

05

Получение неодносвязных магнитных паттернированных мезочастиц с помощью электронной литографии

© Д.А. Татарский,^{1,2} Е.В. Скороходов,¹ И.Ю. Пашенькин,¹ С.А. Гусев¹

¹ Институт физики микроструктур РАН,
603087 Афонино, Кстовский р-он, Нижегородская обл., Россия

² Нижегородский государственный университет им. Лобачевского,
603022 Нижний Новгород, Россия
e-mail: tatarsky@ipmras.ru

Поступило в Редакцию 4 мая 2024 г.

В окончательной редакции 4 мая 2024 г.

Принято к публикации 4 мая 2024 г.

В настоящее время паттернированные магнитные структуры вызывают большой интерес в связи с их потенциальным применением в спинтронике в качестве генераторов СВЧ излучения и элементов памяти. В частности, перспективной системой являются двумерные решетки ферромагнитных дисков, в которых реализуется вихревое распределение намагниченности. Разработаны новые методы электронной литографии и ионного травления, позволяющие с высокой точностью получить частицы заданной формы и размеров. Выполнено исследование микроструктуры и магнитных состояний неодносвязных магнитных частиц, сформированных из пленок пермаллоя методами аналитической и лоренцевой просвечивающей электронной микроскопии. Экспериментальные результаты демонстрируют хорошее согласие с данными, полученными микромагнитным моделированием.

Ключевые слова: электронная литография, ионное травление, лоренцева просвечивающая электронная микроскопия.

DOI: 10.61011/JTF.2024.07.58338.147-24

Введение

Хорошо известно, что в некотором диапазоне геометрических параметров в ферромагнитных мезоскопических дисках реализуется вихревое распределение намагниченности [1,2]. В магнитном вихре есть две области: в одной намагниченность лежит в плоскости диска и может быть завихрена по или против часовой стрелки, такая область называется оболочкой вихря. В центральной же области возникает неопределенность направления намагниченности в плоскости и намагниченность ориентируется по нормали к диску, такая область называется ядром вихря. Оболочка вихря занимает большую часть объема диска, тогда как ядро имеет размер не более 10 nm. Для получения магнитного вихря необходимо, чтобы диск имел определенные соотношения между диаметром и толщиной. В случае малой толщины диска по сравнению с его диаметром (тонкая планка), в нем будет реализовываться квазиоднородное состояние в плоскости, а в случае большой толщины (нанопроволока) — однородное состояние вдоль оси цилиндра. В случае большого диаметра также могут существовать многовихревые состояния. Как следует из простых физических соображений, в отсутствие взаимодействий, снимающих киральное вырождение (например, взаимодействие Дзялошинского–Мория), в магнитном вихре есть четырехкратное вырождение состояний, отличающихся завихренностью оболочки и ориентацией намагниченности в ядре.

В случае паттернированных частиц ферромагнитных пленок, состоящих из различных конфигураций перекрывающихся дисков, количество состояний значительно больше. Двойные диски и цепочки дисков являются перспективным объектом для реализации многовихревого спинового осциллятора [3,4]. А двумерные решетки из нескольких перекрывающихся дисков являются реализацией многосвязной системы для магнитной памяти [5]. Изготовление таких типов частиц требует применения прецизионной электронной литографии для получения из сплошных пленок дисков с различной величиной перекрытия отверстий необходимой формы и размеров между этими дисками. Особой проблемой при этом является получение отверстий между дисками в таких решетках из-за эффекта близости в электронной литографии. Ранее уже демонстрировалась возможность получения распределений типа „вихрь–вихрь“ и „вихрь–антивихрь–вихрь“ в частицах в форме двух дисков с перекрытием [6]. При этом антивихрь является еще одним магнитным солитоном, следовательно, он также будет принимать участие в коллективной динамике и вносить существенные искажения в фазовую синхронизацию автоколебаний соседних вихрей [4]. Следующим шагом к получению двумерных решеток является формирование частиц, состоящих из четырех дисков 2×2 с перекрытием. Проблемой при этом является получение отверстия заданного размера в центре частицы между дисками, от конфигурации которого зависят магнитные состояния в подобных элементах. Таким образом, за-

дача данного исследования состоит не только в том, чтобы отработать технологические режимы электронной литографии для получения магнитных элементов сложной формы, но и показать, какого типа магнитные распределения могут возникать в подобных частицах в зависимости от их топологии.

Ранее было показано, что методами лоренцевой просвечивающей электронной микроскопии возможно контролировать [7,8] магнитные состояния в мезоскопических ферромагнитных частицах [6,9,10]. Сочетая метод лоренцевой и аналитической электронной микроскопии [11], становится возможным непосредственно оценивать также и качество границ паттернированных элементов и микроструктурное качество образцов, которые также могут влиять на магнитные свойства частиц. Стоит отметить также, что достоинством применения методов лоренцевой микроскопии состоит в том, что непосредственно регистрируется направление завихренности оболочки магнитного вихря, в отличие от методов магнитно-силовой микроскопии, где контраст зависит от полей рассеяния и для определения завихренности оболочки необходимо изготавливать не круглые, а эллиптические частицы [12].

В литературе рассматривалось влияние типа применяемого электронного резиста [13–16], а также режимов его отжига до и после экспонирования на параметры получаемых структур [17]. В настоящей работе предлагаются и используются два метода электронно-лучевой литографии с использованием в качестве резиста полиметилметакрилата (ПММА) [18–20]. Материальная структура и магнитные состояния полученных неодносвязных магнитных частиц из пленок пермаллоя исследуются методами аналитической и лоренцевой просвечивающей электронной микроскопии. Основное отличие в предлагаемых протоколах литографии связано с различием в методах ионного травления экспонированных структур. В настоящей работе демонстрируется, что переход на низкоэнергетическое травление позволяет отказаться от использования дополнительных слоев металлизации, что повышает геометрическое качество получаемых структур.

1. Образцы и методы

Для нанесения тонких металлических пленок в настоящей работе использовалась высоковакуумная установка магнетронного распыления AJA. Остаточное давление газов в напылительной камере не превышало $3 \cdot 10^{-7}$ Торр, рабочее давление аргона в процессе напыления составляло $2 \cdot 10^{-3}$ Торр. Рост пленки пермаллоя (Ni_3Fe , Py), из которой в дальнейшем получали паттернированные мезочастицы, проводился с одной мишени состава Ni_3Fe . Толщина пленки определялась из предварительно проведенных измерений скорости роста в зависимости от времени распыления. Скорость роста пленок определялась с помощью измерений толщины тестовых

слоев методом малоуглового отражения рентгеновского излучения на длине волны $\text{CuK}\alpha$ $\lambda = 1.54 \text{ \AA}$ на дифрактометре Discover D8 (Bruker) и составила 0.1 nm/s .

Электронная литография проводилась на растровом электронном микроскопе SUPRA 50VP (Carl Zeiss) с литографической приставкой ELPHY Plus (Raith). Исследование магнитных состояний и структуры литографированных частиц осуществлялось на просвечивающем электронном микроскопе LIBRA 200MC (Carl Zeiss), адаптированном для проведения работ в режиме лоренцевой микроскопии (ЛПЭМ).

Как было указано выше, основной интерес представляет получение решеток ферромагнитных дисков с вихревым распределением намагниченности. В таком случае, для отработки методов электронной литографии удобно использовать элементарную ячейку двумерной решетки — частицу в форме перекрывающихся дисков 2×2 с отверстием посередине. Хорошо известно, что вихревое распределение намагниченности формируется в том числе в ферромагнитных дисках из пленки Ru диаметром $1 \mu\text{m}$ и толщиной 40 nm [21]. Для ЛПЭМ измерений пленка наносилась на коммерческие подложки аморфного Si_3N_4 толщиной 100 nm на основании из кремния ориентации (100). При этом со стороны кремния методом химического травления вскрыто окно [22], в котором аморфный Si_3N_4 свободно висит как мембрана, что позволяет проводить исследование полученных структур методом лоренцевой и аналитической просвечивающей электронной микроскопии. Магнитные распределения в дисках исследовались методом Френеля (дефокусировки), при котором регистрируется фазовый контраст, связанный с неоднородным распределением намагниченности. При этом для получения контраста необходимо существенная дефокусировка, которая производилась изменением возбуждения первой проекционной электронной линзы проектора в просвечивающем электронном микроскопе в режиме малых увеличений. Нами была выбрана дефокусировка -3 mm как соответствующая наиболее оптимальным условиям регистрации фазового френелевского контраста. Качество границ получаемых структур оценивалось с помощью светлопольных микрофотографий, полученных в обычном режиме просвечивающей электронной микроскопии.

Для формирования наночастиц сложной формы методом электронной литографии оптимальным является применение высококоразрешающих негативных резистов, которые одновременно обладают высокой стойкостью в процессах ионного и плазмохимического травления. Однако резисты такого типа производятся за рубежом и поэтому недоступны в настоящее время, а отечественные аналоги пока не производятся. Поэтому решено было использовать методику инверсионной электронной литографии с использованием ПММА. В первом варианте была применена давно отработанная нами и хорошо себя зарекомендовавшая методика с использованием вспомогательных металлических пленок, стойкость которых к ионному и плазмохимическому травлению

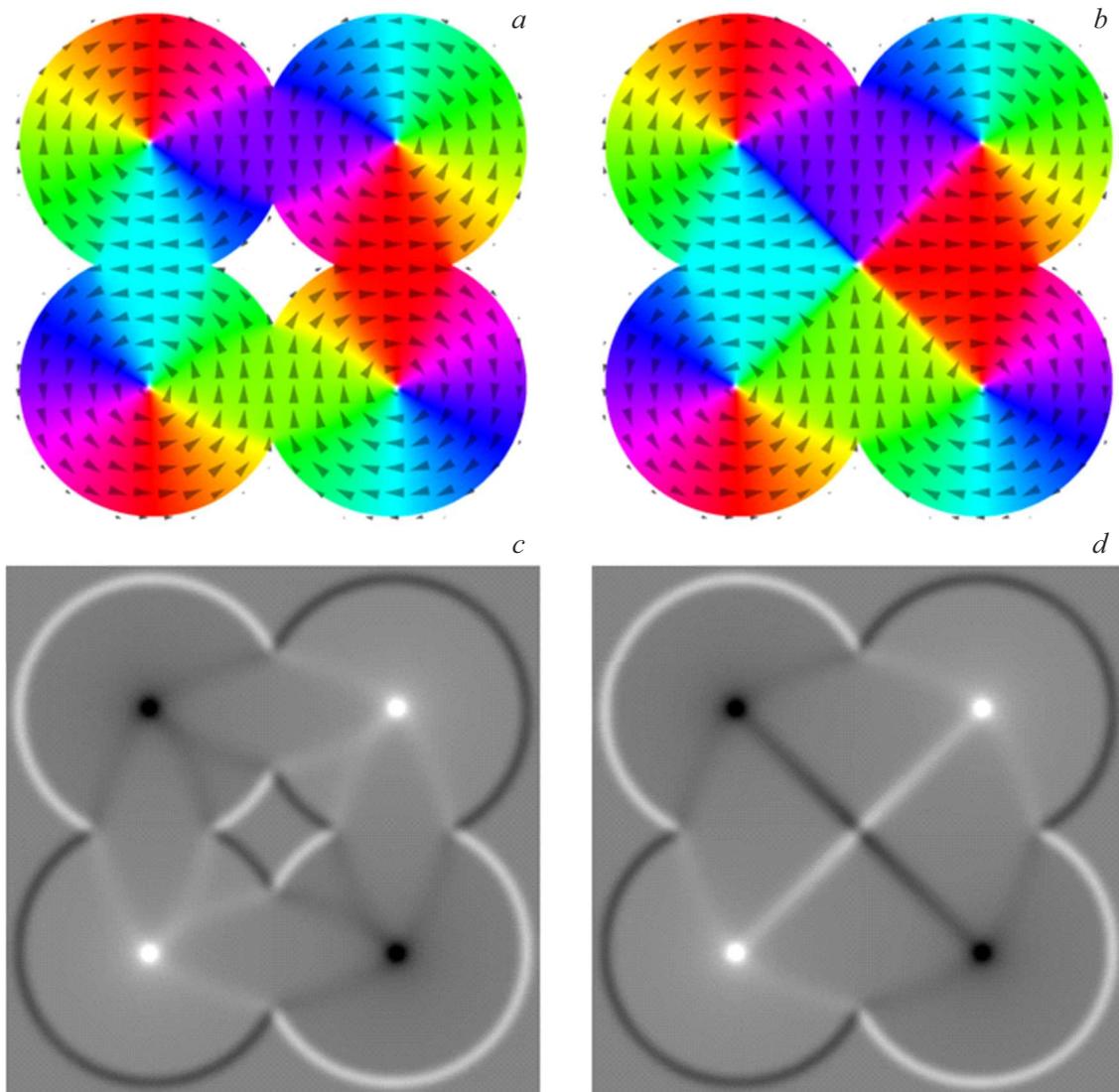


Рис. 1. *a, b* — симулированные распределения намагниченности в частице с отверстием и без в случае, когда завихренности оболочек вихрей чередуются; *c, d* — расчетный френелевский контраст для соответствующих распределений намагниченности.

намного выше, чем у ПММА. На подложке методом магнетронного распыления формировалась структура $\text{Ni}_3\text{Fe}(40\text{ nm})/\text{V}(25\text{ nm})/\text{Cu}(10\text{ nm})/\text{Pt}(5\text{ nm})$. Далее на полученную пленку методом центрифугирования наносился позитивный электронный резист: полиметилметакрилат марки ПММА 950 толщиной 120 nm. Использование промежуточной металлической маски V/Cu/Pt обусловлено недостаточной стойкостью электронного резиста к ионному травлению. Выбор V и Cu связан с существенным различием скоростей травления данных материалов: медь существенно быстрее ванадия травится в аргоновой плазме, тогда как ванадий легко по сравнению с медью удаляется плазмохимическим травлением во фреоновой плазме. Такая селективность позволяет получить достаточно толстые частицы ванадиевой маски, необходимой для травления рабочих слоев структур большой толщины.

В слое резиста экспонировался рисунок требуемой конфигурации с помощью электронного пучка с энергией 10 keV. Доза составляла 7000–9000 mC/cm² при токе пучка 0.02 nA. Экспонирование при данной дозе делает резист ПММА 950 негативным. При этом негативный ПММА 950 демонстрирует высокий контраст (более 10), что, в свою очередь, позволяет хорошо воспроизводить форму структур, заложенных в шаблон, а также минимизировать эффекты близости. Неэкспонированный электронный резист удалялся с помощью минутной выдержки в ацетоне. Таким образом формировалась литографическая маска и далее осуществлялось травление слоя меди и платины, а также экспонированного резиста в атмосфере аргона. Оно осуществлялось при рабочем давлении $2 \cdot 10^{-3}$ Торр и ускоряющем напряжении 1200 V. При таком режиме травления обеспечивается скорость травления металлических пленок 10 nm/min. Скорость

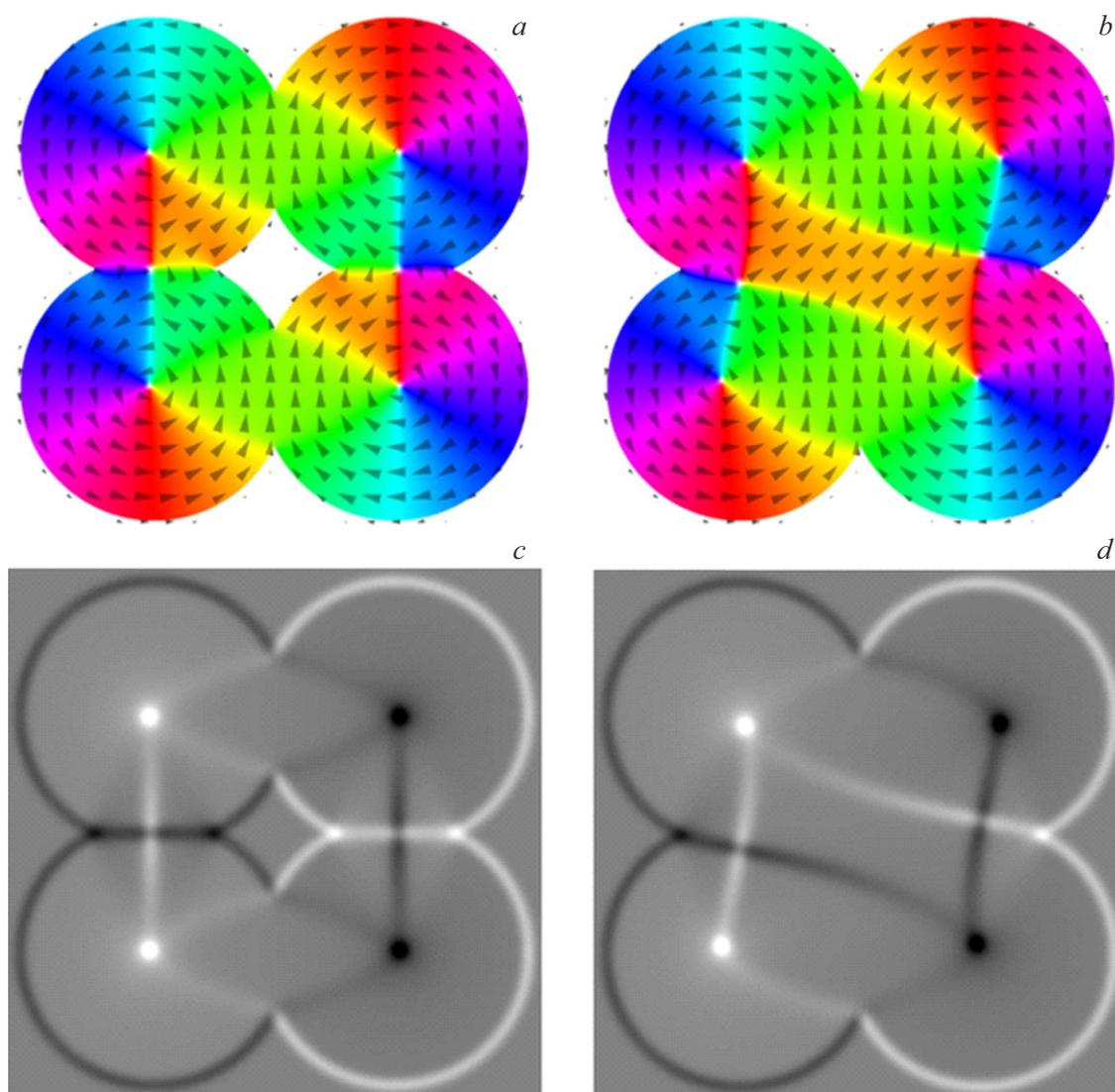


Рис. 2. *a, b* — симулированные распределения намагниченности в частице с отверстием и без в случае, когда завихренности оболочек вихрей попарно совпадают; *c, d* — расчетный френелевский контраст для соответствующих распределений намагниченности.

травления пленки экспонированного электронного резиста составляет 60 nm/min.

Плазмохимическое травление в атмосфере газов $\text{CF}_4 + \text{O}_2$ удаляло слой ванадия в маске меди. Парциальные давления CF_4 и O_2 при плазмохимическом травлении составляли $2.3 \cdot 10^{-3}$ и $7 \cdot 10^{-4}$ Torr соответственно и ускоряющем напряжении 800 V. После чего повторялась процедура травления пермаллоя ионами аргона в получившейся маске ванадия. Скорость травления ванадия составляла 1 nm/min, тогда как скорость травления Ru — 4 nm/min. Остатки ванадиевой маски удалялись в перекиси водорода.

Во втором случае использовалась аналогичная методика. На подложке методом магнетронного распыления формировалась структура $\text{Ni}_3\text{Fe}(40 \text{ nm})/\text{Pt}(5 \text{ nm})$. Далее на полученную подложку методом центрифугирования

также наносился позитивный электронный резист полиметилметакрилат марки PMMA 950 толщиной 120 nm. После этого проводилось электронное экспонирование дозами в диапазоне 7500–9000 mC/cm² при токе пучка 0.02 nA. Проявление

осуществлялось в ацетоне в течение 1 min. Ионное травление в атмосфере аргона осуществлялось при рабочем давлении $6 \cdot 10^{-4}$ Torr и ускоряющем напряжении 500 V. Перед откачкой камеры травления, она дополнительно вентилировалась азотом особой чистоты, что позволяет удалить из камеры атмосферные пары и кислород. При таком режиме травления обеспечивается скорость травления пленки пермаллоя 4 nm/min. Скорость травления пленки электронного резиста составляет 10 nm/min. Отметим, что такая скорость травления существенно меньше, чем скорость травления электрон-

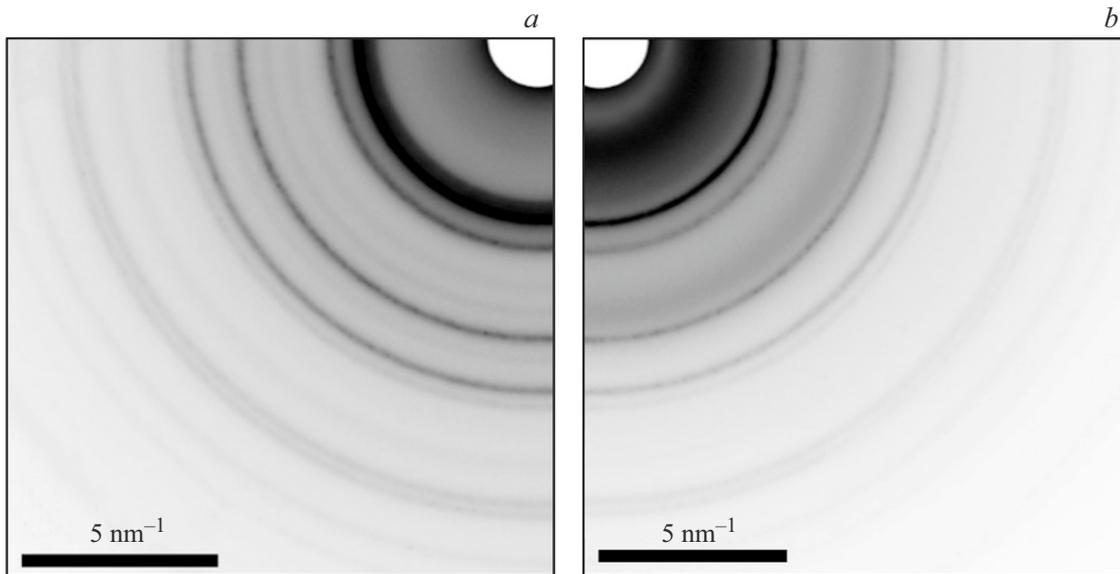


Рис. 3. Фрагмент колец электронной микродифракции для мезочастиц, полученных первым (а) и вторым (б) методами литографии.

ного резиста первым методом и позволяет избавиться от дополнительных металлических масок из меди и ванадия. Существенное снижение толщины маски позволяет улучшить пространственное разрешение такого метода литографии. Поэтому отсутствие промежуточных металлических масок дает возможность точнее управлять формой отверстий в мезочастицах, так как нет геометрических нарушений процессов травления в относительно узких местах между элементами металлической маски.

Все полученные пленки исследовались методами аналитической просвечивающей электронной микроскопии. Для анализа состава полученных пленок применялся метод электронной микродифракции. Известно, что такие пленки имеют поликристаллическую структуру, дифракционная картина выглядит в этом случае как набор концентрических колец. По диаметрам этих колец можно определить расстояния между атомными плоскостями в кристаллической структуре и, сравнивая с имеющимися литературными данными, установить структурный тип в пленке. Кроме того, автокорреляционный анализ микрофотографий самих поликристаллических пленок позволяет определить средний размер кристаллита. В первом приближении мы будем считать, что нанокристаллиты имеют аксиально симметричную форму, т. е. могут быть аппроксимированы формой круга. Такое приближение обоснованно, так как при напылении пленки подложкодержатель вращается со скоростью большей, чем формальная скорость роста одного моноатомного слоя, что позволяет считать рост пленки изотропным в планарных направлениях. В этом случае для определения среднего размера кристаллитов необходимо ширину автокорреляционной функции на полувысоте нормировать на дополнительный форм-фактор, связанный с предполагаемой

формой кристаллитов. В нашем случае данный форм-фактор равен 1.23 [23,24].

Магнитные состояния в паттернированных структурах численно моделировались в пакете MuMax3 на основе численного решения уравнения Ландау–Лифшица–Гильберта [25]. В расчетах использовались следующие материальные параметры μ_0 : магнитный момент насыщения $M_s = 800 \text{ kA/m}$, обменная константа $J = 13 \cdot 10^{-12} \text{ J/m}$, константа анизотропии $K = 0$, параметр затухания $\alpha = 1$. Для моделирования использовалась прямоугольная сетка размером $512 \times 512 \times 1$ с ячейкой $4.3 \times 4.3 \times 40 \text{ nm}^3$. Таким образом, размер ячейки в плоскости образца меньше обменной длины в пермаллое $\approx 5.7 \text{ nm}$. Моделирование проводилось в нулевом внешнем поле. Первоначально в частицах заданной формы (с отверстием и без) задавались вихревые распределения в каждом из дисков, далее энергия системы минимизировалась в ходе интегрирования уравнения Ландау–Лифшица–Гильберта, из которого исключено прецессионное слагаемое, расширенным методом Рунге–Кутты третьего порядка (метод Богацкого–Шампина) с адаптивным подбором шага по времени. Считается, что система достигла локального метастабильного минимума энергии, когда изменение энергии на каждом шаге становится меньше погрешности машинных вычислений.

Исследовались два принципиальных типа микромагнитного распределения. В одном случае завихренности оболочек магнитных вихрей в соседних дисках чередовались, так, что между соседними дисками не образовывалось особенности в виде доменной стенки или антивихря. В другом случае, завихренности оболочек с одним из соседних дисков совпадали, тогда как с другим различались. При таком распределении между

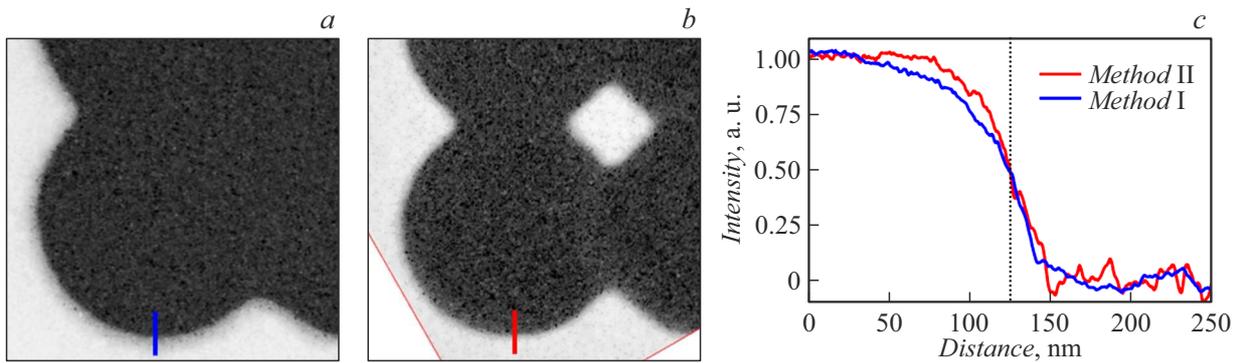


Рис. 4. *a, b* — светлопольные микрофотографии фрагмента паттернированных мезочастиц без и с отверстием в центре; *c* — усредненный по азимуту светлопольный контраст в радиальном направлении (синяя и красная линии на (*a*) и (*b*)).

дисками с одинаковой завихренностью оболочек могла формироваться особенность в виде доменной стенки или антивихря. Такое распределение намагниченности имеет большую энергию по сравнению с первым случаем, но, как было показано ранее [10], состояния с антивихрями являются метастабильными и наблюдаются в двойных дисках с перекрытием и следует ожидать появления таких состояний в частицах, рассматриваемых в настоящей работе.

Из полученных микромагнитных распределений рассчитывался френелевский контраст [26], получаемый в просвечивающем электронном микроскопе. Как известно, френелевский контраст пропорционален z -компоненте ротора намагниченности. В случае исследования магнитных вихрей методом Френеля, светлое (темное) пятно в центре вихря будет являться признаком вихря с оболочкой, завихренной против (по) часовой стрелке. Анализ более сложной распределений намагниченности требует проведения расчетов и френелевский контраст уже не имеет такой простой интерпретации.

Анализ электронных микрофотографий, колец микродифракции осуществлялся в программном пакете Gatan Microscopy Suite 3.5.0 (GMS), дополненный модулем обработки дифракционных картин DiffTools 7.0. В данном программном пакете также проводилась симуляция френелевского контраста с помощью скрипта, написанного на языке Python, встроенном в среду программного пакет GMS.

2. Результаты и обсуждение

Микромагнитное моделирование показало, что оба предложенных распределения намагниченности являются метастабильными (рис. 1, *a, b*). Однако есть существенное отличие в случае наличия и отсутствия отверстия в центре частицы. Так, в том случае если завихренности оболочек вихрей в соседних дисках чередуются, то в частице без отверстия в центре формируется антивихрь. Характерным признаком формирования

антивихря в эксперименте при этом будет френелевский контраст в виде пересекающихся светлой и темной полосы (рис. 1, *d*).

Во втором случае, когда завихренности оболочек соседних вихрей попарно совпадают, для обоих типов частиц между вихрями с одинаковой завихренностью оболочек формируются антивихри. При этом в частице, у которой нет отверстия в центре, также формируется квазиоднородно намагниченный домен, который направлен примерно по диагонали частицы (рис. 2).

Характерные кольца микродифракции приведены на рис. 3. Видно, что микродифракционные картины имеют существенные различия. Так, в случае мезочастиц, полученных первым методом литографии, на микродифракционных изображениях заметны слабые дополнительные кольца по сравнению с набором колец дифракции на мезочастице, полученной вторым методом литографии без дополнительных металлических масок. Анализ показал, что основная серия колец относится к пленке Ru, которая имеет структурный тип меди с гранецентрированной кубической решеткой и пространственной группой $Fm\bar{3}m$ с параметром решетки $a_{Ru} = 0.355$ nm. Проанализируем дополнительные кольца на рис. 3, *a* исходя из материалов, которые использовались во вспомогательных металлических масках. Так, медь имеет табличный параметр решетки $a_{Cu} = 0.360$ nm, а ее структурный тип совпадает со структурой пленки Ru. Следовательно, если в картине микродифракции и присутствуют кольца, относящиеся к пленке меди, они не могут быть идентифицированы на фоне более интенсивных колец от пленки Ru. Платина также кристаллизуется в структурном типе меди с параметром решетки $a_{Pt} = 0.392$ nm, что существенно отличается и от меди, и от Ru. Однако кольца, соответствующие пленке платины, отсутствуют на микродифракции. Последним элементом, который использовался в качестве защитного металлического слоя являлся ванадий. Он кристаллизуется в структурном типе вольфрама с объемноцентрированной решеткой и пространственной группой симметрии $Im\bar{3}m$ с параметром решетки $a_V = 0.303$ nm. Действительно,

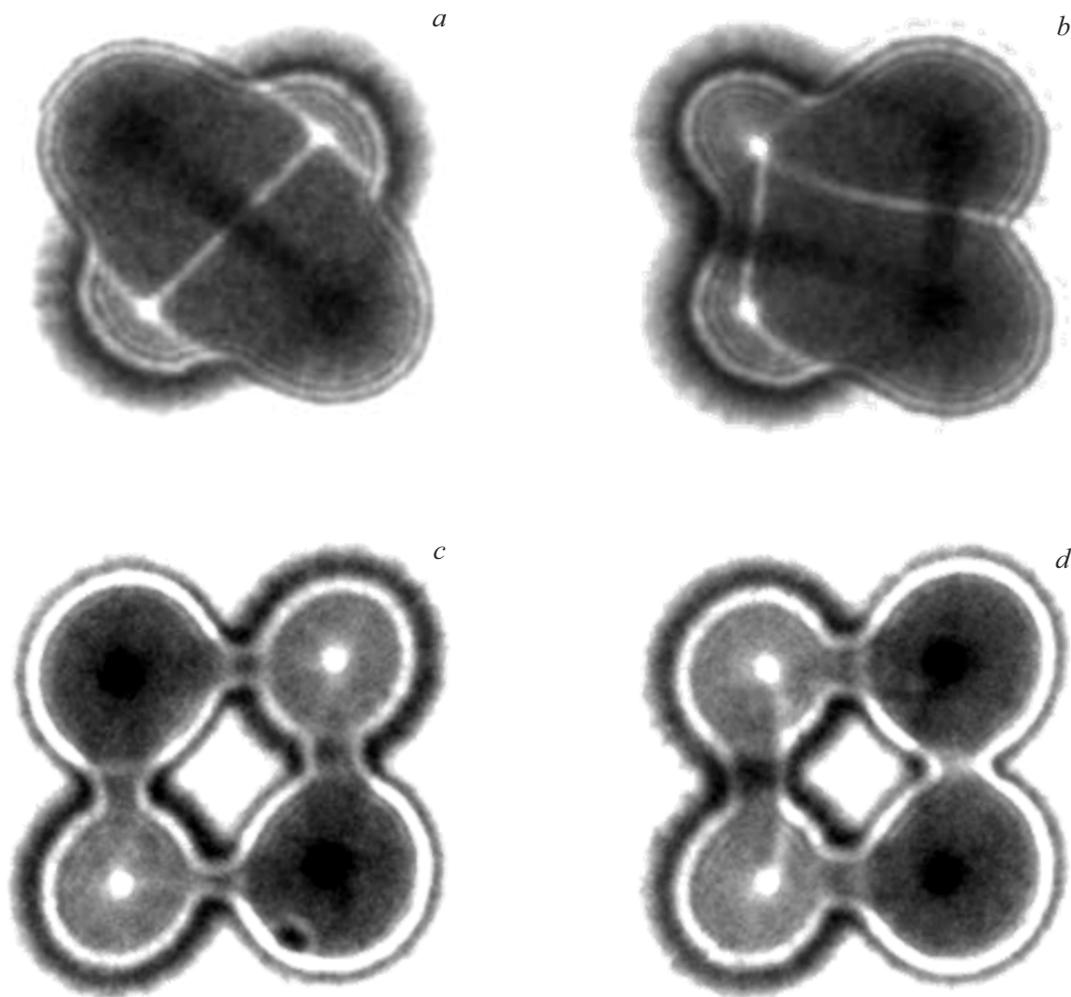


Рис. 5. Френелевский контраст в мезочастицах. Вихри с чередующейся завихренностью оболочек в сплошной частице (*a*) и с отверстием (*c*); вихри с попарно совпадающей завихренностью в сплошной частице (*b*) и с отверстием (*d*).

дополнительные кольца микродифракции, которые есть на рис. 3, *a*, но отсутствующие на рис. 3, *b*, могут быть однозначно сопоставлены пленке ванадия.

Методом аналитической просвечивающей электронной микроскопии были получены светлопольные микрофотографии фрагментов паттернированных мезочастиц (рис. 4, *a, b*). Светлые области на микрофотографии соответствуют мембране нитрида кремния, тогда как сами мезочастицы имеют мелкую поликристаллическую структуру. Автокорреляционный анализ микрофотографий показал, что размер нанокристаллитов для образца, полученного первым методом литографии, равен 11 ± 2 nm, а во втором случае размер нанокристаллитов составляет 10 ± 2 nm. Разница полученных средних размеров не является существенной и можно утверждать, что пленки имеют близкие наноструктурные характеристики.

Можно оценить качество края полученных частиц, анализируя усредненный по азимуту профиль светлопольного контраста вдоль радиального направления из центра диска (синяя и красная линии на рис. 4, *a, b*).

Средний нормированный контраст приведен на рис. 4, *c*, уровень „0.0“ соответствует частице, а „1.0“ — мембране нитрида кремния. За край частицы можно считать отметку, при которой контраст пересекает уровень „0.5“. Как видно при использовании первого метода литографии с дополнительными металлическими масками и многостадийным процессом ионного и плазмохимического травления, край частицы имеет менее резкий характер и при этом остается некоторое количество магнитного материала за формальной границей частицы (на расстоянии 50–100 nm на рис. 4, *c*). Причем такая плавная граница по латеральным размерам в несколько раз превосходит средний размер нанокристаллитов и не может быть связана с отдельными кристаллитами, выходящими за границу частицы. Кроме того, очевидно, что эффекты близости при использовании первого метода литографии имеют существенный негативный эффект при экспонировании электронного резиста, что не позволяет получить ромбическое отверстие в центре частицы (рис. 4, *a*).

При использовании же второго метода литографии, без дополнительных металлических масок с последующим низковольтным ионным травлением аргоном, становится возможным не только получить частицу с более резким краем, но и вытравить отверстие между дисков правильной ромбической формы (рис. 4, *b*).

Результаты исследований методом Френеля полученных частиц приведены на рис. 5. Сравнивая рис. 5, *a-c* с соответствующими симуляциями (рис. 1, *c, d*; 2, *d*), видно, что в частицах действительно формируются состояния, полученные методом микромагнитного моделирования за исключением одного случая. В частице с отверстием в центре при попарном совпадении завихренностей оболочек соседних вихрей формируются не антивихри (рис. 2, *c*), а доменные стенки, при этом сами центры вихрей смещаются в сторону краев частицы (рис. 5, *d*).

Выводы

Предложенная вторая схема электронной литографии с низковольтным ионным травлением аргоном и без использования дополнительных металлических масок позволяет получать качественные отверстия сложной формы в частицах и сплошных пленках. Показано, что метод литографии без дополнительных металлических масок также существенно улучшает резкость границы полученных мезочастиц. Аналитическая электронная микроскопия продемонстрировала, что в обоих случаях пленки имели близкую нанокристаллическую структуру. Но, с другой стороны, несмотря на многостадийный процесс травления в первом методе литографии, на частицах из пленок Ru все равно есть остатки дополнительных металлических масок (ванадия).

Также точность формы позволила формировать неодносвязные ферромагнитные частицы с многовихревым распределением намагниченности без таких особенностей, как доменные стенки или антивихри, что также было продемонстрировано методом Френеля с помощью лоренцевой просвечивающей электронной микроскопии.

Финансирование работы

Работа поддержана грантом РФФИ № 21-72-10176. В работе использовано оборудование ЦКП „Физика и технология микро- и наноструктур“ (ИФМ РАН).

Список литературы

- [1] R.P. Cowburn, D.K. Koltsov, A.O. Adeyeye, M.E. Welland, D.M. Tricker. *Phys. Rev. Lett.*, **83**, 1042 (1999). DOI: 10.1103/PhysRevLett.83.1042
- [2] K.L. Metlov, Y. Lee. *Appl. Phys. Lett.*, **92**, 11 (2008). DOI: 10.1063/1.2898888
- [3] Д.А. Татарский, В.Л. Миронов, А.А. Фраерман. *ЖЭТФ*, **142**, 366 (2023). DOI: 10.31857/S0044451023030082
- [4] K.S. Buchanan, P.E. Roy, M. Grimsditch, F.Y. Fradin, K.Yu. Guslienko, S.D. Bader, V. Novosad. *Nat. Phys.*, **1**, 172 (2005). DOI: 10.1038/nphys173
- [5] К.Л. Метлов. Письма в ЖЭТФ, **118**, 95 (2023). DOI: 10.31857/S1234567823140057
- [6] D.A. Tatarskiy, A.N. Orlova, E.V. Skorokhodov, I.Yu. Pashenkin, V.L. Mironov, S.A. Gusev. *JMMM*, **590**, 171580 (2024). DOI: 10.1016/j.jmmm.2023.171580
- [7] M. Schneider, H. Hoffmann, J. Zweck. *Appl. Phys. Lett.*, **77**, 2909 (2000). DOI: 10.1063/1.1320465
- [8] S.A. Nepijko, G. Schönhense. *Appl. Phys. A*, **96**, 671 (2009). DOI: 10.1007/s00339-009-5131-4
- [9] M. Schneider, H. Hoffmann, J. Zweck. *Appl. Phys. Lett.*, **79**, 3113 (2001). DOI: 10.1063/1.1410873
- [10] P. Vavassori, N. Zaluzec, V. Metlushko, V. Novosad, B. Ilic, M. Grimsditch. *Phys. Rev. B*, **69**, 214404 (2004). DOI: 10.1103/PhysRevB.69.214404
- [11] С.А. Гусев, Д.А. Татарский, А.Ю. Климов, В.В. Рогов, Е.В. Скороходов, М.В. Сапожников, Б.А. Грибков, И.М. Нефёдов, А.А. Фраерман. *ФТТ*, **55**, 435 (2013).
- [12] С.Н. Вдовичев, Б.А. Грибков, С.А. Гусев, В.Л. Миронов, Д.С. Никитушкин, А.А. Фраерман, В.Б. Швецов. *ФТТ*, **48**, 1791 (2006).
- [13] S. Ma, C. Con, M. Yavuz, Bo Cui. *Nanoscale Res. Lett.*, **6** (1), 446 (2011). DOI: 10.1186/1556-276X-6-446
- [14] B. Bilenberg, M. Schøler, P. Shi, M.S. Schmidt, P. Bøggild, M. Fink, C. Schuster, F. Reuther, C. Gruetzner, A. Kristensen. *J. Vac. Sci. Technol. B*, **24**, 1776 (2006). DOI: 10.1116/1.2210002
- [15] S.M. Lewis, G.A. DeRose, H.R. Alty, M.S. Hunt, N. Lee, J.A. Mann, R. Grindell, A. Wertheim, L. De Rose, A. Fernandez, C.A. Muryn, G.F.S. Whitehead, G.A. Timco, A. Scherer, R.E.P. Winpenny. *Adv. Func. Mater.*, **32**, 2202710 (2022). DOI: 10.1002/adfm.202202710
- [16] R. Andok, K. Vutova, A. Bencurova, I. Kostic, E. Koleva. *J. Phys.: Conf. Ser.*, **2443**, 012006 (2023). DOI: 10.1088/1742-6596/2443/1/012006
- [17] K. Kato, Y. Liu, Sh. Murakami, Y. Morita, T. Mori. *Nanotech.*, **32**, 485301 (2021). DOI: 10.1088/1361-6528/ac201b
- [18] I. Zailer, J.E.F. Frost, V. Chabasseur-Molyneux, C.J.B. Fordand, M. Pepper. *Semicond. Sci. Technol.*, **11**, 1235 (1996). DOI: 10.1088/0268-1242/11/8/021
- [19] H. Yang, A. Jin, Q. Luo, J. Li, Ch. Gu, Z. Cui. *Microelectron. Engineer.*, **85**, 814 (2008). DOI: 10.1016/j.mee.2008.01.006
- [20] P. Schnauber, R. Schmidt, A. Kaganskiy, T. Heuser, M. Gschrey, S. Rodt, S. Reitzenstein. *Nanotech.*, **27**, 195301 (2016). DOI: 10.1088/0957-4484/27/19/195301
- [21] D.A. Tatarskiy, N.S. Gusev, S.A. Gusev. *Ultramicroscopy*, **253**, 113822 (2023). <https://doi.org/10.1016/j.ultramic.2023.113822>
- [22] Д.Г. Реунов, Н.С. Гусев, М.С. Михайленко, Д.В. Петрова, И.В. Малышев, Н.И. Чхало. *ЖТФ*, **93** (7), 1032 (2023). DOI: 10.21883/JTF.2023.07.55765.105-23
- [23] R. Heilbronner. *Tectonophysics*, **212**, 351 (1992). DOI: 10.1016/0040-1951(92)90300-U
- [24] B. Zang, K. Suzuki, A. Liu. *Mater. Characterization*, **142**, 577 (2018).
- [25] A. Vansteenkiste, J. Leliaert, M. Dvornik, M. Helsen, F. Garcia-Sanchez, B. Van Waeyenberg. *AIP Adv.*, **4**, 107133 (2014). DOI: 10.1063/1.4899186
- [26] S. McVitie, M. Cushley. *Ultramicroscopy*, **106**, 423 (2006). DOI: 10.1016/j.ultramic.2005.12.001