

01.05.12

Влияние особенностей магнитной структуры на гистерезисные свойства наночастиц α -Fe/FeO_x типа ядро-оболочка

© Г.Ю. Мельников, И.В. Бекетов, А.И. Дубанова, Е.А. Бурбан, Г.В. Курляндская

Уральский федеральный университет,
Екатеринбург, Россия

E-mail: grisha2207@list.ru

Поступила в Редакцию 6 марта 2026 г.

В окончательной редакции 9 марта 2026 г.

Принята к публикации 13 марта 2026 г.

Сферические магнитные наночастицы (МНЧ) α -Fe/FeO_x типа ядро-оболочка были получены электрофизическим методом электрического взрыва проволоки. Такие системы интересны как с фундаментальной точки зрения, так и в свете различных приложений. Их структурные и магнитные свойства были исследованы различными методами и использованы в качестве параметров микромагнитной модели. В рамках микромагнитного моделирования исследовалось влияние диаметра ядра (α -Fe) и параметров оксидной оболочки (FeO_x) на особенности магнитной структуры и петель магнитного гистерезиса. Показано, что увеличение коэрцитивной силы для МНЧ данного типа связано с формированием вихревой магнитной структуры. Продemonстрировано влияние состава оксидной нанокристаллической оболочки (γ -Fe₂O₃ или Fe₃O₄) на особенности магнитного гистерезиса.

Ключевые слова: магнитные наночастицы железа, микромагнитное моделирование, электрический взрыв проволоки, ядро-оболочка, магнитные свойства.

DOI: 10.61011/FTT.2026.08.63683.7NN

1. Введение

Магнитные наночастицы (МНЧ) на основе железа (α -Fe) и его оксидов (магнетита Fe₃O₄, маггемита γ -Fe₂O₃) имеют высокий потенциал для использования в технологических приложениях в биомедицине [1,2]. Оксиды железа, обладая химической стабильностью и высокой степенью биосовместимости, активно используются для МРТ-диагностики, измерения кровотока, магнитной гипертермии, адресной доставки лекарств и магнитного биодетектирования [3–5].

Наночастицы чистого железа (α -Fe) характеризуются значительной химической активностью и цитотоксичностью, последнее предполагает необходимость создания поверхностного покрытия или инкапсуляции, т.е. реализацию дополнительных технологических процедур. Тем не менее, их ключевым преимуществом является высокая намагниченность насыщения. Высокая токсичность связана со способностью металлического железа окисляться, связывая кислород, что, однако, может быть использовано при разработке специальных терапевтических методов, основанных на подавлении роста опухолей и бактерий за счет создания локального кислородного голодания в зоне терапии. Для других медицинских применений, таких как адресная доставка лекарств, гипертермия, магнитное биодетектирование, снижение цитотоксичности достигается методами инкапсуляции и пассивации, т.е. формирования на поверхности биосовместимого слоя, например, оксидной оболочки Fe₃O₄ или γ -Fe₂O₃ [6,7].

Для медицинских целей необходимо получение крупных партий материала со строго определенными характеристиками [8]. Большинство современных методов получения МНЧ относятся к химическому синтезу [9]. В то же самое время особое внимание технологов и исследователей было обращено на электрофизические высокопроизводительные методы получения МНЧ, такие как лазерное испарение мишени и электрический взрыв проволоки (ЭВП). ЭВП позволяет получать большие партии сферических МНЧ с заданными размерами и варьируемой толщиной оксидной оболочки в зависимости от состава рабочей атмосферы, используемой в процессе синтеза [10–11].

Поскольку существующие методы получения МНЧ позволяют создавать не монодисперсные ансамбли, а партии с неизбежным разбросом частиц по размерам (полидисперсность), экспериментальный анализ магнитных свойств одной частицы (особенностей магнитного гистерезиса, магнитной доменной структуры) становится трудоемким. В этом контексте микромагнитное моделирование становится востребованным и очень эффективным инструментом. Сочетание численного моделирования с экспериментальной верификацией позволяет детально изучить процессы перемагничивания для частиц с различными размерами и параметрами поверхности и значительно ускорить разработку оптимизированных материалов для наномедицины [11].

Микромагнитное моделирование наночастиц Fe является актуальным направлением, которое рассматривается и в других работах. Однако авторы в основном фокусируются на частицах α -Fe размером порядка 10–30 nm,

часто не учитывая их реальную структуру [12–14]. Реальные ансамбли из получаемых частиц могут характеризоваться достаточно широким разбросом по диаметру (от 1 до 230 nm) и иметь сложную структуру как фазовую, так и магнитную, например, оксидную оболочку и спин-фрустрированный поверхностный магнитный слой.

В данной работе партия наночастиц Fe/FeO_x типа ядро-оболочка была получена методом электрического взрыва проволоки. Проведена аттестация их структуры и магнитных свойств, на основе которых были построены микромагнитные модели. Целью работы являлось установление закономерностей влияния размера ядра и состава оксидной оболочки на магнитные свойства наночастиц Fe/FeO_x для последующего прогнозирования свойств ансамбля с помощью микромагнитного моделирования.

2. Методики измерений и образцы

Наночастицы железа были синтезированы методом ЭВП на установке, разработанной и изготовленной в Институте электрофизики РАН (Екатеринбург, РФ) [3,10]. Установка для синтеза состояла из взрывной камеры, циклона для отделения частиц крупной фракции от мелкой и фильтра для сбора фракции более мелких частиц. Камера была заполнена газовой смесью аргона (70 %) и азота (30 %) при рабочем давлении 0.12 МПа. Газовая турбина поддерживала непрерывную циркуляцию газа со скоростью потока 150 l/min. Стальная проволока марки ст3 с диаметром поперечного сечения 0.47 mm и низким содержанием углерода (0.07 wt. %) (MS Grupp, Москва, РФ) подавалась во взрывную камеру из катушки, расположенной в верхней части устройства. Во время взрыва использовался рабочий отрезок проволоки длиной 89 mm, испарение которого происходило за один импульс при напряжении 30 kV длительностью 2 μ s. Эта часть проволоки испарялась при разрядке конденсатора, а затем пары конденсировались в форме неагломерированных сферических наночастиц металлического железа. Крупная фракция синтезированного материала осаждалась в циклоне, а мелкая — в фильтре. Порошок пассивировали потоком кислорода (~ 0.5 cm³/s) до вскрытия установки, чтобы избежать самовозгорания при контакте с атмосферным кислородом. В результате чего получались сферические МНЧ Fe/FeO_x типа ядро-оболочка.

Рентгеноструктурный анализ (РФА) проводили с использованием стандартного дифрактометра (Bruker D8 Discover, Bruker Corporation, Billerica, MA, USA), работающим с излучением Cu-K α с длиной волны $\lambda = 1.5418$ Å. Количественный анализ проводили с помощью программного обеспечения TOPAS-3. Средний размер или область когерентного рассеяния (ОКР) оценивался с помощью формулы Шеррера. Просвечивающая электронная микроскопия (ПЭМ) проводилась с использованием электронного микроскопа JEOL JEM2100

(JEOL Corp., Tokyo, Japan), работающего при напряжении 200 kV. Размер нанозерен оксидов железа, формирующих оболочки, измерялся с использованием снимков прямого разрешения, которые были подвергнуты фурье-фильтрации в программе Gatan Digital Micrograph. Магнитные свойства наночастиц железа исследовали с помощью вибрационного магнитометра Lake Shore Cryotronics (VSM, Lake Shore 7404, Westerville, OH, USA) при комнатной температуре [11].

Микромагнитное моделирование проводилось в программном пакете Mumax3 (версия 3.11) [15] посредством численного решения уравнения Ландау–Лифшица–Гильберта методом конечных разностей на трехмерной расчетной сетке. Размер ячейки составлял $1 \times 1 \times 1$ nm³. Расчеты нисходящей ветви петли магнитного гистерезиса (от 1 Т до –1 Т) проводились с использованием графического процессора Asus GeForce RTX 4060 Ti. Полная петля гистерезиса была получена отражением нисходящей ее ветви относительно оси OY. В данной работе учитывались следующие вклады в энергию: энергия Зеемана, энергия обменного взаимодействия, магнитостатическая энергия, энергия магнито-кристаллической анизотропии. Каждая микромагнитная модель представляла собой изолированную наночастицу; таким образом, диполь-дипольное взаимодействие между излучением Cu-K α наночастицами не учитывалось, а магнитостатическая энергия определялась только размагничивающими полями.

3. Результаты и их обсуждение

По данным РФА, частицы содержат 96 % α -Fe и 4 % FeO_x. Анализ ПЭМ изображений показывает, что частицы имеют выраженную сферическую форму с малой степенью дефектности (рис. 1, *a, b*). Среднечисленный (d_m) и средневзвешенный (d_w) размеры частиц, определенные по данным ПЭМ, составили 50 nm и 130 nm соответственно (рис. 1, *d*). Здесь σ — параметр формы, представляющий собой стандартное отклонение натурального логарифма случайной величины и N_0 — общее количество частиц. Детальная аттестация физических параметров ансамбля МНЧ представлена в работе [11]. Частицы имеют структуру типа ядро-оболочка: средняя толщина оболочки составила 6 nm, а средний размер зерен, формирующих нанокристаллическую оболочку — 8 nm (рис. 1, *c*).

Согласованность толщины оболочки и среднего размера зерен указывает на то, что в большинстве случаев железное ядро покрыто монослоем оксидных наночастиц, что подтверждается данными высокого разрешения ПЭМ (рис. 1, *b*).

На основе изображений ПЭМ были построены следующие микромагнитные модели с параметрами соответствующими комнатной температуре 293 К: (1) частицы α -Fe с диаметром от 10 nm до 230 nm; (2) частицы α -Fe/FeO_x, состоящие из ядра α -Fe с диаметром от

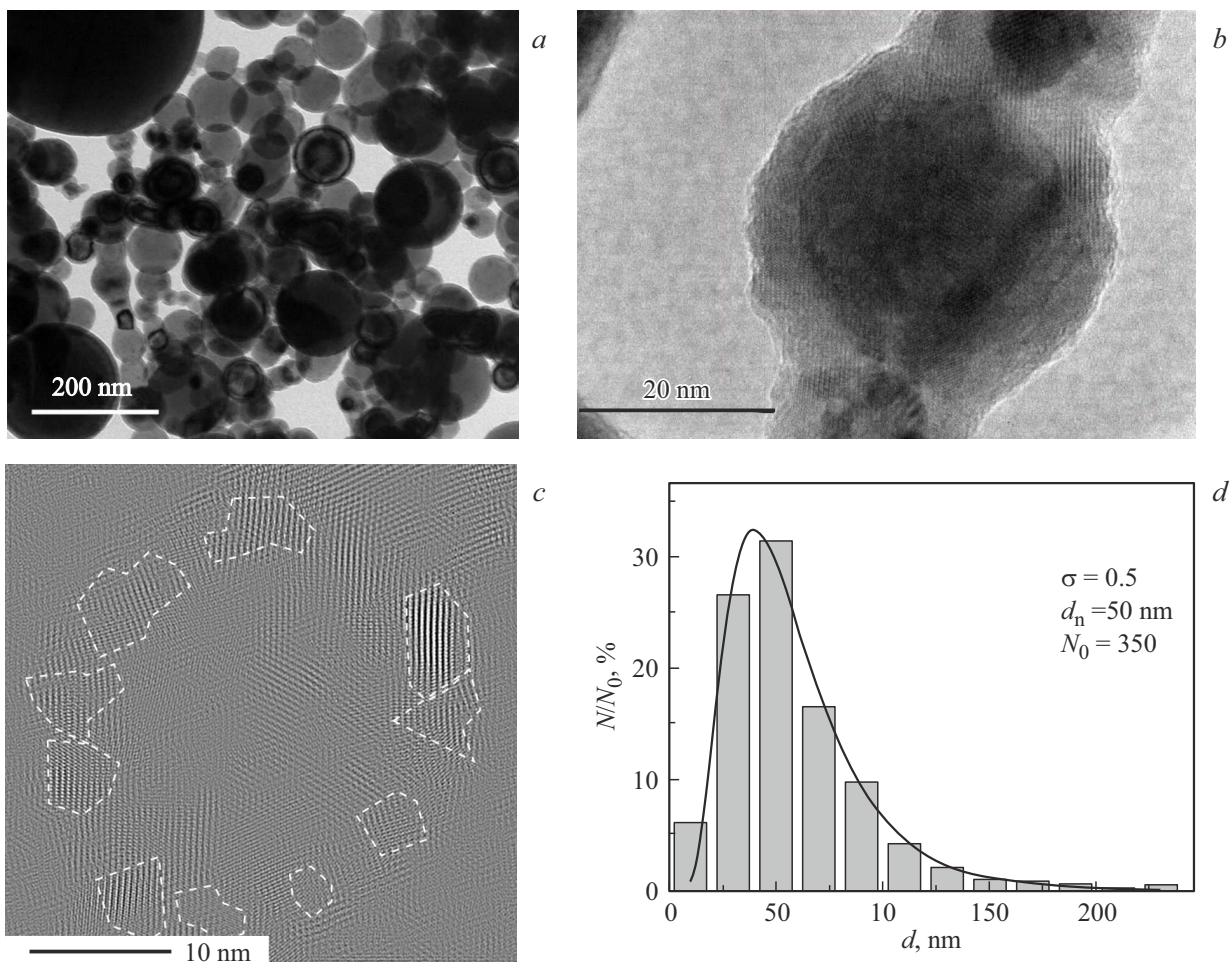


Рис. 1. Изображение ПЭМ частиц ЭВП: (а) ансамбль наночастиц; (b) ПЭМ снимок частицы ядро-оболочка; (с) снимок частицы после Фурье-фильтрации, пунктиром выделены приблизительные границы оксидных нанозерен оболочки. (d) количественное распределение МНЧ по размерам — аппроксимация логнормальным законом.

10 до 70 nm, нанокристаллической оболочки $\gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3$, либо Fe_3O_4 с одним слоем нанокристаллитов размером $d = 5\text{ nm}$ и поверхностного спин-фрустрированного слоя (рис. 2). Подобный выбор оболочки обусловлен тем, что в реальности оксидная поликристаллическая оболочка может состоять из нанокристаллитов сложного состава [16], содержащих как маггемит $\gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3$, так и магнетит Fe_3O_4 . Поскольку на данном этапе нет возможности экспериментально определить структуру оболочки более подробно, в модели были рассмотрены две пограничные ситуации: оболочка состоит только из $\gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3$ либо только из Fe_3O_4 . Данные материалы относятся к классу ферромагнитных материалов.

Поверхностный слой оболочки толщиной $\sim 1.6\text{ nm}$ (что соответствует примерно 2 постоянным решетки FeO_x) характеризуется высокой плотностью дефектов и нарушенной координацией атомов, что вызывает фрустрацию магнитных моментов [16,17]. Параметры микромагнитного моделирования указаны в таблице.

В рамках микромагнитного моделирования внешнее магнитное поле было ориентировано вдоль оси OX,

Параметры микромагнитного моделирования

Материал	A_{ex} , pJ/m	M_s , MA/m	K_{c1} , kJ/m ³	K_{c2} , kJ/m ³
$\alpha\text{-Fe}$	21	1.71	48	0.2
$\gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3$	10	0.37	5.0	—
Fe_3O_4	10	0.48	−10	—
Поверхностный слой	−10	0.04	—	—

совпадающей с одной из осей магнитокристаллической анизотропии $\alpha\text{-Fe}$ -ядра (рис. 2).

Для расчета обменного взаимодействия между различными материалами (ядром $\alpha\text{-Fe}$ и оболочкой FeO_x , а также между нанокристаллитами самой оболочки) использовалась модель усреднённой константы обменного взаимодействия: $A_{ij} = 2A_iA_j/(A_i + A_j)$ (где A_n — константа обменного взаимодействия одной из фаз) [15]. Однако реальная межфазная граница обладает сложной

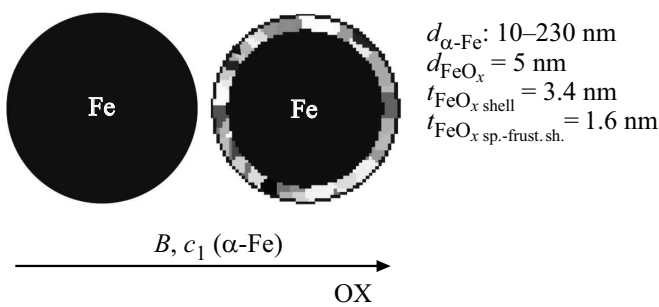


Рис. 2. Геометрия микромагнитной модели для наночастиц α -Fe и Fe/FeO_x. $d_{\alpha\text{-Fe}}$ — диаметр ядра, d_{FeO_x} — диаметр зерен FeO_x, $t_{\text{FeO}_x \text{ shell}}$ — толщина нанокристаллического слоя FeO_x, $t_{\text{FeO}_x \text{ sp.-frust.sh.}}$ — толщина поверхностного спин-фрустрированного слоя, c_1 — направление одной из осей кубической магнитокристаллической анизотропии α -Fe, B — направление внешнего магнитного поля. Параметры моделирования приведены в таблице. A_{ex} — константа обменного взаимодействия, M_s — намагниченность насыщения, K_{c1} , K_{c2} — константы кубической магнитокристаллической анизотропии 1 и 2 порядка.

микроструктурой, которая может существенно модифицировать обменную связь. Учитывая трудности точного определения магнитных параметров таких границ [16,17], на данном этапе исследований в работе принято допущение об их ослабляющем влиянии, что реализовано уменьшением расчётного значения A_{ij} на 10%.

Добавление к ядру α -Fe $d = 40$ nm оксидной оболочки, состоящей из одного слоя нанозерен толщиной 5 nm со случайным направлением одноосной магнитной анизотропии, приводит к следующим изменениям петли магнитного гистерезиса. Форма петли вблизи нуля сохраняется, однако уменьшается остаточная намагниченность и увеличивается коэрцитивная сила (α -Fe — 9 мТ; γ -Fe₂O₃ — 11 мТ, Fe₃O₄ — 18 мТ) (рис. 3, *a, b*). Вблизи поля насыщения добавление оболочки приводит к сглаживанию скачка, ответственного за резкий переход ядра α -Fe из состояния однородной намагниченности до состояния с вихревой магнитной структурой. Вихревая магнитная структура все еще сохраняется, но она становится менее выражена (рис. 3, *c*). Как было показано ранее [11], перемагничивание частиц α -Fe (при уменьшении поля от поля магнитного насыщения до поля коэрцитивной силы) происходит за счет вращения магнитных моментов „вихря“ при этом „сердцевина“ меняет направление намагниченности скачком в области H_c , когда магнитные моменты области „вихря“ коллиниарны внешнему полю. При наличии оболочки, появляется дополнительный вклад, удерживающий магнитные моменты вихря. Состояние, при котором происходит смена направления намагниченности „сердцевины“, достигается в более высоких полях H_c .

Еще одна особенность связана с тем, что величина относительной намагниченности M/M_s в состоянии на-

сыщения меньше 1 для наночастиц с оксидной оболочкой (рис. 3, *b*). Это обусловлено спин-фрустрированным поверхностным слоем, наличие которого подтверждается на эксперименте [15,16]. В данной работе поверхностный слой задан в предположении отрицательного обменного взаимодействия между соседними спинами (см. таблицу), что позволяет правильно качественно описать эффект, но не обеспечивает количественное согласие. Для более полного описания системы в будущем планируется учесть параметры оболочки с помощью атомистического моделирования.

Зависимость петель магнитного гистерезиса и магнитной структуры от диаметра ядра показана на примере частиц без оболочки (α -Fe) (рис. 4, *a*) и частиц ядро/оболочка (α -Fe/ γ -Fe₂O₃) (рис. 4, *b*). Критический диаметр однодоменности для α -Fe $D_c \approx 15$ nm [18] согласуется с расчетной магнитной структурой частиц (рис. 4, *c*). Значение коэрцитивной силы частиц α -Fe $d = 10$ nm порядка $H_c = 50$ мТ (рис. 4, *a*), что также согласуется с микромагнитными расчетами и с моделью Стонера–Вольфарта, приведенными в других работах [12,19].

Можно отметить интересную тенденцию: при увеличении диаметра α -Fe до 30 nm магнитная структура частицы переходит в двухдоменное состояние с уменьшением коэрцитивной силы до $H_c = 3$ мТ (рис. 4, *d*), что связано с включением дополнительного механизма перемагничивания — смещения границ магнитных доменов. Однако при дальнейшем увеличении размера, магнитная структура переходит в вихревую, и коэрцитивная сила увеличивается, формируя максимум при $d = 70$ nm ($H_c = 64$ мТ). Далее рост размера диаметра МНЧ до $d = 230$ nm приводит к спаду H_c , но вихревая магнитная структура сохраняется [11].

Следует отметить, что классическая зависимость коэрцитивной силы от диаметра частицы $H_c(d)$ для α -Fe с явно выраженным одиночным пиком в области однодоменности [20] не описывает наблюдаемый локальный максимум H_c в области вихревых состояний (70 nm) (рис. 4, *d*). Это связано с тем, что данная эмпирическая оценка не учитывает типы магнитных структур (вихри, многодоменные конфигурации), которые могут реализовываться в наночастицах в зависимости от формы, размера и типа анизотропии. Так, например, в работе [21] показано, что двухдоменное и трехдоменное состояния кубических наночастиц железа могут формироваться благодаря вихревым структурам разного типа в зависимости от размера частиц и их магнитных характеристик. Следовательно, тип магнитной структуры будет в свою очередь влиять и на величину коэрцитивной силы. В отличие от эмпирического подхода, микромагнитное моделирование позволяет более точно учесть различные вклады в энергию системы. Моделирование в данной работе проводилось для частиц с размерами, соответствующими реальному ансамблю (включая крупные частицы от 70 до 230 nm), что позволило выявить сложную зависимость $H_c(d)$, обусловленную сменой вихревых

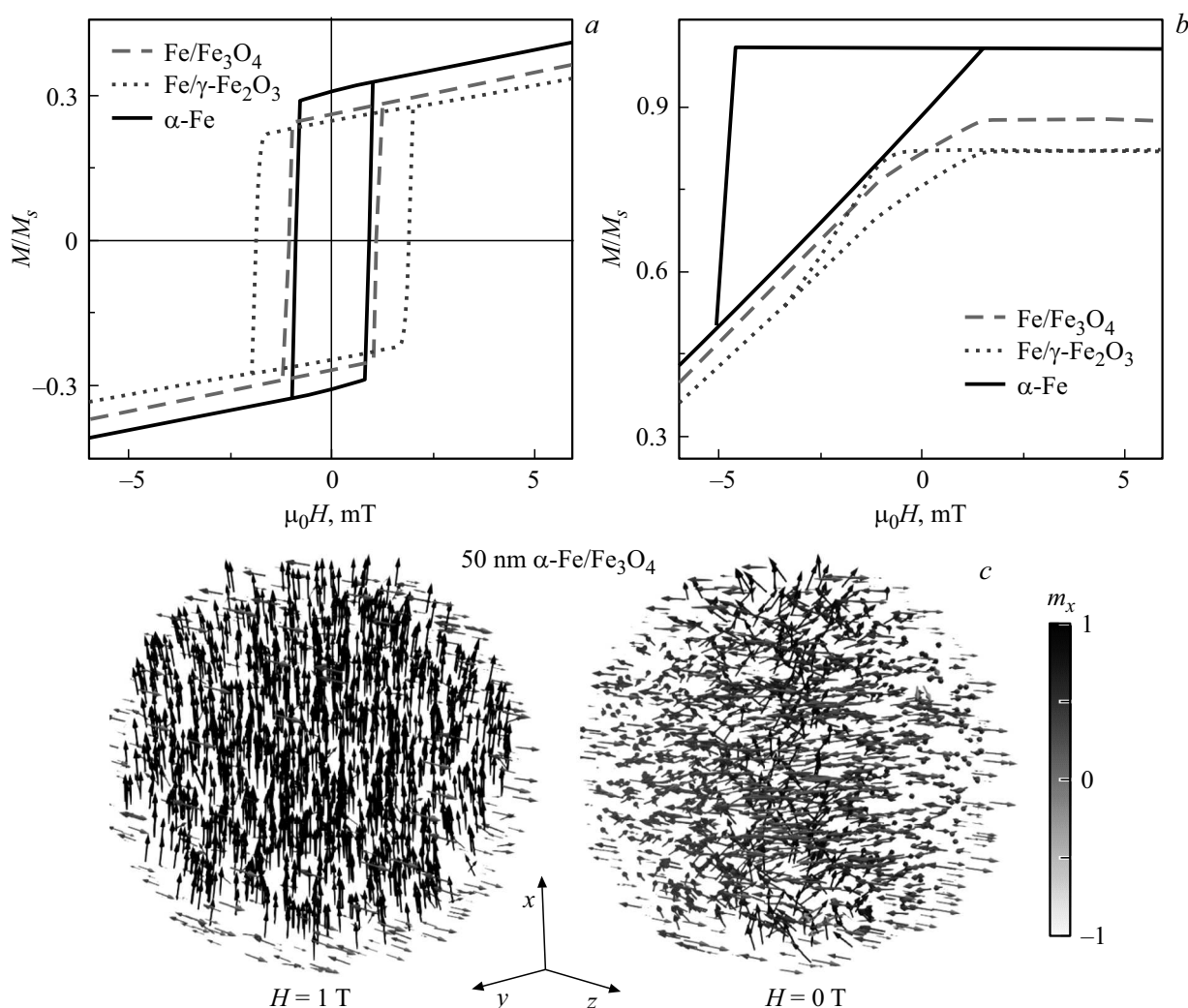


Рис. 3. Расчетные петли магнитного гистерезиса (a, b); Магнитная структура частицы $d = 50$ nm α -Fe/Fe₃O₄ (диаметр α -Fe 40 nm, толщина оболочки Fe₃O₄ 5 nm) при разных полях (c).

конфигураций. Полученные результаты согласуются с данными других работ [12,22].

Подобная тенденция с изменением магнитной структуры в зависимости от диаметра ядра α -Fe наблюдается и для частиц α -Fe/γ-Fe₂O₃ (рис. 4, c). Причем в зависимости от размера ядра, оксидная оболочка может приводить как к увеличению, так и к уменьшению коэрцитивной силы по сравнению с частицами α -Fe. Для малых частиц α -Fe/γ-Fe₂O₃ объемная доля оболочки становится сопоставима с ядром, что приводит к различного рода особенностям магнитных свойств. Оболочка γ-Fe₂O₃ не изменяет однодомного состояния ядра α -Fe, но приводит к задержке перемагничивания. Это обуславливает значительный рост коэрцитивной силы до $H_c = 2500$ mT для частиц α -Fe/γ-Fe₂O₃ с диаметром ядра α -Fe $d = 10$ nm. Частицы α -Fe/γ-Fe₂O₃ с $d = 40$ nm характеризуются локальным минимумом $H_c = 5$ mT. Максимальное различие наблюдается для частиц с $d = 50$ nm. При дальнейшем увеличении диа-

метра, коэрцитивная сила частиц α -Fe/γ-Fe₂O₃ становится близкой к коэрцитивной силе α -Fe. Это объясняется тем, что объемная доля оксидного слоя γ-Fe₂O₃ становится мала по сравнению с ядром α -Fe, и при увеличении диаметра магнитные свойства частиц α -Fe/γ-Fe₂O₃ и α -Fe становятся близки друг к другу.

Полученные данные могут быть использованы для последующего создания цифрового двойника ансамбля невзаимодействующих частиц α -Fe/FeO_x, а также для проектирования дизайна структуры частиц с настраиваемыми свойствами для различных приложений. Например, увеличивая подачу кислорода при пассивации поверхности в процессе синтеза, можно изменять соотношение фаз магнетита и маггемита в оболочке [10,11], тем самым варьируя коэрцитивную силу. Петля магнитного гистерезиса слабовзаимодействующего ансамбля наночастиц может быть предсказана на основе суперпозиции индивидуальных петель гистерезиса для частиц различных размеров. Поскольку распределение частиц

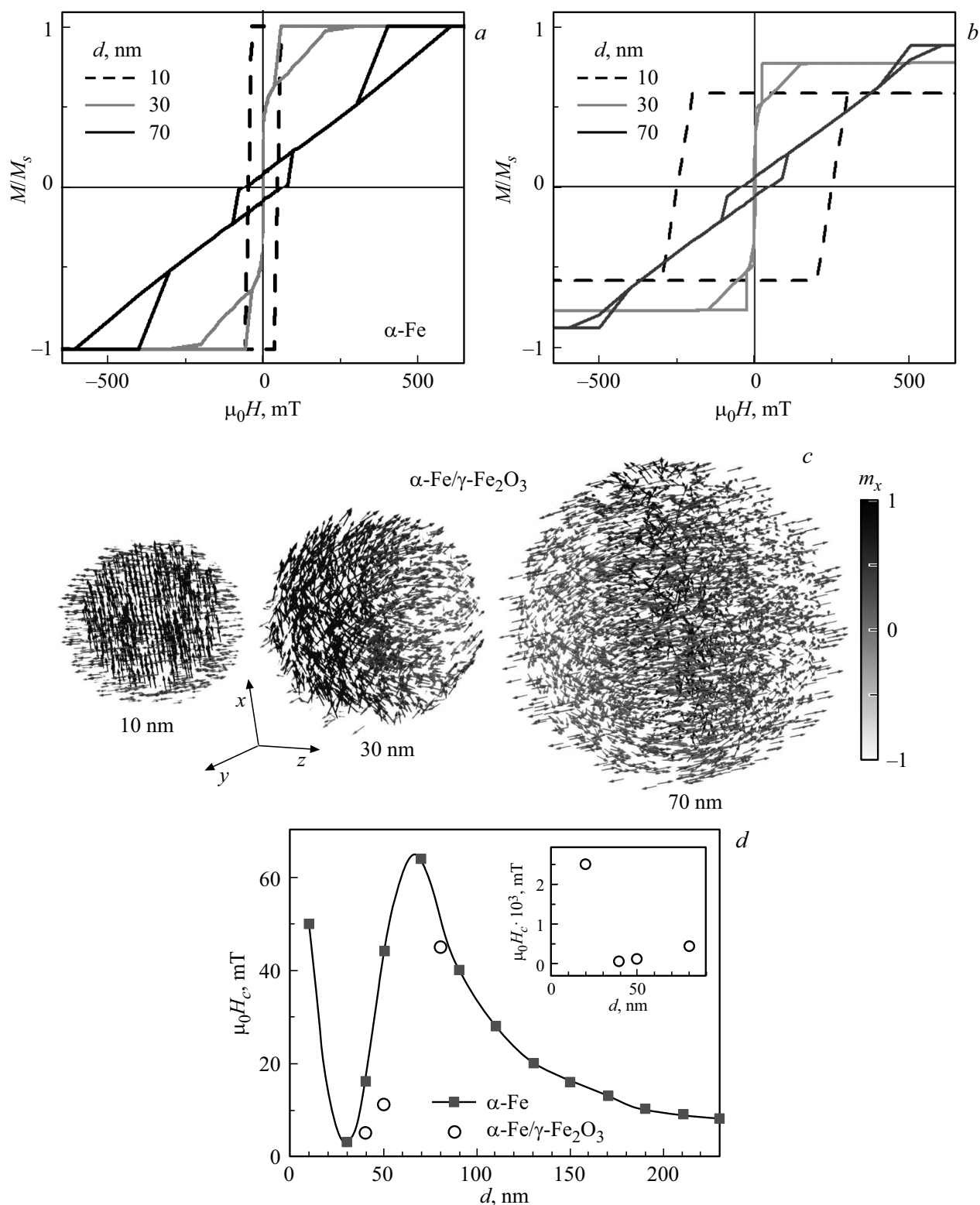


Рис. 4. Расчетные петли магнитного гистерезиса для частиц: (a) — α -Fe, (b) — α -Fe/ γ -Fe₂O₃; магнитная структура частиц α -Fe/ γ -Fe₂O₃ разного диаметра (10, 30, 70 nm слева направо) при $H = 0$ mT (c); зависимость коэрцитивной силы (H_c) от диаметра частицы (d).

по размерам контролируется условиями синтеза, данный подход позволяет напрямую связывать параметры синтеза с итоговыми магнитными свойствами материала.

4. Заключение

Сферические магнитные наночастицы α -Fe/FeO_x типа ядро-оболочка были получены методом ЭВП с подробной аттестацией их структуры и магнитных свойств. На основе данных ПЭМ были построены микромагнитные модели частиц для частиц α -Fe/FeO_x с диаметром $d = 50$ nm и разным составом поверхности (магнетит или маггемит с учетом спин-фрустрированного поверхностного слоя), а также α -Fe и α -Fe/ γ -Fe₂O₃ с диаметром в диапазоне от 10 nm до 230 nm.

Показано, что наличие оболочки FeO_x толщиной 5 nm увеличивает коэрцитивную силу частицы с 9 mT (для Fe₃O₄) до 18 mT (для γ -Fe₂O₃) по сравнению с МНЧ α -Fe. Установлено, что коэрцитивная сила частиц α -Fe и α -Fe/ γ -Fe₂O₃ немонотонно зависит от диаметра и характеризуется двумя пиками. Для частиц α -Fe максимальное значение $H_c = 64$ mT при $d = 70$ nm достигается за счет формирования вихревой магнитной структуры. Наличие оксидной оболочки γ -Fe₂O₃ не меняет общую тенденцию смены магнитных структур в зависимости от диаметра ядра α -Fe, но влияет на значение коэрцитивной силы. Эффект влияния максимален в нанодиапазоне и исчезает при переходе к более крупным размерам.

Финансирование работы

Результаты были получены в рамках выполнения государственного задания Минобрнауки России FEUZ-2026-0016.

Благодарности

Авторы благодарят А.И. Медведева и А.А. Юшкова за полезное сотрудничество.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] Q.A. Pankhurst, A.J. Connolly, S.K. Jones, J. Dobson. *J. Phys. D* 36, **13**, R167 (2003).
- [2] Г.И. Фролов, О.И. Бачина, М.М. Завьялова, С.И. Равочкин. *ЖТФ*, **78**, 8, 101 (2008).
- [3] Г.В. Курляндская, А.П. Сафронов, С.В. Щербинин, И.В. Бекетов, Ф.А. Бляхман, Э.Б. Макарова, М.А. Корч, А.В. Свалов. *Физика твердого тела*, **63**, 9, 1290 (2021).
- [4] G.Y. Melnikov, V.N. Lepalovskij, A.V. Svalov, A.P. Safronov, G.V. Kurylanskaya. *Sensors*, **21**, 3621 (2021).
- [5] F. Spizzo, P. Sgarbossa, E. Sieni, A. Semenzato, F. Dughiero, M. Forzan, R. Bertani, L. Del Bianco. *Nanomaterials*, **7**, 3621 (2017).
- [6] E. Alphandéry. *Drug Discov. Today*, **25**, 141 (2020).
- [7] C.I. Colino, C.G. Millán, J.M. Lanao. *Int. J. Mol. Sci.*, **19**, 3, 3 (2018).
- [8] J.H. Grossman, S.E. McNeil. *Phys. Today*, **65**, 38 (2012).
- [9] S.A.M.K. Ansari, E. Ficiara, F.A. Ruffinatti, I. Stura, M. Argenziano, O. Abollino, R. Cavalli, C. Guiot, F. D'Agata. *Materials*, **12**, 3, 465 (2019).
- [10] I.V. Bektov, A.P. Safronov, A.I. Medvedev, J. Alonso, G.V. Kurylanskaya, S.M. Bhagat. *AIP Adv.*, **2**, 022154 (2012).
- [11] G.Yu. Melnikov, E.A. Burban, A.V. Svalov, G.V. Kurylanskaya. *Magnetochemistry*, **11**, 7, 57 (2025).
- [12] L.G. Vivas, R. Yanes, D. Berkov, S. Erokhin, M. Bersweiler, D. Honecker, P. Bender, A. Michels. *Phys. Rev. Lett.*, **125**, 117201 (2020).
- [13] S.V. Komogortsev, S.V. Stolyar, A.A. Mokhov, V.A. Fel'k, D.A. Velikanov, R.S. Iskhakov. *Magnetochemistry*, **10**, 7, 47 (2024).
- [14] M. Galvis, V. Ballesteros, F. Mesa, J. Nisperuza, J. Restrepo. *Results in Physics*, **10**, 108460 (2025).
- [15] J. Leliaert, M. Dvornik, J. Mulkers, J. De Clercq, M.V. Milošević, B. Van Waeyenberge. *J. Phys. D Appl. Phys.*, **51**, 123002 (2018).
- [16] L.T. Kuhn, A. Bojesen, L. Timmermann, M.M. Nielse, S. Mørup. *J. Phys.: Condens. Matter*, **14**, 13551 (2002).
- [17] K. Fauth, E. Goering, L. Theil-Kuhn. *Mod. Phys. Lett. B*, **21**, 18, 1197 (2007).
- [18] J.M.D. Coey. *Magnetism and Magnetic Materials* (Cambridge University Press, New York, 2010), p. 628.
- [19] N.A. Usov, S.E. Peschany. *J. Magn. Magn. Mater.*, **174**, 247 (1997).
- [20] R. Skomski. *J. Phys.: Condens. Matter*, **15**, 20, R841 (2003).
- [21] W. Rave, K. Fabian, A. Hubert. *J. Magn. Magn. Mater.*, **190**, 3, 332 (1998).
- [22] A. Ehrmann, T. Blachowicz. *J. Magn. Magn. Mater.*, **475**, 727 (2019).

Редактор В.В. Емцев