

05.08.10.11

Селекция ферромагнитных наночастиц в процессе синтеза совершенных и дефектных углеродных нанотрубок каталитическим методом

© Е.И. Куницына^{1,2}, А.Д. Таланцев¹, Е.В. Дворецкая¹, В.В. Савин²², Р.Б. Моргунов^{1,2,3,¶}

¹ Федеральный исследовательский центр проблем химической физики и медицинской химии РАН, Черноголовка, Россия

² Балтийский федеральный университет им. Иммануила Канта, Калининград, Россия

³ Тамбовский государственный технический университет, Тамбов, Россия

¶E-mail: spintronics2022@yandex.ru

Поступила в Редакцию 21 ноября 2025 г.

В окончательной редакции 21 ноября 2025 г.

Принята к публикации 23 ноября 2025 г.

Обнаружено, что нанотрубки с дефектами содержат более крупные частицы core-shell Fe/Fe₃O₄ с большей коэрцитивной силой, чем совершенные нанотрубки, однако при этом относительная доля таких частиц в 4 раза меньше в дефектных нанотрубках при прочих равных условиях (скорость роста в бутаноле, температура).

Ключевые слова: частицы ядро—оболочка, нанокompозиты, рамановская спектроскопия, химическое осаждение из газовой фазы, волокна углеродных нанотрубок.

DOI: 10.61011/FTT.2025.11.62139.329-25

1. Введение

Углеродные нанотрубки (УНТ) представляют собой один из наиболее многообещающих классов наноструктур благодаря своим выдающимся электрическим, тепловым, механическим и структурным свойствам. В частности, способность УНТ к высокой проводимости, значительной удельной поверхности делает их привлекательными для широкого спектра применений — от композитных материалов и электродов до сенсоров и магнитных систем [1,2].

В последние годы внимание исследователей сместилось к модификации УНТ посредством включения металлических частиц в реакционную смесь при выращивании нанотрубок [3–5]. Это позволяет интегрировать магнитные, каталитические и/или ферромагнитные функции наночастиц в углеродную матрицу. УНТ, содержащие ферромагнитные металлические наночастицы, интересны тем, что могут выполнять следующие функции: 1) быть маркерами нанотрубок, позволяя по измерениям магнитных свойств материала судить о локальном окружении частиц и его изменении в различных процессах, 2) модифицировать нанотрубки, определяя условия их роста, в частности диаметр и многослойность, 3) создавать условия для эффектов близости (proximity), обеспечивая магнитное упорядочение спинов дефектов в самих нанотрубках, 4) выступать как магнитно-активные компоненты, управляющие проводимостью УНТ при намагничивании наночастиц. Такие системы привлекательны

для магнитных нанокompозитов, устройств записи, магнитного управления или катализа с магнитной сепарацией [6,7].

Поскольку магнетизм углеродных систем всегда связан с наличием дефектов в них, которые приводят либо к оборванным углеродным связям, либо являются дефектами магнитной примеси, можно ожидать, что взаимодействие совершенных УНТ и нанотрубок с дефектами с металлическими ферромагнитными наночастицами будет различаться, изменяя статистику декорирования нанотрубок наночастицами. В данной работе основной акцент сделан на установление роли дефектов в УНТ на магнитные свойства ансамбля наночастиц, ассоциированного с углеродными нанотрубками.

Может оказаться, что и присутствие ферромагнитных частиц влияет на рост УНТ. В контексте роста и обработки УНТ важно отметить, что контроль морфологии, числа стенок, диаметра и длины трубок остается ключевым для достижения высоких функциональных характеристик. В работах [8,9] показано, что можно контролировать тип УНТ (одностенные/многостенные) при получении, варьируя соотношение концентрации прекурсора и катализатора, а также температуру реакции. Поэтому мы контролировали степень дефектности и многослойность УНТ с помощью Рамановской спектроскопии.

Целью нашей работы является выявление влияния скорости формирования нанотрубок на получаемые размеры железных допирующих частиц и магнитные свойства волокон УНТ.

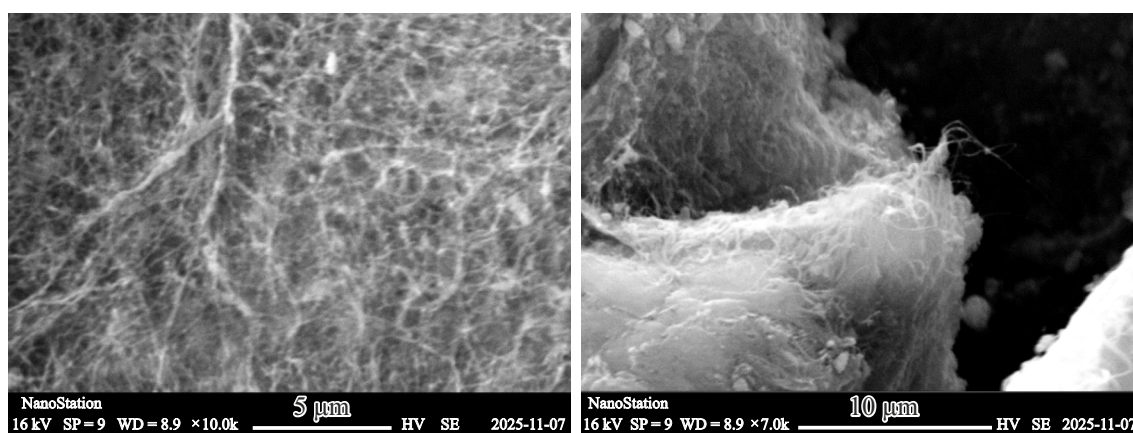


Рис. 1. Изображения волокон образца 1, полученные с помощью СЭМ.

2. Методика и образцы

Волокна углеродных нанотрубок были синтезированы в лаборатории методом химического осаждения из паровой фазы плавающего катализатора [8,9] в лабораторном реакторе вертикальной конфигурации с внутренним диаметром 70 mm и вводом прекурсоров сверху. Реактор был оснащен муллитовой трубчатой печью. Это одностадийный метод газофазного синтеза, при котором сборка очень длинных УНТ приводит к их спутыванию по мере роста, образуя аэрогель, который затем вытягивается из реактора и наматывается на катушку.

Прекурсоры вводились через инжекторную трубку с внешним диаметром 1.5 mm и внутренним диаметром 0.1 mm для раствора толуола (или бутанола) и ферроцена, а также с внешним диаметром 6 mm и внутренним диаметром 4 mm для испаренной серы, которая выходила через фланец реакторной трубки при температуре 100 °C.

В настоящей работе печь нагревалась до температуры 1300 °C. Условия синтеза были подобраны для исследования различных атомных соотношений серы и углерода, тогда как другие параметры, такие как скорость инъекции, расход водорода и т.д., поддерживались постоянными. Аэрогель УНТ извлекали на выходе из реактора и непрерывно собирали на бобине, вращающейся со скоростью 30–140 rpm, что соответствовало скоростям формирования волокон 6–28 m/min. Точное время сбора всех образцов фиксировалось секундомером. Затем нити аэрогеля конденсировали в автономном режиме (не снимая их с бобины) с помощью изопропилового спирта и оставляли сушиться на ночь. Дополнительное растяжение на этапах сбора и конденсации не применялось, что сохраняло внутреннюю ориентацию пучков УНТ в волокнах. (Для обеспечения воспроизводимости образцы волокон УНТ, полученные в течение первого часа работы реактора, были отбракованы.)

В работе сравниваются два типа прекурсоров: бутанол и толуол. Для УНТ, полученных из толуола, путем варьирования температуры реакции и соотношения S/C

подбирали режим стабильного формирования волокон, который оставался стабильным при повышении температуры. Для УНТ, полученных на основе бутанола, повышение температуры реакции приводило к нестабильному формированию волокон. Для обоих типов материалов скорость вытяжки была близка к оптимальной с точки зрения продольных свойств и простоты изготовления.

Процесс формирования углеродных нанотрубок можно описать с помощью теории термодинамического равновесия фаз, согласно которому зародышеобразование нанопроволоки представляется в виде траектории на изотермической фазовой диаграмме, начинающейся с конца катализатора и движущейся к компонентам нанопроволоки. Тройная диаграмма Fe–S–C при высокой температуре представляет собой богатую железом жидкость (L) и две несмешивающиеся жидкости, одна из которых богата углеродом (L_1), а другая — сульфидом (L_2). При высоком содержании углерода несмешивающиеся жидкости находятся в равновесии с твердым углеродом ($L_1+L_2+C(s)$). Предположительно, рост УНТ происходит при более низком содержании серы на границе раздела L и L_1+L_2 , где твердый углерод не находится в равновесии и, следовательно, выбрасывается в виде боковых стенок УНТ. Образование оболочки, содержащей серу, предсказывается фазовой диаграммой при охлаждении и наблюдается экспериментально. В предыдущих работах было показано для таких допированных УНТ, что чем выше соотношение S/C, тем больше количество стенок у каждой УНТ. При концентрации S/C 0.01% наблюдаются одностенные УНТ, сгруппированные вместе. Увеличение S/C увеличивает число слоев от 1 до 8 и уменьшает среднюю длину с 34 до 6 μ m.

В работе исследуются пять образцов: № 1 и 2 — прекурсор: бутанол, скорости формирования 6 и 20 m/min соответственно, № 3–5 — прекурсор: толуол, скорости формирования 7, 14 и 28 m/min соответственно.

Типичное изображение волокна, состоящего из нанотрубок, показано на рис. 1 для образца 1 с разным увеличением сканирующего электронного микроскопа (СЭМ).

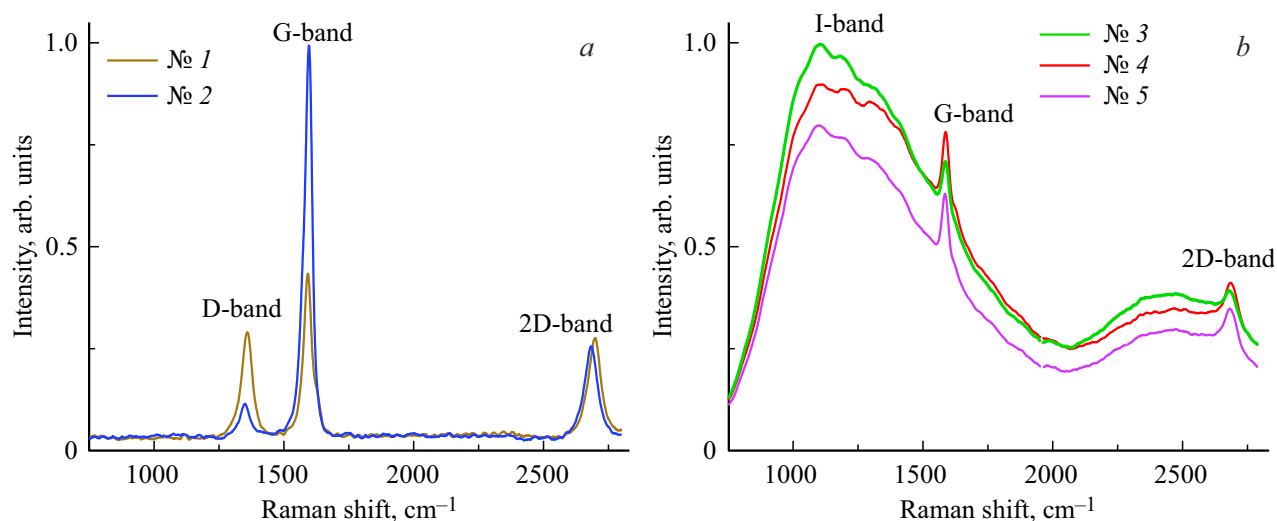


Рис. 2. Рамановские спектры образцов, полученных с использованием в качестве прекурсора а) бутанола в образцах 1 и 2 и б) толуола в образцах 3–5.

Таблица 1. Положения и ширины на полувысоте для максимумов рамановских спектров образцов 1–5

№ образца	D-пик		G-пик		2D-пик	
	Max, cm ⁻¹	FWHM, cm ⁻¹	Max, cm ⁻¹	FWHM, cm ⁻¹	Max, cm ⁻¹	FWHM, cm ⁻¹
1	1360	45	1592	34	2700	56
2	1349	42	1598	33	2682	54
3	—	—	1593	30	2692	65
4	—	—	1593	32	2695	66
5	—	—	1590	31	2695	66

Оптические свойства изучались с помощью спектрофотометра комбинационного рассеяния Confotec NR500 с лазером на длине волны 532 nm, объективом $\times 40$ и объективом Horiba LabRAM $\times 100$, решетками 600 line/mm, мощность лазера 50 mW. Спектры усреднялись по трем–пяти измерениям, записанным с разных областей образца для получения представлений о разбросе. Время записи спектра составляло 300 s. Магнитные измерения проводили с помощью магнитометра SQUID MPMS 5XL Quantum Design в диапазоне температур от 2 до 300 K и в магнитном поле от 0 до 50 kOe.

3. Экспериментальные результаты и обсуждение

3.1. Рамановская спектроскопия

На рис. 2 представлены спектры рамановского рассеяния образцов с различным типом прекурсоров: бутанола (рис. 2, а) и толуола (рис. 2, б).

В табл. 1 показаны положения максимумов пиков D, G и 2D (Max) и их ширина на полувысоте (FWHM) для всех образцов 1–5.

На спектрах образцов, полученных с помощью бутанола, имеется три пика (см. табл. 1). Соотношение амплитуд максимумов для образца 1: $J_D/J_G = 0.62$, $J_{2D}/J_D = 0.96$, для образца 2: $J_D/J_G = 0.08$, $J_{2D}/J_D = 2.83$.

Видно, что образцы, выращенные в бутаноле, 1 и 2, характеризуются более узкими пиками 2D и уширенными пиками G по сравнению с пиками образцов 3–5, выращенных в толуоле.

Пик при $\sim 1350 \text{ cm}^{-1}$ в литературе называют D-пиком. Он характеризует нарушенные sp^2 -связи в УНТ, ассоциирующиеся с дефектами. Образец 1 имеет более широкий и интенсивный D-пик, что говорит о том, что в нем выше концентрация дефектов и число функциональных групп по сравнению с образцом 2. G-пик ($\sim 1580\text{--}1600 \text{ cm}^{-1}$), отвечающий за упорядоченность структуры УНТ, также демонстрирует, что образец 2 имеет более совершенную структуру. И, наконец, 2D-пик ($\sim 2700 \text{ cm}^{-1}$) являющийся индикатором числа стенок, у образца 2 смещен в меньшие длины волн

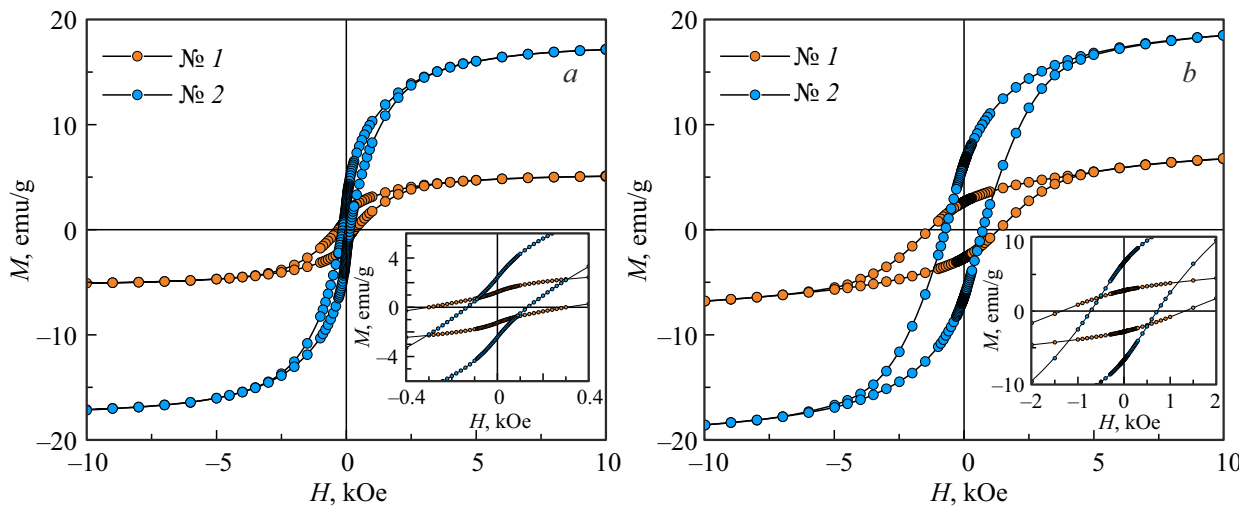


Рис. 3. Зависимости намагниченности от поля для образцов 1 и 2, полученных с использованием бутанола при а) 300 К и б) 2 К.

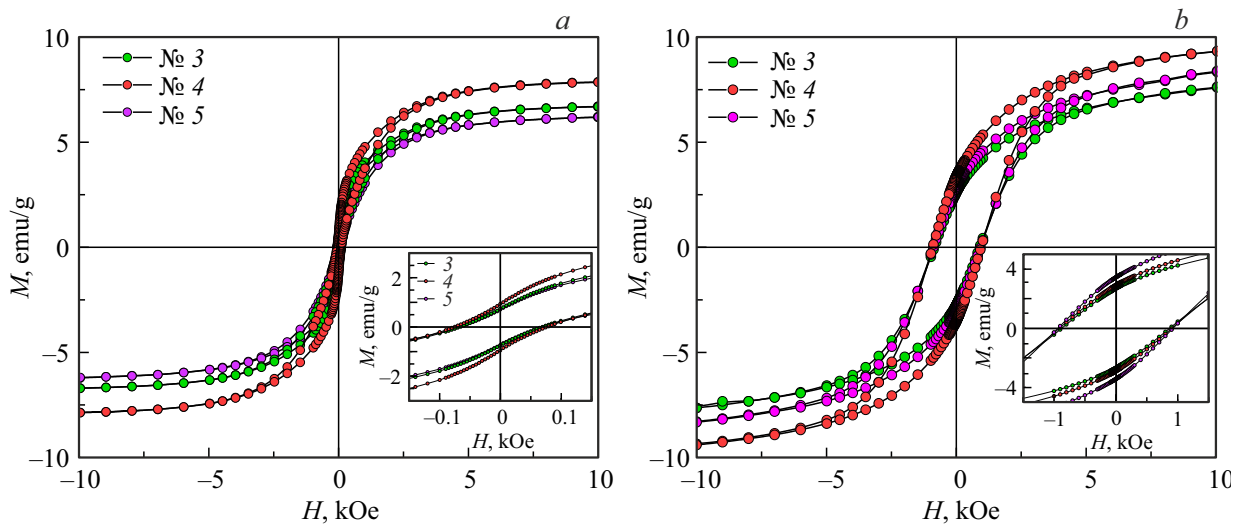


Рис. 4. Зависимости магнитного момента от поля для образцов 3–5, полученных с использованием в качестве прекурсора толуола при а) 300 К и б) 2 К.

(2682 cm^{-1}), что типично для одностенных, либо малостенных УНТ (см. табл. 1). В образце 1 пик 2D шире, что указывает на перекрытие сигналов от разных стенок (характерно для многостенных УНТ или дефектных пучков УНТ). Можно предположить, что в образце 1 доля одностенных УНТ не превышает 40%, а в образце 2 доля одностенных УНТ — 90–95%.

Для всех образцов толуоловой серии наблюдалось широкое двойное гало с максимумами при 1100 cm^{-1} и 2500 cm^{-1} , которые могут говорить о наличии большого количества аморфного углерода („I-band“) или, реже, о сильной модификации УНТ посторонними частицами [10].

3.2. СКВИД-магнитометрия

На рис. 3 представлены петли гистерезисов намагниченности M образцов 1 и 2 с прекурсором: бутанола

при температуре 300 К (рис. 3, а) и 2 К (рис. 3, б). Видно, что для образцов, полученных с прекурсором бутанола (рис. 3, а), наблюдается сильная зависимость коэрцитивной силы от скорости вытягивания волокна: с ростом скорости в ~ 3 раза в образце 2 наблюдается двукратное уменьшение коэрцитивной силы и увеличение намагниченности насыщения M_s в ~ 3 раза. Если пренебречь вкладом окисленной оболочки и принять, что намагниченности насыщения железного ядра наночастицы при комнатной температуре $M_s(\text{Fe}) \approx 200\text{--}220\text{ emu/g}$, то, учитывая разную намагниченность насыщения образцов 1 и 2, содержание железа по массе в них будет ~ 2 и $\sim 8\%$ соответственно.

На рис. 4 представлены петли гистерезисов образцов 3–5, полученных с использованием в качестве прекурсора толуола, при а) 300 К и б) 2 К. Рост магнитной анизотропии при уменьшении температуры ожидаемо приводит к увеличению коэрцитивной силы, которая

Таблица 2. Коэрцитивная сила, намагниченность насыщения, отношение остаточной намагниченности к намагниченности насыщения M_r/M_s и расчетная эффективная константа анизотропии K образцов 1–5

№ образца	Скорость формования, m/min	H_c , Oe		M_s , emu/g		K , 10^4 erg/cm ³		M_r/M_s	
		2 К	300 К	2 К	300 К	2 К	300 К	2 К	300 К
1	6	1320	300	9.85	5.77	5.12	0.68	0.285	0.215
2	20	720	135	22.95	18.12	6.51	0.96	0.290	0.134
3	7	880	70	10.23	6.74	3.54	0.19	0.262	0.111
4	14	930	76	11.30	7.62	4.14	0.23	0.305	0.123
5	28	900	70	11.09	6.43	3.93	0.18	0.264	0.111

не зависит от скорости вытягивания волокон и одинакова во всех образцах 3–5. Намагниченность насыщения немонотонно зависит от скорости вытягивания волокна.

Поскольку коэрцитивная сила H_c для однодоменных наночастиц может быть вычислена по формуле $H_c = 2K/M_s$, это дает возможность сравнить константы анизотропии K для всех образцов 1–5 (см. табл. 2).

В образцах 1 и 2 константа анизотропии K оказывается заметно выше, чем в образцах 3–5, как при 300 К, так и при 2 К. При этом K растет с повышением скорости вытягивания волокон в образцах 1 и 2 и немонотонно зависит от этой скорости в образцах 3–5.

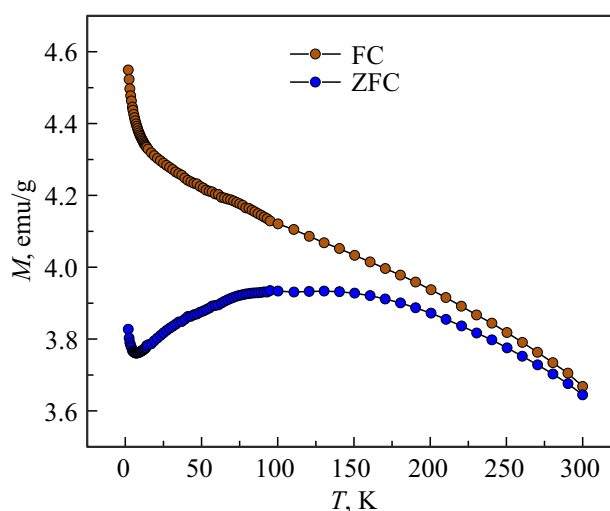
Согласно [11], при размерах частиц ниже предела однодоменности, когда частица перемагничивается когерентно в магнитном поле, ее коэрцитивная сила зависит от объема V и диаметра D согласно формуле:

$$H_c = H_{c0} \left[1 - \left(\frac{V_{cr}}{V} \right)^{1/2} \right] = H_{c0} \left[1 - \left(\frac{D_{cr}}{D} \right)^{3/2} \right],$$

где V_{cr} — критический объем частицы.

Из этой формулы следует, что коэрцитивная сила растет с увеличением объема или диаметра однодоменных наночастиц. Поэтому для частиц в образцах 1 и 2, различающихся лишь скоростью вытягивания волокна, можно предполагать уменьшение размеров частиц со скоростью вытягивания при увеличении их количества. Коэрцитивная сила образцов 3–5, напротив, не зависела от скорости вытягивания волокна (рис. 4), и потому размеры частиц, скорее всего, были постоянными. Однако при этом немонотонно менялась намагниченность насыщения, что могло быть связано как с изменением числа частиц, декорирующих нанотрубки, так и с вариациями толщины окисленного слоя. В образцах 3–5, судя по обширному гало в спектрах Рамана (рис. 2, *b*), имеется значительная часть аморфного материала, так что скорость вытягивания уже мало изменяет вклад от совершенных нанотрубок, которые присутствуют в небольшой доле.

На рис. 5 представлены зависимости намагниченности образца 1 от температуры, измеренные при нагреве образца в постоянном магнитном поле 2 кОе, после

**Рис. 5.** Зависимости намагниченности образца 1 от температуры, измеренные при нагреве образца в постоянном магнитном поле 2 кОе, после охлаждения образца в магнитном поле 1 Т (FC) и после охлаждения образца в нулевом поле (ZFC).

охлаждения образца в магнитном поле (field cooling, FC) 1 Т и после охлаждения образца в нулевом поле (zero field cooling, ZFC).

Из этих кривых можно заключить, что температура блокировки T_b , определяемая как точка их пересечения, примерно равна 300 К для образца 1. Температура блокировки зависит от константы анизотропии материала K и их объема V : $T_b = K \cdot V / 25k_B$ (k_B — постоянная Больцмана) при времени измерения одной точки на графике ~ 100 с. Поскольку K известно из намагниченности насыщения и коэрцитивной силы (см. табл. 2), можно оценить объем наночастицы $V = 25k_B T_b / K = 1.5 \cdot 10^{-16}$ м³, что соответствует диаметру наночастиц ~ 10 Å. Поскольку в [12] средний диаметр наночастиц был определен экспериментально с помощью электронной микроскопии и составлял не более 60 Å, наша оценка оказывается сильно заниженной. Эта ошибка может быть связана с существенной долей оксидной оболочки в наночастицах, которая неизвестна, но оксид железа обладает существенно иной магнитной

анизотропией $K = 24.3 \cdot 10^4 \text{ erg/cm}^3$ [13] по сравнению с магнитной анизотропией железа, которое находится в ядре наночастиц [14].

Детальный анализ магнитной анизотропии наночастиц железа диаметром 10–100 Å приведен в [14] на основании сравнения отношения остаточной намагниченности M_r к намагниченности насыщения M_s . Отмечается, что для невзаимодействующих, случайно ориентированных одноосных частиц соотношение $M_r/M_s \approx 0.5$ и увеличивается до 0.8 при наличии кубической анизотропии. Отношение M_r/M_s меньше 0.5 (см. табл. 2) указывает на: вклад суперпарамагнитных частиц, сильные дипольные взаимодействия или неоднородности формы (большая доля поверхностного оксида). Отметим, что в образце 1 соотношение M_r/M_s практически не изменяется при переходе от 2 к 300 К (см. табл. 2), вклад суперпарамагнитных частиц в нем минимален. Следовательно, доля суперпарамагнитной фазы в образце 1 ниже, чем в образцах 2–5.

4. Заключение

Обнаружено, что нанотрубки с дефектами содержат более крупные частицы core-shell Fe/Fe₃O₄ с большей коэрцитивной силой (в 2.2 раза), чем совершенные нанотрубки, однако при этом относительная доля таких частиц в 4 раза меньше в дефектных нанотрубках при прочих равных условиях (скорость роста в бутаноле, температура). Неупорядоченная смесь нанотрубок со значительной долей аморфного углерода, полученная в толуоле, демонстрирует одинаковую коэрцитивную силу наночастиц Fe/Fe₃O₄ независимо от скорости вытягивания углеродного волокна. Таким образом, углеродные структуры селекционируют и способствуют избирательному росту более крупных частиц Fe/Fe₃O₄ в бутаноле. Этот эффект замаскирован присутствием большой доли аморфной фазы углерода при выращивании нанотрубок в толуоле.

Благодарности

Авторы признательны М. Vazquez-Pufleau из IMDEA Materials, Мадрид, Испания за образцы, предоставленные для исследований.

Финансирование работы

Работа выполнена в рамках гранта Российского научного фонда № 25-72-31032, <https://rscf.ru/project/25-72-31032/>.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] K.J. Hughes, K.A. Iyer, R.E. Bird, J. Ivanov, S. Banerjee, G. Georges, Q.A. Zhou. *ACS Appl. Nano Mater.* **7**, 16, 18695 (2024). <https://doi.org/10.1021/acsanm.4c02721>
- [2] M. Syduzzaman, M.S. Islam Saad, M.F. Piam, T.A. Talukdar, T.T. Shobdo, N.M. Pritha. *Results Mater.* **25**, 100654 (2025). <https://doi.org/10.1016/j.rinma.2024.100654>
- [3] T. Moriai, T. Tsukamoto, K. Fukuhara, T. Imaoka, T. Kambe, K. Yamamoto. *Nanoscale Adv.* **7**, 1, 346 (2025). <https://doi.org/10.1039/D4NA00740A>
- [4] D. Chauhan, A. Pujari, G. Zhang, K. Dasgupta, V.N. Shanov, M.J. Schulz. *Catalysts* **12**, 3, 287 (2022). <https://doi.org/10.3390/catal12030287>
- [5] E. Thauer, A. Ottmann, P. Schneider, L. Möller, L. Deeg, R. Zeus, F. Wilhelmi, L. Schlestein, C. Neef, R. Ghunaim, M. Gellesch, C. Nowka, M. Scholz, M. Haft, S. Wurmehl, K. Wenelska, E. Mijowska, A. Kapoor, A. Bajpai, S. Hampel, R. Klingeler. *Molecules* **25**, 5, 1064 (2020). <https://doi.org/10.3390/molecules25051064>
- [6] X. Gui, J. Wei, K. Wang, W. Wang, R. Lv, J. Chang, F. Kang, J. Gu, D. Wu. *Mater. Res. Bull.* **43**, 12, 3441 (2008). <https://doi.org/10.1016/j.materresbull.2008.01.028>
- [7] A. Nagata, H. Sato, Y. Matsui, T. Kaneko, Y. Fujiwara. *Vacuum* **87**, 182 (2013). <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2012.03.008>
- [8] V. Reguero, B. Alemán, B. Mas, J.J. Vilatela. *Chem. Mater.* **26**, 11, 3550 (2014). <https://doi.org/10.1021/cm501187x>
- [9] I. Gómez-Palos, M. Vazquez-Pufleau, R.S. Schäufler, A. Mikhalech, A. Pendashteh, Á. Ridruejo, J.J. Vilatela. *Nanoscale* **15**, 13, 6052 (2023). <https://doi.org/10.1039/D3NR00289F>
- [10] D.R. Tallant, T.A. Friedmann, N.A. Missert, M.P. Siegal, J.P. Sullivan. *MRS Proc.* **498**, 1, 37 (1997). <https://doi.org/10.1557/PROC-498-37>
- [11] Г.И. Фролов, О.И. Бачина, М.М. Завьялова, С.И. Равочкин. *ЖТФ* **78**, 8, 101 (2008). [G.I. Frolov, O.I. Bachina, M.M. Zav'yalova, S.I. Ravochkin. *Tech. Phys.* **53**, 8, 1059 (2008). <https://doi.org/10.1134/S1063784208080136>]
- [12] M. Vazquez-Pufleau, R.F. Torres, L. Arevalo, N. Abomailek, J.J. Vilatela. *Carbon Trends* **15**, 100355 (2024). <https://doi.org/10.1016/j.cartre.2024.100355>
- [13] E. Lima, A.L. Brandl, A.D. Arelaro, G.F. Goya. *J. Appl. Phys.* **99**, 8, 083908 (2006). <https://doi.org/10.1063/1.2191471>
- [14] T. Ibusuki, S. Kojima, O. Kitakami, Y. Shimada. *IEEE Trans. Magn.* **37**, 4, 2223 (2001). <https://doi.org/10.1109/20.951130>

Редактор Е.В. Толстякова