерацию отдельных НП предотвращали путем приложения вращающегося магнитного поля. Полученные образцы с отдельными НП на подложке затем металлизировали для отвода статического заряда и для дополнительной их фиксации.

Электронно-микроскопические исследования проводили на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) JEOL JSM 6000plus. Использован режим вторичных электронов при ускоряющем напряжении 15 кВ с кратностью увеличения до 5000.

Петли магнитного гистерезиса измеряли на вибрационном магнетометре ВМ-07 с диапазоном напряженности магнитного поля от -8.3 до $+8.3$ кЭ. Измерения проводили несколько раз с последующим усреднением. Поле прикладывали в двух направлениях относительно плоскости матрицы: параллельно (IP) и перпендикулярно (OOP). При этом относительно оси НП поле было направлено перпендикулярно и параллельно ей соответственно.

Зондовая микроскопия использована для изучения единичных НП. Измерения магнитных характеристик на локальном уровне проводили на сканирующем зондовом микроскопе (СЗМ) Solver P47 Pro. СЗМ работал в двух режимах — атомной силовой микроскопии (АСМ) и МСМ. Использовали стандартные коммерческие кантилеверы Multi75M-G (BudgetSensor) с кобальтовым магнитным покрытием.

Сначала получали АСМ-изображение поверхности с исследуемыми НП. Далее полученное АСМ-изображение загружали в программу в виде шаблона. Использование такого подхода позволяет сканировать один и тот же участок поверхности, прикладывая к образцу внешние воздействия, например, магнитное поле. МСМ-изображение формируется посредством регистрации изменений амплитуды или фазы колебаний кантилевера. Более чувствительным является изменение фазы, поэтому при МСМ-измерениях регистрируют сдвиг фазы колебаний кантилевера, который пропорционален градиенту силы, действующей на кантилевер со стороны образца. Это позволяет визуализировать картину распределения магнитных полюсов. Прибор был оснащен электромагнитом, создающим внешнее магнитное поле в плоскости образца в диапазоне от -160 до $+160$ Э. Поле изменяли с шагом 5 Э. Ввиду малой площади сканирования СЗМ магнитное поле можно считать однородным с высокой точностью.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Микроскопия. Все полученные в работе образцы были аттестованы методом СЭМ. Примеры полученных результатов представлены на рис. 1. Анализ СЭМ-изображений массива показал, что распределение НП по длине достаточно однородно, а их диаметр соответствует диаметру пор матрицы. Изучение СЭМ-изображений НП после удаления подложки и ростовой матрицы показывает, что несмотря на проведенное “разделение”, присутствуют не только единичные НП, но и их агломераты. На единичных НП удалось увидеть чередование слоев. Полученная по данным СЭМ оценка длины слоев соответствует длинам, рассчитанным по условиям роста.

Магнитометрия. При исследовании образцов Ni/Cu НП методом магнитометрии были получе-

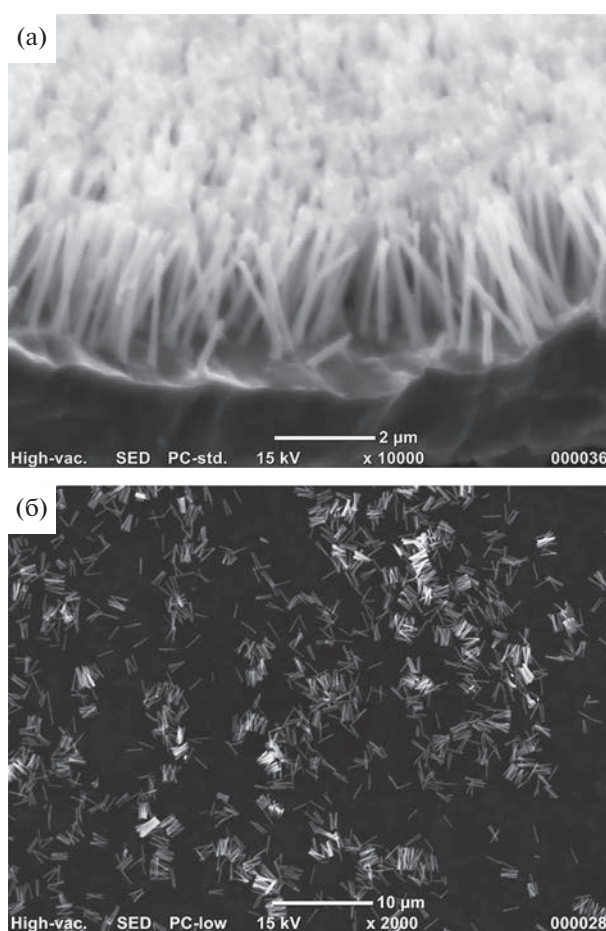


Рис. 1. СЭМ-изображения НП (а) на общем основании; (б) после “выкладки”.

ны петли магнитного гистерезиса для различных толщин слоя Cu и двух направлений магнитного поля: в плоскости матрицы (IP) и перпендикулярно ей (OOP) (рис. 2). Кристаллическая анизотропия Ni относительно небольшая, поэтому магнитные свойства в основном определяются анизотропией формы слоев и их дипольным взаимодействием внутри НП. Поскольку расстояние L между НП в матрице составляет порядка 250 нм, то и дипольное взаимодействие между слоями Ni также может быть существенным. Анализ процессов намагничивания можно провести в рамках приближения эффективных размагничивающих факторов: $\tilde{N}_{oop}$, $\tilde{N}_{ip}$ [18]. Эти параметры включают дипольное взаимодействие между слоями Ni в отдельной НП и между соседними НП. В приближении однородной намагниченности и пренебрежении краевыми эффектами $\tilde{N}_{ip} = \frac{1 - \tilde{N}_{oop}}{2}$. Тогда дипольная энергия U_d записывается в виде [18]:

$$U_d = M_s^2 (1 - 3\tilde{N}_{oop}) \sin^2 \theta / 4, \quad (1)$$

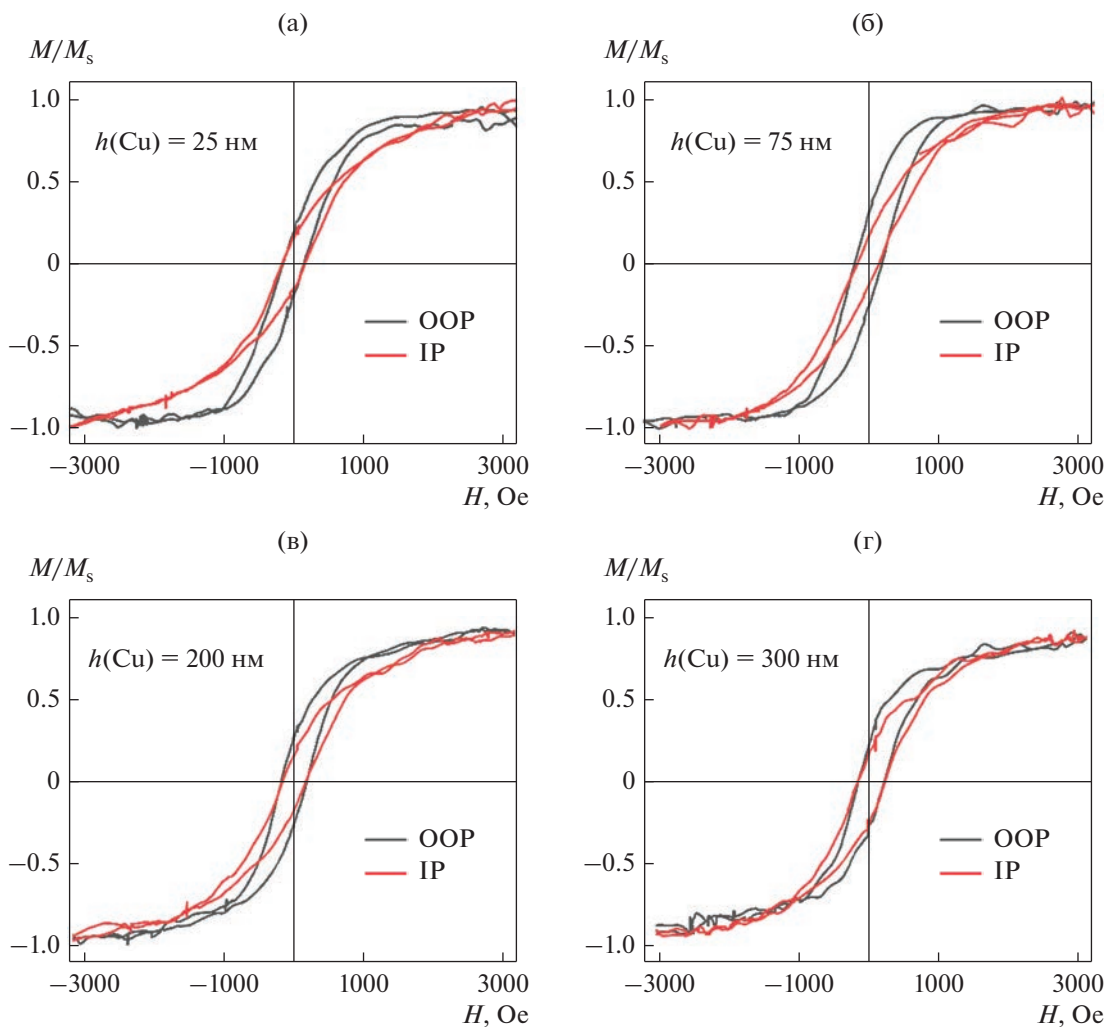


Рис. 2. Петли гистерезиса для образцов слоистых НП Ni/Cu с различной толщиной слоя Cu: а) 25, б) 75, в) 200, г) 300 нм.

где M_s — намагниченность насыщения, θ — угол между вектором намагниченности и осью НП. Соответственно, если $\tilde{N}_{oop}$ становится меньше $1/3$, происходит переход от анизотропии типа легкая ось к анизотропии типа легкая плоскость. При малых значениях толщины слоя Cu $h_{Cu} = 25$ – 75 нм, дипольное взаимодействие между слоями Ni внутри НП значительно, и при $h_{Ni}/D = 4$ ОЛН преимущественно направлена вдоль оси НП, так как $\tilde{N}_{oop} \ll 1$. При этом имеется значительное различие кривых намагничивания, измеренных в направлениях ООП и ИП (рис. 2а, 2б). Поле насыщения в направлении трудного намагничивания, наблюдаемое в эксперименте, соответствует размагничивающему полю для бесконечного цилиндра: $H_d = 2\pi M_s = 3.05$ кЭ ($M_s(\text{Ni}) = 485$ Гс). При увеличении толщины слоя Cu (200–300 нм) различие в петлях гистерезиса в обоих направлениях

поля практически исчезает (рис. 2в, 2г), что обусловлено влиянием магнито-дипольного взаимодействия между слоями Ni в соседних НП, приводящего к увеличению $\tilde{N}_{oop}$. Для параметров $h_{Ni}/h_{Cu} \sim 1$, $L = 250$ нм, $D = 100$ нм оценки дают $\tilde{N}_{oop} \sim 0.15$. При $h_{Ni} > D$, $\tilde{N}_{oop} < 1/3$, т.е. состояния с анизотропией типа легкая плоскость не должно наблюдаться. Между тем отношение M_r/M_s , M_r — остаточная намагниченность, для ИП направления поля возрастает с увеличением h_{Cu} , как видно из рис. 3. Хотя значение этого параметра остается меньше, чем для конфигурации ООП, это указывает на некоторое изменение направления оси легкого намагничивания.

Коэрцитивная сила в обоих направлениях изменяется незначительно, в пределах 150–190 Э при увеличении толщины слоя меди. В большей

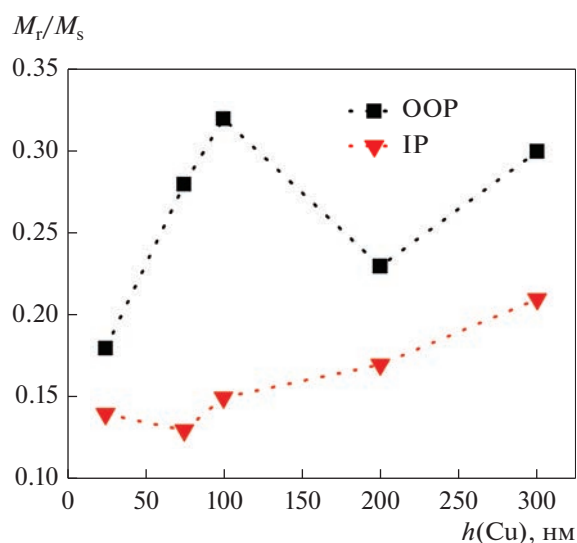


Рис. 3. Зависимость M_r/M_s (за M_s принимается значение в максимальном поле) от толщины медного слоя в НП для двух направлений магнитного поля.

степени на нее влияют возможные дефекты и распределение намагниченности внутри слоя никеля, что не учитывается в модели эффективных размагничивающих факторов. Для визуализации распределения намагниченности в индивидуальных НП был проведен МСМ-анализ.

Зондовая микроскопия. Результаты совместных АСМ и МСМ-исследований (соответственно топография и распределение намагниченности) для единичной НП со слоями меди 300 нм приведены на рис. 4.

На АСМ-изображении контраст соответствует чередующимся слоям никеля и меди, несколько различающимся по диаметру. На МСМ-изображении в свою очередь также виден светлый и темный контраст. В этом случае он связан с силой взаимодействия магнитных моментов объекта и кантилевера и обусловлен распределением намагниченности в образце. На рис. 4б фазовый контраст отражает разные полюса намагниченности в НП. Расстояние между полюсами соответствует размерам магнитных областей (400 нм). Отметим, что для определения длины магнитной области берется расстояние не между краями светлого и темного контраста, а между их центрами. Это обусловлено дальнедействующим характером взаимодействия между магнитным зондом и образцом, а также размерами кончика зонда. Известно, что самый интенсивный сигнал получается над концом магнитной области образца [29].

Далее были изучены вдвоенные НП, пример полученных изображений приведен на рис. 5. Видно, что характер “соединения” двух НП соответствует расположению полюсов. НП находятся

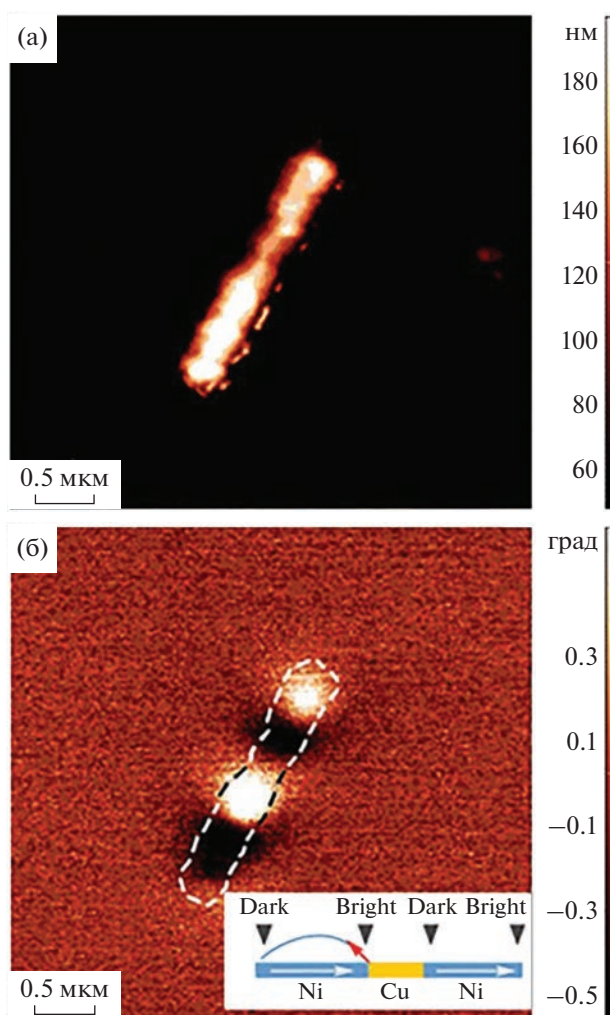


Рис. 4. АСМ (а) и МСМ (б) изображения фрагмента отдельной НП со слоями Ni и Cu длиной 400 и 300 нм, соответственно. Штриховыми линиями на МСМ-изображении показан контур частиц из АСМ-изображения. Вставка на (б) показывает схему образования светлого и темного контрастов для магнитных полюсов.

в магнитостатическом взаимодействии и магнитные части с противоположными полюсами притягиваются.

Последующие измерения проводили в магнитном поле (рис. 6, магнитное поле параллельно плоскости рисунка). Сначала было включено поле величиной +160 Э, после чего поле –160 Э и затем снова +160 Э. Тем самым удалось достигнуть определенной намагниченности в направлении поля. После повторного установления поля +160 Э было получено МСМ-изображение, представленное на рис. 6а. Далее величину внешнего магнитного поля изменяли с шагом 5 Э до значения –160 Э. На каждом шаге получали МСМ-изобра-

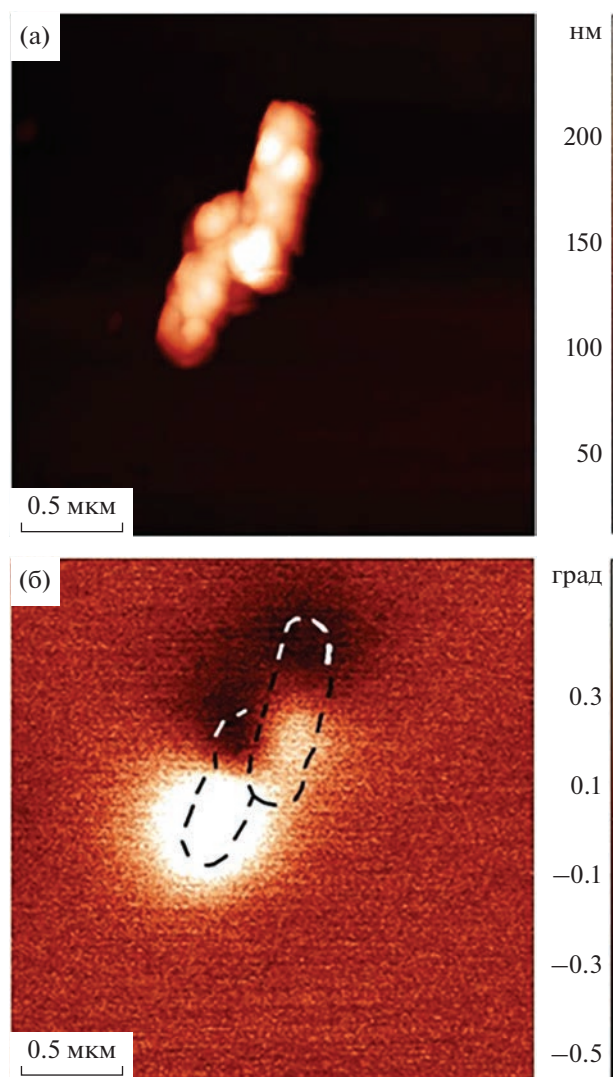


Рис. 5. АСМ (а) и МСМ (б) изображения двух НП. Штриховыми линиями на МСМ-изображении показан контур частиц из АСМ-изображения.

жения, некоторые из них представлены на рис. 6б–6г. Было обнаружено, что при величине поля -40 Э (рис. 6б) произошли первые изменения в распределении намагниченности двух НП. Расположения полюсов соответствуют антипараллельному направлению намагниченности в соседних слоях. В поле величиной -50 Э (рис. 6в) это состояние закрепляется, и далее изменений в распределении намагниченности не происходит вплоть до поля величиной -160 Э (рис. 6г). Можно сделать вывод, что локальное перемагничивание пары НП происходит двухступенчатым образом, как для двухфазной системы с двумя характерными полями: $H_{c1} = 40\text{--}50$ Э для образования пары с противоположным направлением намагниченности, и $H_{c2} = 160$ Э для полного переключе-

чения намагниченности. Последнее значение близко к величине H_c для НП в матрице. Таким образом, эти измерения позволили прояснить процесс перемагничивания НП, который включает существование антипараллельного упорядочения в интервале полей вплоть до H_{c2} .

Агломераты из НП были также исследованы методами АСМ и МСМ. На рис. 7 представлены изображения одного из таких агломератов, полученное без приложения внешнего поля. Видно, что распределение намагниченности в данном агломерате имеет довольно сложный характер, учитывая взаимодействие ферромагнитных слоев между собой. При приложении внешнего поля до 160 Э значимых изменений магнитного состояния в агломератах не наблюдали.

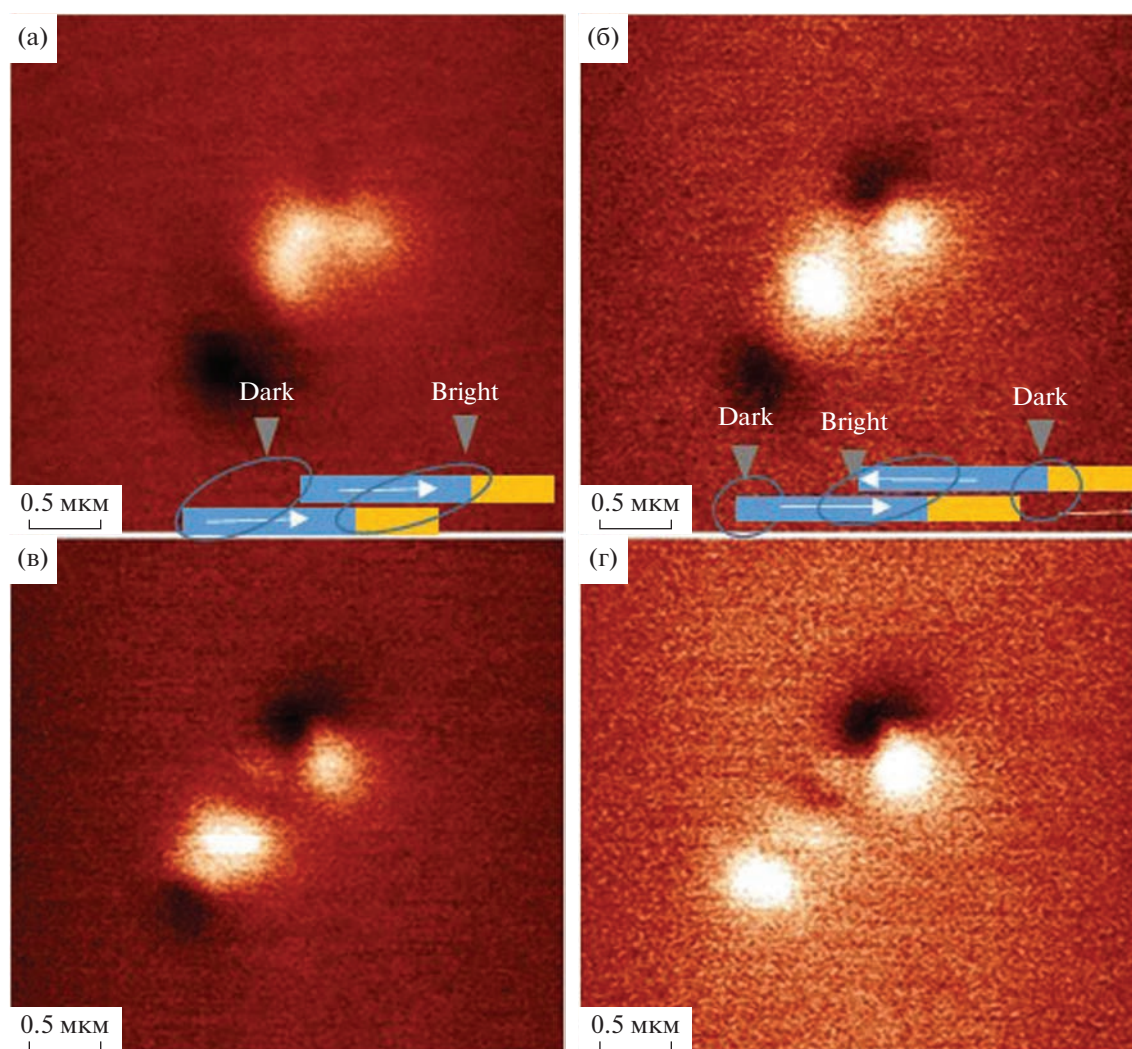


Рис. 6. МСМ-изображения пары НП во внешнем магнитном поле величиной +160 (а), –40 (б), –5 (в) и –160 Э (г). Размах контраста составляет для: (а) 0.8°, (б) 1°, (в) 1° и 1.2° (г). Вставки показывают расположение полюсов.

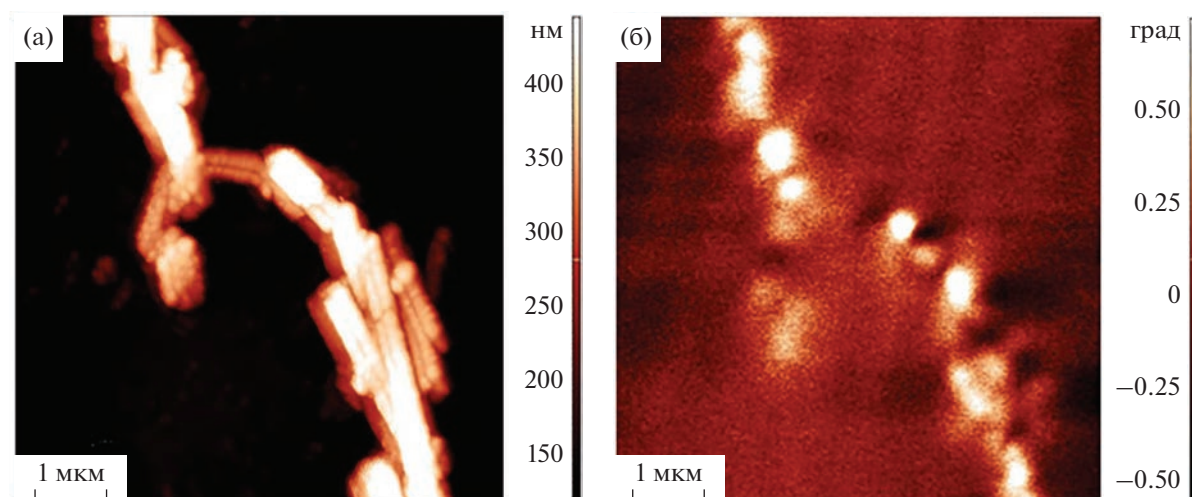


Рис. 7. АСМ (а) и МСМ (б) изображения агломерата из нескольких НП.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Исследовано влияние немагнитных медных слоев на магнитные свойства слоевых нанопроволок состава Ni/Cu, полученных методом матричного синтеза.

Показано, что при увеличении толщины слоя меди практически исчезает различие между петлями гистерезиса, измеренными в полях с конфигурациями параллельно (IP) и перпендикулярно (OOP) плоскости матрицы. Это свидетельствует об изменении направления оси легкого намагничивания в результате усиления роли дипольного взаимодействия между слоями Ni в соседних проволоках.

Проведено сравнение магнитных свойств слоевых НП, находящихся в ростовой матрице, и расположенных по отдельности. Оценочные величины коэрцитивной силы, даваемые “локальным” и “интегральным” методами (магнитная силовая микроскопия и магнетометрия соответственно) заметно различаются: МСМ дает значения 40–50 Э, в то время как магнетометрия – 150–200 Э, т.е. значительно выше. Между тем поле переключения намагниченности пары НП оказывается порядка коэрцитивной силы НП в ростовой матрице. Вероятно, что процесс перемагничивания происходит двухступенчатым образом, при котором образуются устойчивое антипараллельное намагничивание соседних слоев Ni, обусловленное их взаимодействием друг с другом в матрице. Можно предположить, что рост коэрцитивной силы в матрице происходит из-за дипольного взаимодействия соседних НП.

Работа выполнена при поддержке Гранта РНФ (проект № 22-22-00983. <https://rscf.ru/project/22-22-00983/> / Федеральный научно-исследовательский центр “Кристаллография и фотоника” РАН, г. Москва).

Нет конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Martin C.R.* Nanomaterials: A membrane-based synthetic approach // *Science*. 1994. V. 268. № 5193. P. 1961–1966.
2. *Vazquez M.* Magnetic nano- and microwires: design, synthesis, properties and applications. Amsterdam: Elsevier-Woodhead Publishing, 2015. 847 p.
3. *Wang P., Gao L., Wang L., Zhang D., Yang S., Song X., Qiu Z., Murakami R.* Magnetic properties of FeNi nanowires arrays assembled on porous AAO template by AC electrodeposition // *Int. J. Mod. Phys. B*. 2010. V. 24. P. 2302–2307.
4. *Давыдов А.А., Волгин В.М.* Темплатное электроосаждение металлов // *Электрохимия*. 2016. Т. 52. № 9. С. 905.
5. *Masuda H., Fukuda K.* Ordered metal nanohole arrays made by a two-step replication of honeycomb structures of anodic alumina // *Science*. 1995. V. 268. № 5216. P. 1466–1468.
6. *Борисенко В.Е., Данилюк А.П., Мигас Д.Б.* // *Спинтроника*. М.: Лаборатория знаний, 2017. 231 с.
7. *Lupu N.* Electrodeposited Nanowires and Their Applications. Croatia: Intech, 2010. 228 p.
8. *Gandha K., Elkins K., Poudyal N., Liu X., Liu J.P.* High Energy Product Developed from Cobalt Nanowires // *Sci. Rep.* 2014. V. 4. № 1. P. 5345.
9. *Samardak A.S., Sukovatitsina E.V., Ognev A.V., Chebotkevich L.A., Mahmoodi R., Peighambari S.M., Hosseini M.G., Nasirpour F.* High-density nickel nanowire arrays for data storage applications // *J. Phys.: Conf. Ser.* 2012. V. 345. № 1. P. 012011.
10. *Zamani Kouhpanji M.R., Ghoreyshi A., Visscher P.B., Stadler B.J.H.* Facile decoding of quantitative signatures from magnetic nanowire arrays // *Sci. Rep.* 2020. V. 10. № 1. P. 15482.
11. *Zamani Kouhpanji M.R., Nemati Z., Modiano J.F., Franklin R.R., Stadler B.J.H.* Realizing the principles for remote and selective detection of cancer cells using magnetic nanowires // *J. Phys. Chem. B*. 2021. V. 125. № 28. P. 7742–7749.
12. *Ivanov Y.P., Chuvilin A., Lopatin S., Kosel J.* Modulated magnetic nanowires for controlling domain wall motion: toward 3D magnetic memories // *ACS Nano*. 2016. V. 10. № 5. P. 5326–5332.
13. *Um J., Zama Kouhpanji M.R., Liu S., Porshokouh Z.N., Sung S.Y., Kosel J., Stadler B.* Fabrication of Long-Range Ordered Aluminum Oxide and Fe/Au Multilayered Nanowires for 3-D Magnetic Memory // *IEEE Trans. Magn.* 2020. V. 56. № 2. P. 1–6.
14. *Долуденко И.М., Михеев А.В., Бурмистров И.А., Трушина Д.Б., Бородин Т.Н., Букреева Т.В., Загорский Д.Л.* Получение цилиндрических магнитных наночастиц для функционализации полиэлектролитных микрокапсул // *ЖТФ*. 2020. Т. 90. № 9. С. 1435–1441.
15. *Abdellahi M., Tajally M., Mirzaee O.* The effect of the particle size on the heating and drug release potential of the magnetic nanoparticles in a novel point of view // *J. Magn. Magn. Mater.* 2021. V. 530. P. 167938.
16. *Zagorskiy D.L., Doludenko I.M., Chigarev S.G., Vilkov E.A., Kanevskii V.M., Panas A.I.* Ensembles of layered nanowires, obtained by matrix synthesis technique, for generation of THz irradiation // *IEEE Transactions on Magnetics*. 2022. V. 58. № 2. P. 2300605.
17. *Chen M., Searson P.C.* Micromagnetic behavior of electrodeposited Ni/Cu multilayer nanowires // *J. Appl. Phys.* 2003. V. 93. № 10. P. 8253–8255.
18. *Carignan L.-P., Lacroix C., Ouimet A., Ciureanu M., Yelon A., Ménard D.* Magnetic anisotropy in arrays of Ni, CoFeB, and Ni/Cu nanowires // *J. Appl. Phys.* 2007. V. 102. № 2. P. 0239054.
19. *Moraes S., Navas D., Béron F., Proenca M.P., Pirola K.R., Sousa C.T., Araújo J.P.* The Role of Cu Length on the Magnetic Behaviour of Fe/Cu Multi-Segmented Nanowires // *Nanomaterials*. 2018. V. 8. № 7. P. 490–502.
20. *Черкасов Д.А., Загорский Д.Л., Хайбуллин Р.И., Муслимов А.Э., Долуденко И.М.* Структура и магнит-

- ные свойства слоевых нанопроволок из 3d-металлов, полученных методом матричного синтеза // ФТТ. 2020. Т. 62. № 9. С. 1531–1541.
21. *Nielsch K., Hertel R., Wehrspohn R.B.* High-Density Nickel Nanowire Arrays / Ordered Porous Nanostructures and Applications. Nanostructure Science and Technology. Boston: Springer, 2005. P. 165–184.
 22. *Ivanov Yu.P., Chuvilin A., Vivas L.G., Kosel J., Chubykalo-Fesenko O., Vázquez M.* Single crystalline cylindrical nanowires – toward dense 3D arrays of magnetic vortices // Sci. Rep. 2016. V. 6. № 1. P. 23844.
 23. *Бизяев Д.А., Бухараев А.А., Хайбуллин Р.И., Лядов Н.М., Загорский Д.Л., Бедин С.А., Долуденко И.М.* Магнитно-силовая микроскопия металлических нанопроволок железа и никеля, полученных методом матричного синтеза // Микроэлектроника. 2018. Т. 47. № 3. С. 212–221.
 24. *Liu R.S., Chang S.C., Hu S.F., Huang C.Y.* Highly ordered magnetic multilayer Ni/Cu nanowires // Phys. Stat. Sol. 2006. V. 2. № 5. P. 1339–1342.
 25. *Samardak A.Yu., Jeon Y.S., Kozlov A.G., Rogachev K.A., Ognev A.V., Jeong E., Kim G.W., Ko M.J., Samardak A.S., Kim Y.K.* Inter-wire and Intra-wire Magnetostatic Interactions in Fe-Au Barcode Nanowires with Alternating Ferromagnetically Strong and Weak Segments // Small. 2022. P. 2203555.
 26. *Marqués-Marchán J., Fernandez-Roldan J.A., Bran C., Puttock R., Barton C., Moreno J.A., Kosel J., Vazquez M., Kazakova O., Chubykalo-Fesenko O., Asenjo A.* Distinguishing Local Demagnetization Contribution to the Magnetization Process in Multisegmented Nanowires // Nanomaterials. 2022. V. 12. № 12. P. 1968.
 27. *Bochmann S., Döhler D., Trapp B., Stano M., Fruchart O., Bachmann J.* Preparation and physical properties of soft magnetic nickel-cobalt nanowires with modulated diameters // J. Appl. Phys. 2018. V. 124. № 16. P. 163907.
 28. *Zagorskiy D., Doludenko I., Zhigalina O., Khmelenin D., Kanevskiy V.* Formation of nanowires of various types in the process of galvanic deposition of iron group metals into the pores of track membrane // Membranes. 2022. V. 12. № 2. P. 195.
 29. *Bukharaev A.A., Biziaev D.A., Borodin P.A., Ovchinnikov D.V.* In situ Magnetization Reversal Measurement of Magnetic Tips in a Magnetic Force Microscope // Phys. Low-Dim. Struc. 2004. V. 1. № 2. P. 153.