

НАНОМАТЕРИАЛЫ ФУНКЦИОНАЛЬНОГО И КОНСТРУКЦИОННОГО НАЗНАЧЕНИЯ

УДК 537.622.4, 538.955

ЗОНДОВАЯ МИКРОСКОПИЯ В ИССЛЕДОВАНИИ НАНОПРОВОЛОК Ni/Cu И FeNi

© 2024 г. Д. А. Бизяев¹, Д. Л. Загорский^{2,*}, Д. Р. Хайретдинова^{2,3}

¹Казанский физико-технический институт им. Е.К. Завойского, ФИЦ Казанский научный центр РАН, Казань, Россия

²Федеральный научно-исследовательский центр “Кристаллография и фотоника” РАН, Москва, Россия

³Национальный исследовательский технологический университет МИСИС, Москва, Россия

*E-mail: dzagorskiy@gmail.com

Поступила в редакцию 26.11.2023 г.

После доработки 08.12.2023 г.

Принята к публикации 08.12.2023 г.

Изучены магнитные свойства одномерных наноструктур — нанопроволок (НП). Нанопроволоки двух типов получены методом матричного синтеза и изучены методом зондовой микроскопии. Сочетание мод зондовой микроскопии позволило определить топографию НП, характер их намагниченности и изменение последней при приложении изменяющегося по величине и направлению внешнего магнитного поля. Показано, что перемагничивание во внешнем магнитном поле зависит от взаимного расположения НП. Для образцов первого типа — слоевых НП Ni/Cu исследовано их перемагничивание во внешнем магнитном поле и определена величина поля перемагничивания. Показано, что последнее зависит от взаимного расположения и взаимодействия НП друг с другом. Для уединенной НП это 4–5 мТл, а для сдвоенных НП заметно выше — 12–15 мТл. Агломерат, состоящий из нескольких взаимодействующих НП, перемагничивается поэтапно. Второй тип образцов — массивы гомогенных НП из сплава FeNi, расположенных в ростовой полимерной матрице. Поле перемагничивания уединенных НП во всех случаях составило 7–14 мТл. Напротив, в группах близкорасположенных НП переключение намагниченности происходит поэтапно. При этом диапазон полей переключений зависит от плотности НП в матрице и в целом значительно шире, чем для уединенных НП. Показано, что магнитные свойства НП значительно изменяются при уменьшении расстояния между ними — затрудняется их перемагничивание, появляются различные промежуточные состояния, в том числе с противоположной (антиферромагнитной) намагниченностью в соседних НП.

DOI: 10.56304/S1992722323601015

ВВЕДЕНИЕ

Одномерные магнитные структуры — нанопроволоки (НП) — представляют значительный интерес как потенциальные микромагниты, элементы сенсорики, магнитооптики и микроэлектроники, структуры для приложения в медицине (адресная доставка лекарств и гипертермия) [1–3].

Такие структуры могут быть получены методом матричного синтеза — путем электроосаждения металлов из растворов их солей в поры ростовой матрицы [4, 5]. Результатом электроосаждения является получение ансамблей (массивов) из близкорасположенных и почти параллельных НП. При этом геометрия и состав НП могут варьироваться в широких пределах [6, 7]. Отметим, что существуют два типа НП: гомогенные (сплавы) и гетерогенные (состоящие из чередующихся слоев разного состава (слоевые) [8, 9]. Магнитные свойства таких структур определяются как

свойствами единичной НП, так и взаимодействием между ними. В случае гетерогенных НП следует учитывать и магнитное взаимодействие между слоями.

Варьируя эти параметры, возможно изменять магнитные свойства массива НП в широких пределах. Отметим, что взаимодействие соседних НП может играть огромную роль в их магнитном поведении. При этом важно, что свойства всего массива (объемного образца) определяются локальными свойствами единичных НП и их взаимодействием. Однако если интегральные свойства можно легко определить (например, традиционными методами магнитометрии), то изучение магнитных свойств на локальном уровне представляет достаточно сложную задачу. Лишь несколько методов позволяют каким-либо образом оценить магнитные параметры единичной НП с достаточным разрешением. К их числу мож-

но отнести Лоренцеву микроскопию и магнитно-силовую микроскопию (МСМ).

Так, в [10] методом Лоренцевой микроскопии НП из кобальта удалось показать зарождение и движение доменной стенки при приложении магнитного поля. В [11] с помощью Лоренцевой микроскопии впервые выявили связь ориентации кристаллитов и параметров границ зерен в кобальтовой НП с локальными магнитными параметрами. Метод электронной голографии применялся в [12] для изучения кобальт-никелевых НП: показано периодическое чередование участков магнитных вихрей и отдельных доменов.

В одной из первых работ по применению метода МСМ [13] для образца из множества железных НП, находящихся в ростовой матрице из пористого оксида алюминия, был изучен характер намагниченности и перемагничивания при приложении внешних импульсных магнитных полей. Методом МСМ в [14] исследована последовательность перемагничивания в изменяющемся внешнем магнитном поле группы кобальтовых НП, находящихся в ростовой матрице (из оксида алюминия). В [15] изучено перемагничивание единичной НП из железа при изменении направления внешнего магнитного поля. В [16, 17] исследовались слоевые НП; метод МСМ в числе других применялся для изучения НП Fe/Au: показано изменение направления намагниченности в различных слоях при переходе от продольного направления внешнего поля к поперечному.

Однако практически все изученные объекты исследовались в неизменном по величине поле, взаимодействие соседних НП — только для одного случая. В [18, 19] были предприняты попытки изучить различные параметры (в том числе магнитные) отдельных слоевых НП и НП, находящихся в ростовой матрице. Так, особенности получения и структура слоевых НП Ni/Cu описаны в [18], а их магнитная структура — в [19]. В работе были изучены горизонтально расположенные на поверхности подложки НП (как отдельные, так и сдвоенные), их намагниченность и перемагничивание во внешнем поле. Однако изучения особенностей намагниченности и перемагничивания агломератов из нескольких НП проведено не было.

Изучение магнитного поведения ансамбля НП в матрице такого типа начато в [20], в частности было изучено перемагничивание НП из чистого железа. Однако исследовался образец только с одной плотностью НП, процесс намагничивания проводился *ex situ* и только при одной величине внешнего поля.

Цель настоящей работы — продолжить исследование магнитных характеристик НП, а также их перемагничивания на локальном уровне.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ

Получение образцов. Нанопроволоки синтезировали матричным методом. В качестве матрицы во всех случаях использовали трековые мембраны (ядерные фильтры) из полиэтилентерефталата производства ФЛЯР ОИЯИ (г. Дубна, Россия). Процесс проводили в гальванической ячейке. В качестве источника тока применяли потенциостат-гальваностат Elins P-2X. Были получены два типа образцов.

Для получения образцов первого типа использовали мембраны с порами диаметром 100 нм и поверхностной плотностью 1.2×10^9 пор на см^2 . В порах этой матрицы были получены гетерогенные НП (“слоевые”). Осаждение проводили в обнованном режиме — использовали одну ячейку и один электролит, содержащий ионы обоих металлов следующего состава: $\text{NiSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O}$ — 200 г/л, $\text{CuSO}_4 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$ — 6 г/л, H_3BO_3 — 32 г/л. Процесс проводили в импульсном режиме: при подаче низкого напряжения (0.6 В) происходило осаждение только меди, при подаче более высокого напряжения (1.8 В) — преимущественно никеля. Был определен режим и получены гетерогенные НП, состоящие из чередующихся слоев никеля и меди (толщиной 400 и 300 нм каждый). Затем отдельные слоевые НП выделили из матрицы: после предварительного растворения контактного слоя из меди проводили удаление ростовой полимерной матрицы путем растворения в концентрированном растворе NaOH. Затем НП осаждали на поверхность держателя — предметное стекло. Возникающую при этом проблему агломерации (полного слипания) НП частично решали путем осаждения во внешнем магнитном поле, этот прием описан в [21]. Осажденные на поверхность держателя НП затем покрывали тонким слоем меди (металлизировали). Последнее делали, во-первых, для дополнительной фиксации НП на поверхности держателя и, во-вторых, для снятия электростатического заряда (в процессе измерений медный слой заземляли). В результате слоевые НП закреплялись на плоскости поверхности держателя.

Для получения образцов второго типа использовали три варианта матриц — все с диаметрами пор 100 нм, но с различной плотностью пор — 1×10^8 , 5×10^8 и 1.2×10^9 на см^2 . В порах этих матриц были выращены гомогенные НП из FeNi (“сплава”, по составу близкого к пермаллою). Для этого использовали электролит следующего состава: $\text{NiSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O}$ — 16 г/л, $\text{NiCl}_2 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ — 40 г/л, $\text{FeSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O}$ — 8 г/л. Ростовое напряжение составляло 1 В. Отметим, что для равномерного роста в случаях матриц с меньшей плотностью пор (1×10^8 , 5×10^8 на см^2) в начале электроосаждения подавали кратковременный импульс высокого

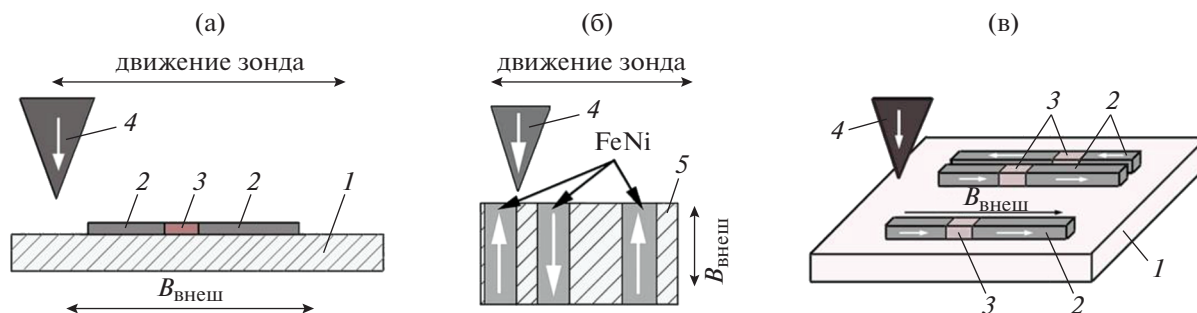


Рис. 1. Схематическое изображение исследуемых образцов: а – слоевая НП Ni/Cu на поверхности подложки-держателя, б – НП из сплавов FeNi в полимерной матрице, в – схема сканирования одиночной НП и “пары” агломерировавшихся НП: 1 – подложка-держатель, 2 – ферромагнитный участок НП, 3 – медный участок НП, 4 – МСМ-зонд, 5 – полимерная ростовая матрица. Стрелками показано направление намагниченности зонда и магнитных участков НП.

напряжения (3 В на протяжении 0.1 с) для более равномерного начала процесса зародышеобразования.

Для дальнейших исследований методами атомно-силовой микроскопии (АСМ) и МСМ необходимо, чтобы концы НП находились “вровень” с поверхностью мембраны. Для этого после завершения роста НП с рабочей поверхности (та сторона мембраны, откуда начинался рост) удаляли контактный медный ростовой слой. Медь растворяли с использованием состава для селективного травления меди: H_2O_2 – 10, NaCl – 1.5, $\text{C}_6\text{H}_8\text{O}_7$ – 3 г; раствор разбавляли дистиллированной водой в пропорции 1 : 8. При воздействии раствора происходило растворение меди с образованием цитрата меди и газообразного водорода:



Так был получен образец, в котором параллельные НП находились внутри полимерной матрицы (своеобразный “металл-полимерный композит”), а концы НП с одной стороны образца находились на уровне поверхности.

Схематические изображения полученных образцов первого и второго типа, а также схема их сканирования (положение зонда) и направление внешнего магнитного поля приведены на рис. 1.

Растровая электронная микроскопия. Все полученные образцы предварительно аттестовывали методом растровой электронной микроскопии (РЭМ) с помощью микроскопа JSM 6000plus (JEOL, Япония). Исследования образцов проводили в режиме вторичных электронов с ускоряющим напряжением 15 кВ. Также изучали поверхность полимера с НП после удаления медного слоя-основания. Эти исследования проводили при малых токах, чтобы избежать накопления заряда и подплавления полимерной матрицы.

Зондовая микроскопия (АСМ и МСМ). Изучение топографии и магнитных характеристик на локальном уровне проводили на сканирующем зон-

довом микроскопе, работающем в двух режимах – атомно-силовом и магнитно-силовом. Для исследования образцов первого типа (слоевые НП, зафиксированные на поверхности держателя) применяли микроскоп Solver P47 Pro. Использовали стандартные коммерческие кантилеверы Multi75M-G (BudgetSensor) с кобальтовым магнитным покрытием. Для создания внешнего магнитного поля (в плоскости образца) использовали электромагнит с диапазоном изменения внешнего магнитного поля ± 16 мТл. При исследовании образцов второго типа (НП из FeNi) использовали микроскоп Ntegra, в котором для получения магнитно-силовых изображений в плоскости мембраны (на торцах НП) используется генератор вертикального магнитного поля с диапазоном изменения ± 34 мТл. В этом случае использовали низкомоментные магнитные зонды “PPP-LM-MCMR” (Nanosensor).

Отметим, что при всех измерениях с приложением изменяющегося магнитного поля при достижении последней величины 12–14 мТл происходило перемагничивание зонда (кантилевера) – при этом происходила “инверсия” всех магнитных изображений. Этот факт учитывали при оценке полученных результатов, но отдельно каждый раз не описывали.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Растровая электронная микроскопия. Пример полученных РЭМ-изображений образца первого типа – НП, “выложенные” на поверхности проводящего скотча, – приведен на рис. 2а. Для контроля образцов второго типа полимерную матрицу удаляли и исследовали полученный массив НП на общей подложке – пример (для образца с плотностью НП 1.2×10^9 на см^2) приведен на рис. 2б.

Анализ полученных изображений показывает, что НП расположены хаотически, присутствуют

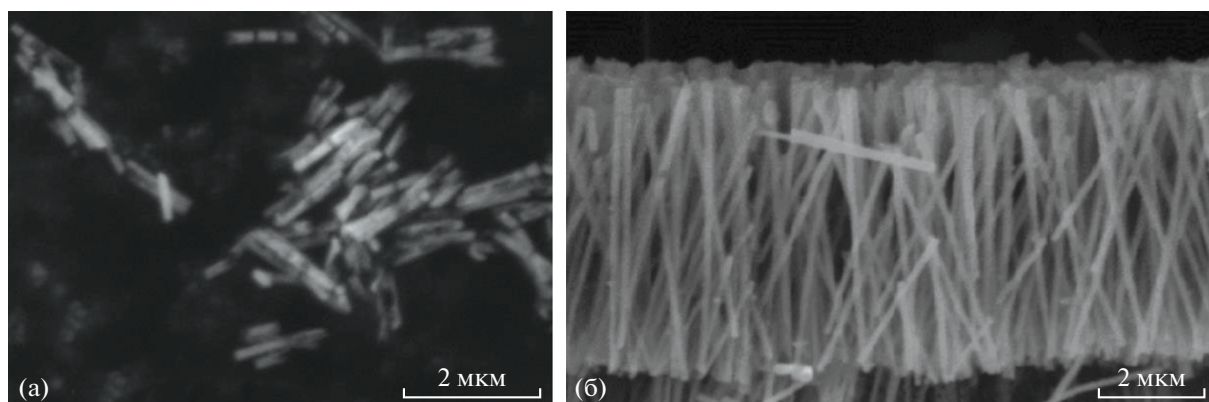


Рис. 2. РЭМ-изображение НП: а — образцы первого типа — выделенные слоевые НП на поверхности держателя (проводящего скотча), б — образцы второго типа (гомогенные НП) после выделения из ростовой матрицы.

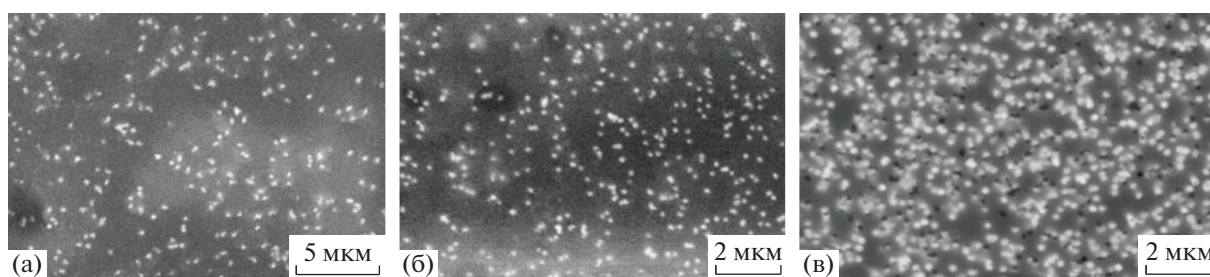


Рис. 3. РЭМ-изображения поверхности образцов второго типа — «металл-полимерного композита»: полимерная матрица с порами, заполненными металлом (сплав FeNi): а — 1×10^8 НП на см^2 , б — 5×10^8 НП на см^2 , в — 1.2×10^9 НП на см^2 .

как единичные НП, так и их агломераты. Видна слоевая структура с длиной слоев 300–500 нм. В случае образцов второго типа изображение, полученное методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ), позволяет для группы НП определить среднюю длину НП (~5 мкм) и диаметр (100 нм), а также их достаточно равномерное распределение по размерам.

Также методом СЭМ были изучены поверхности всех трех образцов второго типа после удаления контактной медной поверхности. Полученные результаты приведены на рис. 3.

Анализ приведенных изображений показывает, что практически все поры заполнены металлом и плотность НП соответствует плотности пор матрицы, практически во всех порах конец НП находится примерно на одном уровне с поверхностью.

Зондовая микроскопия образцов первого типа (Ni/Cu НП (на поверхности держателя)). При движении зонда вдоль поверхности держателя происходило сканирование «лежащей» НП по ее длине. Примеры полученных изображений приведены на рис. 4.

Изучение единичных слоевых НП показало их разбиение на однородно намагниченные области, размер которых соответствовал размеру отдельного слоя (~400 нм). Перемагничивание таких НП (поле направлено вдоль поверхности держателя, параллельно оси НП) показало, что их коэрцитивная сила (КС) ~4–5 мТл. В то же время для агрегатов НП (двойных НП) было показано значительное увеличение КС до 12–15 мТл.

Данные слоевые НП склонны к агломерации. Пример наблюдавшегося агломерата показан на рис. 5, где также приведены последовательные стадии его перемагничивания во внешнем магнитном поле.

Зондовая микроскопия образцов второго типа (гомогенные НП FeNi внутри полимерной матрицы). Сканирование этих образцов проводили вдоль поверхности полимерной матрицы и, соответственно, перпендикулярно осям НП (по их «торцам» — рис. 16).

Для образца с поверхностной плотностью НП 1×10^8 на см^2 снимали картины МСМ. Первое изображение получено без приложения магнитного поля (рис. 6а) — видно, что НП намагничены

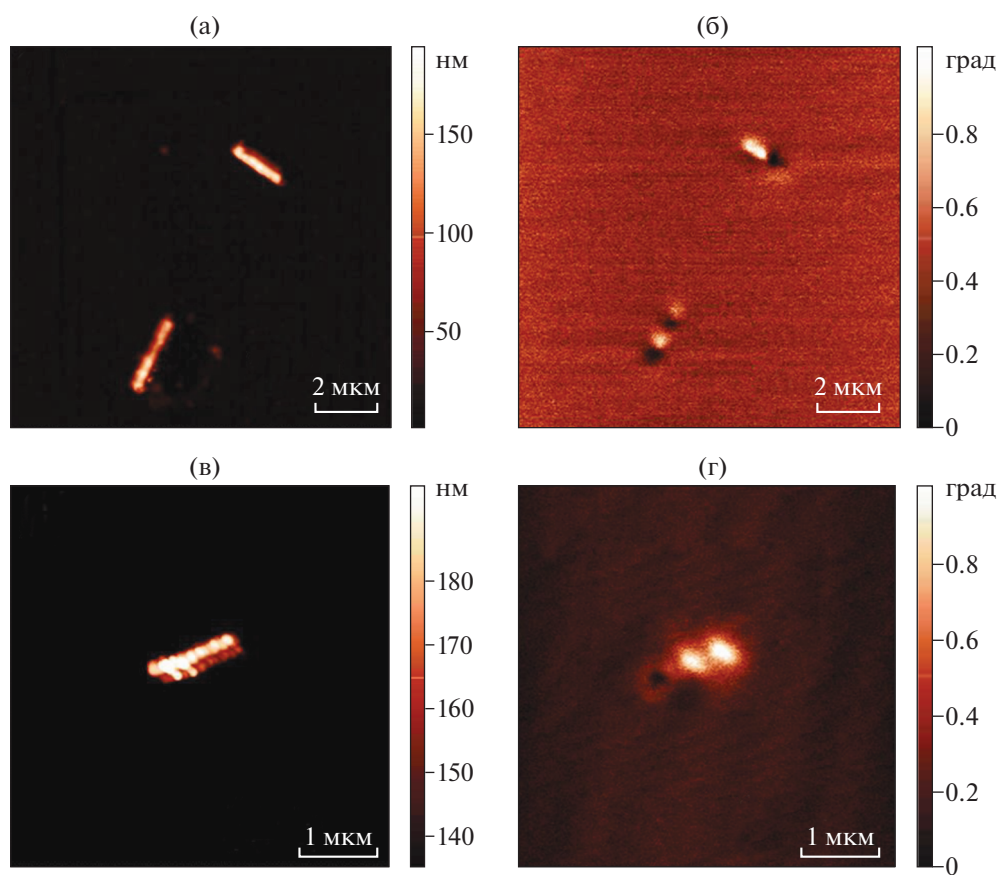


Рис. 4. АСМ- (а) и МСМ- (б) изображения фрагментов единичных НП со слоями Ni и Cu длиной 400 и 300 нм соответственно. АСМ- (в) и МСМ- (г) изображения двух НП.

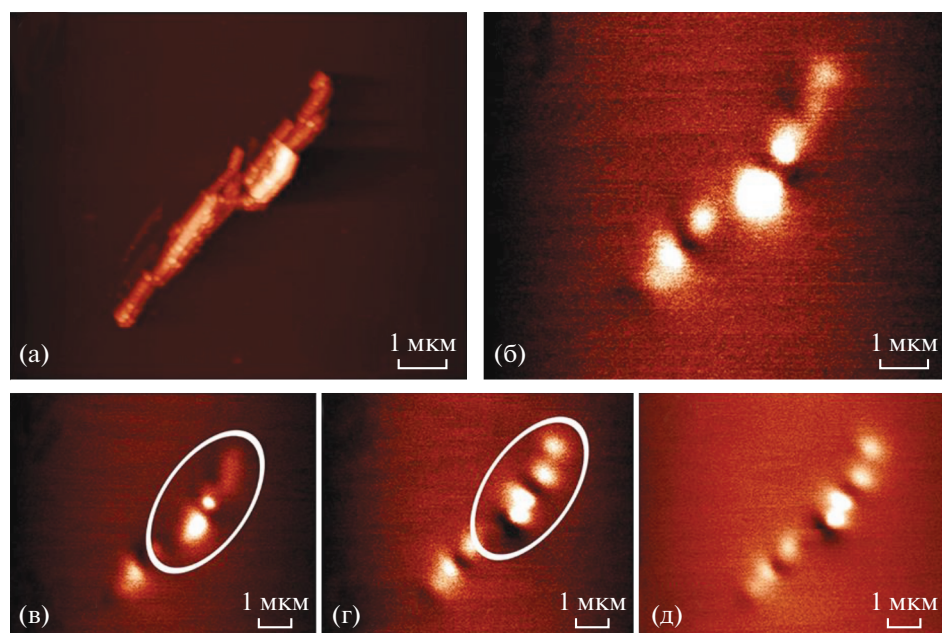


Рис. 5. АСМ- (а) и МСМ- (б) изображения агломерата из нескольких НП. МСМ-изображения от агломерата НП на образце первого типа во внешнем магнитном поле величиной +160 Э (в), -140 Э (г) и в поле -160 Э (д). Овалом показаны начальное состояние (в) и измененное состояние в распределении намагниченности агломерата (г).

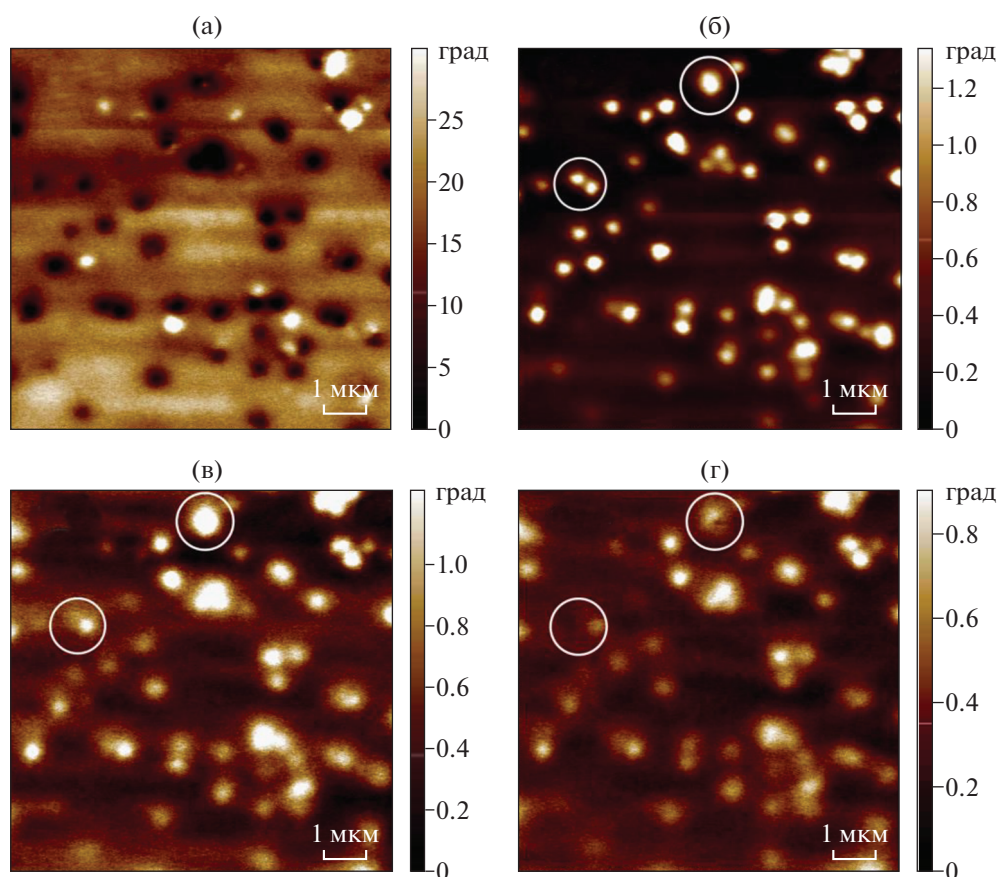


Рис. 6. МСМ-изображения для матрицы с плотностью НП 1×10^8 на см^2 : а — исходное состояние, б — в поле -34 , в — 0 , г — $+3$ мТл. Кругами выделены одни и те же области, где произошли первые изменения в намагниченности НП: б, в — начальное состояние, г — измененное.

разнонаправленно. После включения внешнего магнитного поля величиной -34 мТл все НП намагничиваются в одну сторону (рис. 6б). При последовательном изменении поля до нулевых значений (рис. 6в) и смене направления при величине поля $+3$ мТл наблюдаются первые изменения в картине намагниченности ансамбля НП. Несколько НП, которые входили в разные группы, перемагничиваются (рис. 6г, области обозначены кругами).

При дальнейшем увеличении поля до $+7$ мТл начали перемагничиваться первые отдельно расположенные НП (на рис. 7а — НП отмечена стрелкой). В поле $+14$ мТл все отдельные НП уже перемагничены (рис. 7б). В поле $+27$ мТл (рис. 7в) картина распределения намагниченности в “группах” НП полностью идентична полученной при поле -34 мТл (с учетом произошедшей при значении поля $+13$ мТл инверсии намагниченности) (рис. 7б). Таким образом, диапазон перемагничивания “групповых” НП на выбранном участке составляет от $+3$ до $+27$ мТл (24 мТл), при

этом отдельно расположенные НП перемагничиваются в значительно более узком диапазоне полей — от $+7$ до $+14$ мТл (7 мТл).

Затем был исследован образец с поверхностной плотностью НП 5×10^8 на см^2 . Полученные МСМ-изображения на выбранном участке сканирования (рис. 8а), как и для предыдущего образца, показывают, что в отсутствие поля НП намагничены разнонаправленно. Однако включение внешнего поля -34 мТл не привело к полному намагничиванию НП в одну сторону — примерно 15% НП имеют противоположную намагниченность (рис. 8б). Очевидно, что приложенного поля уже недостаточно для намагничивания всех НП в одном направлении. При изменении поля первые изменения намагниченности наблюдаются при -6 мТл — изменяется намагниченность “групп” НП (на рис. 8в это отмечено овалами). При дальнейшем изменении поля происходит перемагничивание одиночных НП — оно начинается в поле $+9$ мТл и заканчивается в поле $+14$ мТл. Этими величинами и определяется диапазон перемагничивания единичных НП. Про-

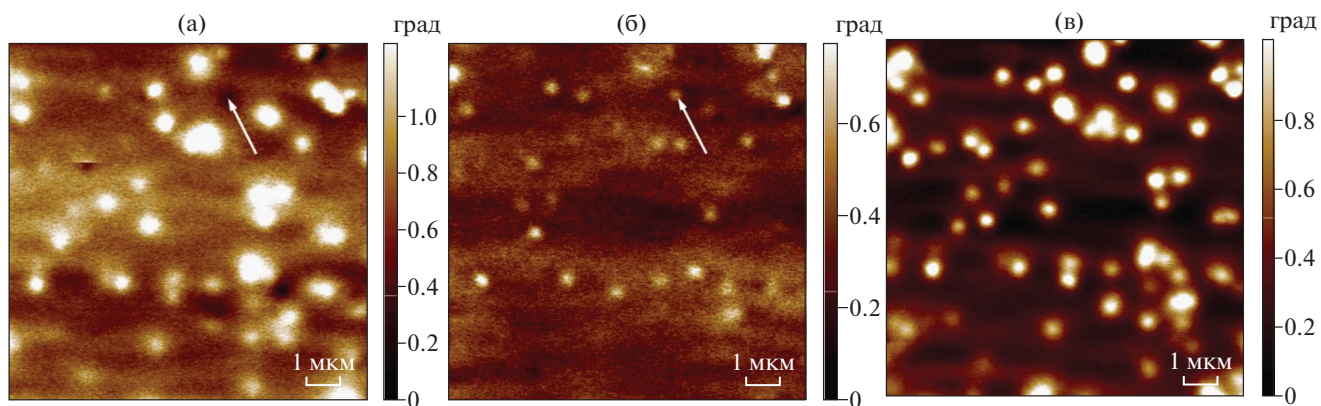


Рис. 7. МСМ-изображения для матрицы с плотностью НП 1×10^8 на см^2 : а – в поле +7, б – +14, в – +27 мТл. Стрелкой показано перемагничивание первой одиночной НП (а), той же НП, но после перемагничивания зонда (б).

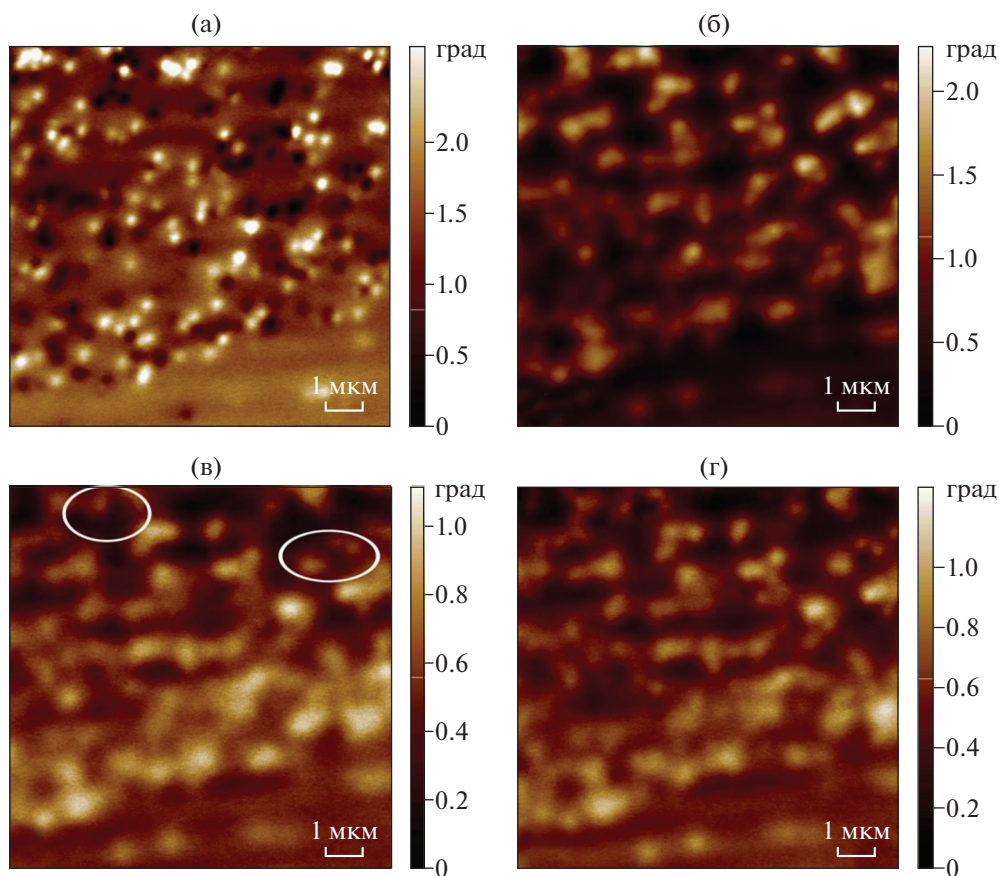


Рис. 8. МСМ-изображения для матрицы с плотностью НП 5×10^8 на см^2 : исходное состояние (а), в поле –34 (б), –6 (в), +34 мТл (г). Овалами обозначены области, в которых произошло первое изменение намагниченности (в).

цесс и диапазон параметров при этом очень близки к характеристикам предыдущего образца. При дальнейшем росте величины внешнего магнитного поля также наблюдается перемагничива-

ние “групповых” НП. Наконец в поле величиной +34 мТл (рис. 8г) наблюдается полное соответствие распределения намагниченности ансамбля НП, как и в поле величиной –34 мТл (рис. 8б). Но

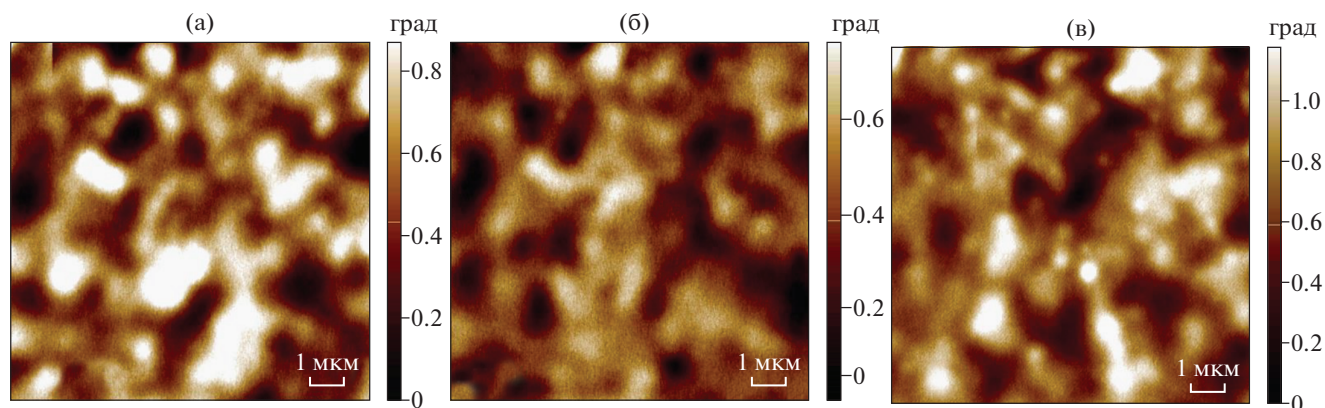


Рис. 9. МСМ-изображения для матрицы с плотностью НП 1.2×10^9 на см^2 : в поле -34 (а), 0 (б), $+34$ мТл (в).

данного поля не хватает для полного выстраивания намагниченности всех “групповых” НП в одном направлении.

Образец с поверхностной плотностью НП 1.2×10^9 на см^2 исследовали в такой же последовательности. На рис. 9 приведены МСМ-изображения при последовательном приложении возрастающего внешнего магнитного поля. Анализ изображений показывает, что ввиду увеличения плотности отдельных НП уже не наблюдается и все НП являются “групповыми”. Как и в предыдущих случаях НП в исходном состоянии намагничены разнонаправленно. Приложение внешнего поля -34 мТл (рис. 9а) приводило к изменению намагниченности, однако полной намагниченности НП в одном направлении не наблюдалось. При последующем изменении внешнего поля картина намагниченности начала изменяться при -20 мТл и постепенно переходила к состоянию с противоположной намагниченностью в соседних НП (антиферромагнитному состоянию) — МСМ-картина при нулевом внешнем поле приведена на рис. 9б. Дальнейшее увеличение поля приводит к соответствующей перестройке намагниченности НП.

Однако полной перестройки намагниченности в направлении внешнего поля не происходит и в максимальном поле $+34$ мТл (рис. 9в). Отметим, что картина при этом становится полностью противоположной по сравнению с картиной начальной намагниченности в поле -34 мТл (рис. 9а). Можно предположить, что полное переключение НП происходит в еще более широком диапазоне полей (оценочно — до 50 мТл).

Сравнивая результаты, полученные для трех образцов второго типа, можно выявить некоторые закономерности. Отдельные НП (наблюдавшиеся в первых двух образцах) перемагничиваются во всех случаях примерно в одинаковых полях — от 7–9 до 13–14 мТл. Очевидно, это связано

с отсутствием влияния соседей на эти уединенные НП. Нанопроволоки, находящиеся на близком расстоянии друг от друга (“групповые НП”), перемагничиваются по-другому. Отметим, что в [22] для подобных объектов был предложен разный критерий: магнитное взаимодействие вытянутых наноструктурных элементов необходимо учитывать, если они расположены на расстоянии менее 500 нм. Для изучаемых НП из-за их взаимодействия с соседями энергетически выгодным оказывается антиферромагнитное (АФМ) упорядочение (состояние с противоположным направлением намагниченности соседей). Поэтому после намагничивания в одном направлении при приложении противоположного поля эти НП быстрее (в меньших полях) начинают перемагничиваться, переходя в АФМ — упорядоченное состояние. Поскольку это состояние энергетически выгодно, то при дальнейшем увеличении внешнего поля перемагнитить эти групповые НП полностью в противоположное направление намагниченности также сложнее — последние НП меняют свою полярность уже в достаточно сильных полях.

Таким образом, перемагнитить всю группу целиком сложнее, процесс происходит поэтапно, при этом перемагничивание отдельных НП начинается раньше, а заканчивается позже (по сравнению с уединенными НП). Диапазон полей перемагничивания групп различен в различных образцах — он растет с увеличением концентрации НП.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Показано, что характер перемагничивания зависит от взаимного влияния НП друг на друга. При уменьшении расстояния между НП, находящимися как на поверхности, так и в матрице, это влияние усиливается. При этом затрудняется перемагничивание НП, что приводит к увеличению

поля перемангничивания. В образцах второго типа при уменьшении расстояния между НП в матрице большую роль играет АФМ-упорядочение, способствующее разнонаправленной ориентации намагниченности соседних НП и стабилизирующее это состояние. Полученные результаты говорят о необходимости учета взаимного влияния наноразмерных структур на их магнитные свойства при создании элементов наноэлектроники и спинтроники. Так, при увеличении плотности расположения НП возможности их независимого перемангничивания снижаются. В то же время за счет коллективных взаимодействий соседей в группе (например, АФМ-упорядочение) появляется возможность создания более стабильного магнитного состояния.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (грант № 22-22-00983).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Анищик В.М. Наноматериалы и нанотехнологии. Минск: Изд-во БГУ, 2008. 500 с.
2. Елисеев А.А., Лукашин А.В. Функциональные наноматериалы. М.: Физматлит, 2010. 456 с.
3. Борисенко В.Е., Данилюк А.Л., Мигас Д.Б. Спинтроника. М.: Лаборатория знаний, 2017. 500 с.
4. Chakarvarti S.K., Vetter J. // Nucl. Instrum. Methods. B. 1991. V. 62. P. 109.
[https://doi.org/10.1016/0168-583X\(91\)95936-8](https://doi.org/10.1016/0168-583X(91)95936-8)
5. Martin C.R. // Science. 1994. V. 266. P. 1961.
<https://doi.org/10.1126/science.266.5193.1961>
6. Hulteen J.C., Martin C.R. // J. Mater. Chem. 1997. V. 7. P. 1075.
<https://doi.org/10.1039/A700027H>
7. Martin C.R. // Chem. Mater. 1996. V. 8. P. 1739.
<https://doi.org/10.1021/CM960166S>
8. Lupu N. Electrodeposited Nanowires and Their Applications. Croatia: InTech, 2010. 500 p.
9. Vazquez M. Magnetic Nano- and Microwires: Design, Synthesis, Properties and Applications. Amsterdam: Woodhead, 2015. 997 p.
10. Rodriguez L.A., Magen C., Snoeck E. et al. // Appl. Phys. Lett. 2013. V. 102. P. 022418.
<https://doi.org/10.1063/1.4776709>
11. Cantu-Valle J., Betancourt I., Sanchez J.E. et al. // J. Appl. Phys. 2015. V. 118. P. 024302.
<https://doi.org/10.1063/1.4923745>
12. Andersen I.M., Rodríguez L.A., Bran C. et al. // ACS NANO. 2020. V. 14. P. 1399.
<https://doi.org/10.1021/acsnano.9b07448>
13. Sorop T.G., Untiedt C., Luis F. et al. // Phys. Rev. B. 2003. V. 67. P. 014402.
<https://doi.org/10.1103/PhysRevB.67.014402>
14. Wang T., Wang Y., Fu Y. et al. // Nanotechnology. 2008. V. 19. P. 455703.
<https://doi.org/10.1088/0957-4484/19/45/455703>
15. Wang T., Wang Y., Fu Y. et al. // Nanotechnology. 2009. V. 20. P. 105707.
<https://doi.org/10.1088/0957-4484/20/10/105707>
16. Samardak A.S., Ognev A.V., Samardak A.Yu. et al. // J. Alloys Compd. 2018. V. 732. P. 683.
<https://doi.org/10.1016/J.JALLCOM.2017.10.258>
17. Samardak A.Yu., Jeon Y.S., Samardak V.Yu. et al. // Small. 2022. V. 18. P. 2203555.
<https://doi.org/10.1002/sml.20220355>
18. Жигалина О.М., Долуденко И.М., Хмеленин Д.Н. и др. // Кристаллография. 2018. Т. 63. № 3. С. 455.
<https://doi.org/10.7868/S0023476118030165>
19. Бизяев Д.А., Хайретдинова Д.Р., Загорский Д.Л. и др. // Физика металлов и металловедение. 2023. Т. 124. № 8. С. 717.
<https://doi.org/10.31857/S0015323023600545>
20. Бизяев Д.А., Бухараев А.А., Хайбуллин Р.И. и др. // Микроэлектроника. 2018. Т. 47. № 3. С. 212.
<https://doi.org/10.7868/S0544126918030055>
21. Долуденко И.М., Хайретдинова Д.Р., Загорский Д.Л. и др. // Изв. РАН. Сер. Физ. 2023. Т. 87. № 3. С. 321.
<https://doi.org/10.31857/S0367676522700569>
22. Mironov V.L., Ermolaeva O.L. // Journal of Surface Investigation: X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques. 2009. V. 3. № 5. P. 840.