

01,05

Закономерности формирования структуры и магнитных свойств порошков $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{C}_x$ с добавками Zn, полученных методом механосинтеза

© В.А. Михеев, Е.С. Савченко, Е.В. Аргунов, А.И. Новиков, И.В. Щетинин

Университет МИСИС,
Москва, Россия

E-mail: vmikheev@isis.ru

Поступила в Редакцию 6 марта 2025 г.

В окончательной редакции 6 марта 2025 г.

Принята к публикации 5 мая 2025 г.

Методами рентгеновской дифракции, сканирующей электронной микроскопии и вибрационной магнитометрии исследованы закономерности формирования структуры и магнитных свойств порошков соединения $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{C}_x$ с добавками Zn, полученных методом механосинтеза. Установлено, что, несмотря на использование углеродных нанотрубок в качестве углеродосодержащей добавки, применение механосинтеза перед отжигом является необходимым условием для получения соединения $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{C}_x$ с хорошими гистерезисными свойствами. После отжига наблюдалось формирование фаз, содержащих Zn: $\text{Fe}_3\text{Zn}_{10}$ ($\bar{1}\bar{4}3m$) и $\text{Sm}_2\text{Zn}_{17}$ ($R\bar{3}M$) в интервале температур отжига 350–375 и 400–450 °С соответственно. Температура начала интенсивного распада фазы $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{C}_x$ в смеси с Zn оказалась на 50 °С выше по сравнению со смесью без Zn. Увеличение температуры отжига способствовало повышению удельной намагниченности насыщения образцов, но снижало значения коэрцитивной силы.

Ключевые слова: $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$, Sm-Fe-C, $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{C}_x$, углеродные нанотрубки, механохимический синтез.

DOI: 10.61011/FTT.2025.06.60956.15NH-25

1. Введение

Активно растущий сектор альтернативной энергетики определяет спрос на постоянные магниты, которые используются в электродвигателях и электрогенераторах [1–4]. В настоящее время для производства постоянных магнитов с максимальной плотностью магнитной энергии используют дорогостоящие соединения редкоземельных и 3d-металлов на основе систем Sm-Co и Nd-Fe-B. Более дешевые постоянные магниты, изготовленные из ферритовых материалов, характеризуются меньшими значениями плотности магнитной энергии [5,6]. Разработка дешевых материалов для постоянных магнитов с параметрами, превосходящими ферритовые магниты, является актуальной задачей [7,8].

Одной из таких перспективных систем является Sm-Fe-N, поскольку соединение $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_x$ имеет самое высокое теоретическое максимальное магнитное произведение среди известных систем [9]. При этом соединения $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_x$ имеют ряд других преимуществ перед соединением $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$: более высокие температуры Кюри и константу магнитокристаллической анизотропии, отсутствие спин-переориентационного перехода при отрицательных температурах, лучшую стойкость к окислению (не требуется покрытие), более низкое содержание редкоземельных металлов (РЗМ) и более низкую стоимость Sm относительно других РЗМ (включая Nd, Tb и Dy) [10–12], используемых при производстве магнитов Nd-Fe-B. Однако метод получения соеди-

нений $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_x$ из газовой фазы является ресурсоемким (азотирование занимает 20–40 h), зачастую слабо воспроизводимым, а также подразумевает вероятность выброса вредных азотосодержащих газов в окружающую среду [13].

Соединение $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{C}_x$ является прямым аналогом соединения $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_x$ с идентичной структурой и наследует все его преимущества, при этом лишено вышеуказанных недостатков [14]. Это соединение возможно получать, используя твердофазные методы, такие как, например, механосинтез [15]. Преимуществом механосинтеза является не только возможность получения нанопорошков с высокими гистерезисными свойствами, но и возможность масштабирования для применения в промышленности [16,17].

При получении объемных магнитов на основе порошков $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{C}_x$ возникают технологические трудности. Классический способ спекания горячим прессованием при температурах выше 1100 °С не подходит для соединения $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{C}_x$, поскольку оно распадается при температурах выше 512 °С [18]. В качестве одного из возможных решений этой проблемы рассматривалось использование искрового плазменного спекания, позволяющего проводить спекание при более низких температурах за счет создания локального нагрева в точках контакта между частицами — однако такой метод может быть неудобен для использования в промышленности [19]. Методом кручения под высоким давлением также можно получить объемный образец, однако небольшие разме-

Таблица 1. Результаты анализа спектров, полученных рентгеновской дифракцией (d_{SFC} — размер кристаллитов фазы $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{C}_x$; ε_{SFC} — микронапряжения фазы $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{C}_x$; x — содержание углерода в $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{C}_x$, т. е. количество атомов на формульную единицу)

$T_{\text{ann}}, ^\circ\text{C}$	$\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{C}_x, \%$	Zn, %	$\alpha\text{-Fe}, \%$	$\text{Sm}_2\text{O}_3, \%$	$\text{Fe}_3\text{Zn}_{10}, \%$	$\text{Sm}_2\text{Zn}_{17}, \%$	$d_{\text{SFC}}, \text{nm}$	$\varepsilon_{\text{SFC}}, \%$	$V_{\text{SFC}}, \text{\AA}^3$	$x, \text{at./f.u.}$
25	82.0 ± 3.0	15.6 ± 0.5	2.4 ± 0.5	—	15.4 ± 1.4	0.8 ± 0.1	—	—	791.4 ± 0.6	0.26 ± 0.13
350 ± 10	55.1 ± 2.0	—	25.3 ± 0.9	12.3 ± 0.8	7.3 ± 1.1	—	8.9 ± 0.6	0.4 ± 0.1	819.4 ± 0.6	1.98 ± 0.22
375 ± 10	52.7 ± 1.8	—	27.2 ± 0.8	12.1 ± 0.7	8.0 ± 2.0	—	8.0 ± 0.5	0.6 ± 0.1	821.0 ± 1.2	2.08 ± 0.26
400 ± 10	49.0 ± 3.0	—	32.6 ± 0.8	11.1 ± 1.0	—	7.3 ± 1.0	11.3 ± 1.0	0.7 ± 0.1	822.4 ± 0.9	2.16 ± 0.25
450 ± 10	28.9 ± 1.8	—	35.6 ± 0.8	14.4 ± 0.6	—	21.1 ± 3.0	16.6 ± 2.5	0.4 ± 0.1	829.1 ± 1.2	2.57 ± 0.29

ры получаемых таблеток и сложности установки для прессования также сильно ограничивают промышленное применение этого метода [20]. Другим, более простым способом, является добавление к порошку $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{C}_x$ легкоплавкой примеси с температурой плавления ниже 500°C , что позволяет получать магниты с более высокой плотностью. В качестве связующего может быть использован эвтектический сплав на основе Sm [21] и сплав Ce-Cu-Al для горячего прессования [22]. Наиболее часто в качестве связующего в данной системе используют Zn, что позволяет повысить коэрцитивную силу магнитов на основе соединения $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_x$ и достигнуть значений $(BH)_{\text{max}}$ на уровне 200 kJ/m^3 [23]. Вместе с тем представляет интерес и изучение соответствующих процессов в системе Sm-Fe-C.

В связи с изложенным выше, исследование влияния добавки цинка на формирование структуры и магнитные свойства порошков на основе соединения $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{C}_x$ является актуальной задачей. В настоящей работе рассматривали влияние низкотемпературного отжига на формирование структуры и магнитных свойств порошков на основе соединения $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{C}_x$, полученных методом механосинтеза из сплава $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ и углеродных нанотрубок, с добавками Zn. Кроме этого, была исследована возможность исключения механосинтеза перед отжигом для получения соединения $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{C}_x$ ($x > 0.3$) при использовании углеродных нанотрубок в качестве углеродосодержащей добавки.

2. Материалы и методы

В качестве исходных компонентов использовали сплав системы Sm-Fe с массовой долей Sm 24%, многостенные углеродные нанотрубки и металлический Zn. По данным рентгеновской дифракции, сплав Sm-Fe после гомогенизации содержал только одну фазу $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ ($R\bar{3}m$), далее гомогенизированный сплав подвергся измельчению в ступе и просеивался $50 \mu\text{m}$ -ситом. К порошку полученного сплава были добавлены углеродные нанотрубки так, чтобы количество атомов углерода на формульную единицу соединения $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{C}_x$ равнялось 3 ($x = 3$): $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17} + 3\text{C} = \text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{C}_3$. Эту смесь измельчали в планетарной мельнице „Активатор 2S“ (Новосибирск, Россия) без использования жидкости и поверхностно-активных веществ в течение 5 h при

400 rpm в атмосфере Ar (99.9999%). После этого внутри перчаточного бокса (с атмосферой Ar) в стаканы добавили порошок Zn (15% массовой доли) и гептан для последующего перемешивания в планетарной мельнице при 200 rpm в течение 5 min. Количество добавки Zn было выбрано исходя из литературных данных, поскольку при спекании $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_x$ с 15% Zn достигался максимум коэрцитивной силы в работе [24]. После перемешивания смесь сушили и пассивировали в атмосфере Ar в течение 12 h. Для отжига в камерной печи порошок прессовали и запечатывали в кварцевые ампулы с Ar (0.3 bar, 99.998%). Отжиг проводили в течение 1 h со скоростью нагрева 15 K/min .

Рентгеноструктурный анализ проводили с использованием дифрактометра Rigaku MiniFlex (Токио, Япония) методом Ритвельда, реализованного в пакете программ PHAN% и SPECTRUM, разработанных на кафедре физического материаловедения Университета МИСИС [25]. Для определения размера областей когерентного рассеяния (ОКР) и уровня микродеформаций по уширению рентгеновских линий также использовали метод Ритвельда (инструментальное уширение учитывали с использованием эталона LaB_6). Количество атомов углерода x на формульную единицу соединения $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{C}_x$ определяли по методу, указанному в работе [26].

Морфологию частиц изучали с помощью сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) Tescan Vega3 SB (Чехия) в режиме регистрации вторичных электронов при напряжении 20 kV.

Магнитные свойства образцов измеряли с помощью вибрационного магнитометра VSM-250 (Чанчунь, Китай) при комнатной температуре в полях до 1600 kA/m .

3. Результаты и обсуждение

По данным рентгенофазового анализа (рис. 1, а, таблица 1), образец после измельчения состоял преимущественно из фазы $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{C}_x$ (структурный тип $R\bar{3}m$); 15% Zn ($P6_3/mmc$), и 2% $\alpha\text{-Fe}$ ($Im\bar{3}m$), которые образовались в процессе измельчения.

Растворение углерода в фазе $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ ($R\bar{3}m$) сопровождается образованием твердого раствора по типу внедрения, что приводит к увеличению периодов решетки фазы и увеличению объема элементарной ячейки;

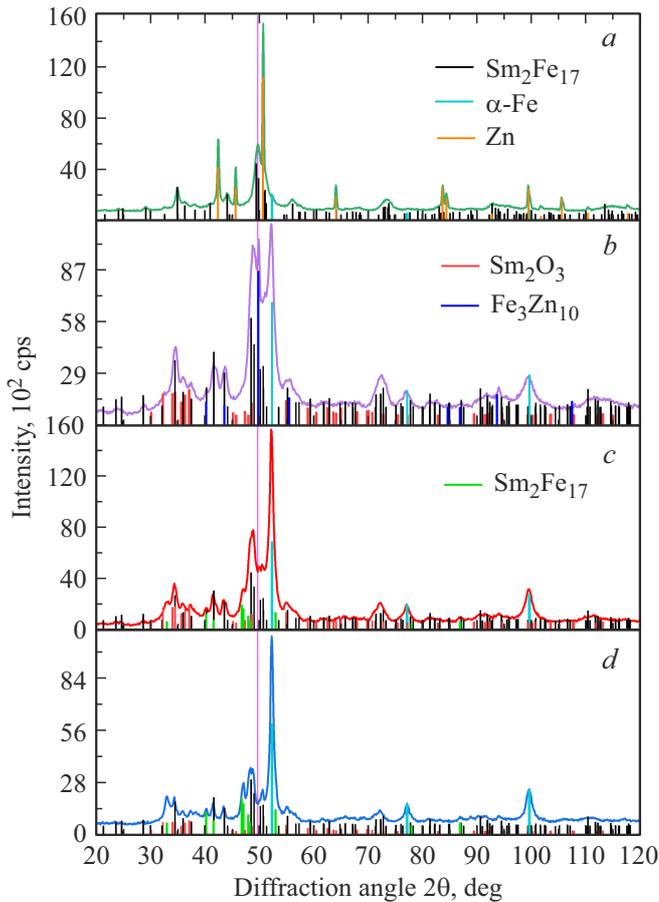


Рис. 1. Рентгеновские спектры образцов: *a*) после измельчения с добавлением Zn; после последующего отжига при: *b*) 350 °C, *c*) 400 °C, *d*) 450 °C.

данный эффект может быть использован для определения содержания углерода в фазе $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{C}_x$. Увеличение объема элементарной ячейки фазы $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{C}_x$ до 791 \AA^3 после измельчения говорит о слабом растворении углерода в процессе измельчения ($x = 0.26$). Анализ уширения рентгеновских линий фазы $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{C}_x$ показал высокий уровень микронапряжений ε_{SFC} , порядка 0.8%, что свидетельствует о накоплении дефектов кристаллического строения в процессе измельчения. Таким образом, при механосинтезе происходит в том числе и активация поверхности порошка, что является необходимым условием для получения соединений $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{C}_x$ с концентрацией углерода $x > 0.3$ даже при использовании в качестве углеродосодержащей добавки углеродных нанотрубок вместо графита [26]. Для проверки необходимости активации поверхности был проведён отжиг смеси $50 \mu\text{m}$ порошка сплава $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ с углеродными нанотрубками без механоактивации при 400 °C в течение 10 и 20 h и последующий отжиг при 500 °C — 5 h. На каждом этапе проводилось прецизионное измерение периодов решетки фазы $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$. Было показано, что такая обработка не приводит к заметному изменению периодов решетки $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{C}_x$, количество атомов углерода на формульную единицу после отжигов оставалось на уровне $x \leq 0.3$.

По данным сканирующей электронной микроскопии (рис. 2), после механоактивации смеси $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ с углеродными нанотрубками частицы размером порядка единиц нанометров имели форму, близкую к равноосной, и были собраны в агломераты размером порядка десятков микронов.

Отжиг после механоактивации привёл к смещению линий фазы $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{C}_x$ в сторону меньших углов

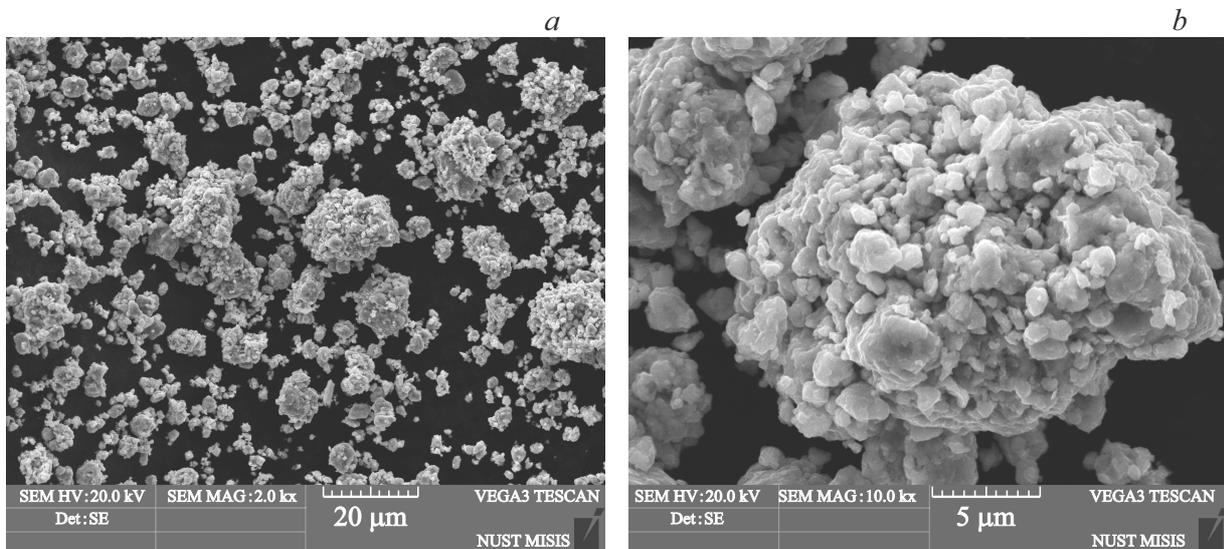


Рис. 2. Микрофотографии (СЭМ) порошка после измельчения.

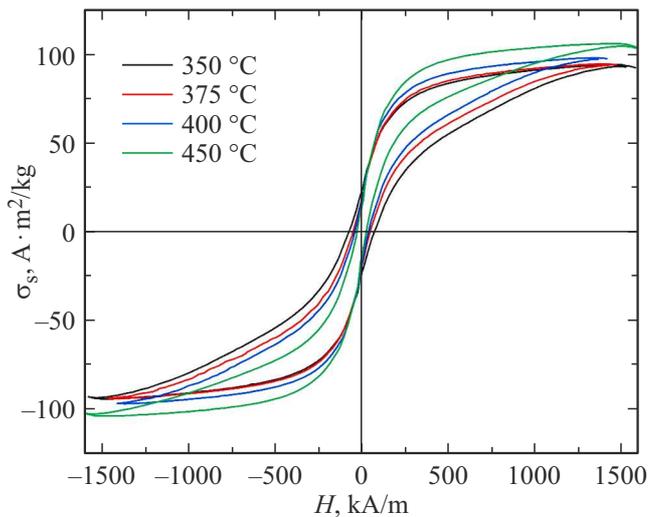


Рис. 3. Петли магнитного гистерезиса образцов после отжига.

(рис. 1, *b–d*), что говорит об увеличении объема элементарной ячейки вследствие растворения углерода по типу внедрения. Изменение периодов решетки фазы $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{C}_x$ связано именно с внедрением углерода, а не с замещением позиций железа цинком, поскольку растворимость Zn в этой фазе незначительная — менее 0.2 атомов на формульную единицу, согласно работе [27]. Количество атомов углерода на формульную единицу $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{C}_x$ увеличилось до $x \approx 2$ после отжига при 350°C и монотонно росло в зависимости от температуры отжига до $x \approx 2.6$ при 450°C , что близко к предельной растворимости углерода при аналогичных методах синтеза [28].

Анализ уширения рентгеновских линий фазы $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{C}_x$ показал резкое уменьшение размера ОКР после отжига при 350°C . Это объясняется образованием новых фаз $\text{Fe}_3\text{Zn}_{10}$ и $\text{Sm}_2\text{Zn}_{17}$, а также диффузией углерода по границам зерна, приводящей к появлению химической неоднородности: те кристаллиты, которые находились ближе к межзеренной границе, оказались обогащены углеродом, в то время как кристаллиты в середине зерна по-прежнему имели химический состав $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$. При увеличении температуры отжига диффузионный путь углерода становился больше, увеличивался размер химически однородных кристаллитов, соответственно, происходило увеличение размера ОКР.

После отжигов наблюдалось формирование фаз, содержащих Zn: $\text{Fe}_3\text{Zn}_{10}$ ($I43m$) и $\text{Sm}_2\text{Zn}_{17}$ ($R3m$) в диапазоне температур отжигов $350\text{--}375$ и $400\text{--}450^\circ\text{C}$ соответственно. Этот процесс связан с частичным распадом фазы $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{C}_x$ ($R3m$), сопровождающимся образованием фаз $\alpha\text{-Fe}$ ($Im3m$) и Sm_2O_3 ($C2/m$). Выделение железа, по литературным данным, также наблюдалось при отжиге смеси $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_x$ с Zn [29,30]. Наиболее интенсивный распад фазы $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{C}_x$ наблюдался при температуре отжига 450°C , тогда как при отжиге в отсутствие Zn фаза $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{C}_x$ активно распадалась уже

Таблица 2. Результаты измерений магнитных свойств

$T_{\text{ann}}, ^\circ\text{C}$	$H_c, \text{kA/m}$	$\sigma_s, \text{A} \cdot \text{m}^2/\text{kg}$	σ_r/σ_s
350 ± 10	73.9 ± 2.2	95 ± 1	0.24
375 ± 10	49.2 ± 1.5	95 ± 1	0.19
400 ± 10	39.8 ± 1.2	98 ± 1	0.18
450 ± 10	26.7 ± 0.8	106 ± 2	0.13

при 400°C [26]. Это может говорить о том, что Zn или содержащие Zn фазы влияют на термодинамическую стабильность соединения $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{C}_x$.

Результаты измерений магнитных свойств (рис. 3, таблица 2) показали, что при повышении температуры отжига происходило монотонное снижение коэрцитивной силы и коэффициента прямоугольности σ_r/σ_s образцов, что объясняется монотонным снижением массовой доли магнитотвердой фазы ($\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{C}_x$).

Удельная намагниченность насыщения, напротив, монотонно увеличивалась при повышении температуры отжига, что объясняется увеличением массовой доли магнитомягкой фазы $\alpha\text{-Fe}$.

4. Заключение

Показано, что использование в качестве углеродосодержащей добавки углеродных нанотрубок не исключает необходимость механосинтеза перед отжигом для получения фазы $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{C}_x$ с высокой концентрацией углерода ($x > 0.3$). Отжиг в диапазоне температур $350\text{--}375^\circ\text{C}$ приводит к образованию фазы $\text{Fe}_3\text{Zn}_{10}$ ($I43m$), тогда как при температурах отжига $400\text{--}450^\circ\text{C}$ формируется фаза $\text{Sm}_2\text{Zn}_{17}$ ($R3m$). При использовании углеродных нанотрубок в качестве углеродосодержащей добавки и добавлении Zn, интенсивный распад фазы $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{C}_x$ происходит при более высокой температуре отжига (450°C) по сравнению с отжигом без Zn (400°C). При увеличении температуры отжига в диапазоне $350\text{--}450^\circ\text{C}$ коэрцитивная сила снижалась монотонно с 74 до 26 kA/m , а удельная намагниченность насыщения монотонно росла с 95 до 106 $\text{A} \cdot \text{m}^2/\text{kg}$, что преимущественно связано с выделением магнитомягкой фазы $\alpha\text{-Fe}$.

Финансирование работы

Работа выполнена при поддержке Российского научно-го фонда (проект № 23-73-00114).

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] S. Boadu, E.A. Otoo. *Renew. Sustain. Energy Rev.* **191**, 114035 (2024). <https://doi.org/10.1016/j.rser.2023.114035>

- [2] J.P. Namahoro, Q. Wu, H. Su. *Energy* **278**, Part A, 127869 (2023). <https://doi.org/10.1016/j.energy.2023.127869>
- [3] O. Summerfield-Ryan, S. Park. *Ecol. Econ.* **210**, 107841 (2023). <https://doi.org/10.1016/j.ecolecon.2023.107841>
- [4] L. Depraite, S. Goutte. *Resources Policy* **86**, Part B, 104137 (2023). <https://doi.org/10.1016/j.resourpol.2023.104137>
- [5] S. Liang, X. Shao, Y. Que, B. Guo, H. Bao, G. Tang, X. Yan, J. Bao, L. Yang, L. Qin, K. Shu, D. Chen, Z. Song. *J. Alloys. Compd.* **1003**, 175689 (2024). <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2024.175689>
- [6] O.V. Zhdaneev, K.N. Frolov, V.A. Kryukov, V.A. Yatsenko. *Mater. Sci. Energy Technol.* **7**, 107 (2024). <https://doi.org/10.1016/j.mset.2023.07.007>
- [7] V. Rallabandi, B. Ozpineci, P. Kumar. *IEEE Spectrum* **61**, 8, 36 (2024). <https://doi.org/10.1109/MSPEC.2024.10622061>
- [8] B. Podmiljšak, B. Saje, P. Jenuš, T. Tomše, S. Kobe, K. Žušek, S. Šturm. *Mater.* **17**, 4, 848 (2024). <https://doi.org/10.3390/ma17040848>
- [9] G.C. Hadjipanayis. *J. Magn. Magn. Mater.* **200**, 1–3, 373 (1999). [https://doi.org/10.1016/S0304-8853\(99\)00430-8](https://doi.org/10.1016/S0304-8853(99)00430-8)
- [10] J.M.D. Coey, H. Sun. *J. Magn. Magn. Mater.* **87**, 3, L251 (1990). [https://doi.org/10.1016/0304-8853\(90\)90756-G](https://doi.org/10.1016/0304-8853(90)90756-G)
- [11] M. Katter, J. Wecker, C. Kuhrt, L. Schultz, R. Grössinger. *J. Magn. Magn. Mater.* **117**, 3, 419 (1992). [https://doi.org/10.1016/0304-8853\(92\)90099-A](https://doi.org/10.1016/0304-8853(92)90099-A)
- [12] L. Ye, F. Wang, Y. Liu, H. Zhou, L. Liu, Y. Ding, Y. Sun, A. Yan. *J. Mater. Res. Technol.* **30**, 451 (2024). <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.03.040>
- [13] J. Takahashi, Y. Mitsui, M. Onoue, R. Kobayashi, K. Koyama. *J. Magn. Magn. Mater.* **554**, 169295 (2022). <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2022.169295>
- [14] Q. Fang, X. An, F. Wang, Y. Li, J. Du, W. Xia, A. Yan, J.P. Liu, J. Zhang. *J. Magn. Magn. Mater.* **410**, 116 (2016). <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2016.03.029>
- [15] O. Mao, J.O. Ström-Olsen, Z. Altounian, J. Yang. *J. Appl. Phys.* **79**, 8, 4619 (1996). <https://doi.org/10.1063/1.361682>
- [16] V.A. Mikheev, T.R. Nizamov, P.I. Nikolenko, A.V. Ivanova, A.I. Novikov, I.V. Dorofievich, A.S. Lileev, M.A. Abakumov, I.V. Shchetinin. *Crystals* **14**, 12, 1028 (2024). <https://doi.org/10.3390/cryst14121028>
- [17] S.V. Seleznev, I.G. Bordyuzhin, T.R. Nizamov, V.A. Mikheev, M.A. Abakumov, I.V. Shchetinin. *Inorg. Chem. Commun.* **167**, 112679 (2024). <https://doi.org/10.1016/j.inoche.2024.112679>
- [18] O. Mao, Z. Altounian, J. Yang, J.O. Ström-Olsen. *J. Appl. Phys.* **79**, 8, 5536 (1996). <https://doi.org/10.1063/1.362301>
- [19] D.T. Zhang, M. Yue, J.X. Zhang. *Powder Metall.* **50**, 3, 215 (2007). <https://doi.org/10.1179/174329007X169128>
- [20] I.V. Shchetinin, I.G. Bordyuzhin, R.V. Sundeev, V.P. Menushenkov, A.V. Kamynin, V.N. Verbetsky, A.G. Savchenko. *Mater. Lett.* **274**, 127993 (2020). <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2020.127993>
- [21] K. Otagawa, K. Takagi, T. Asahi. *J. Alloys Compd.* **746**, 19 (2018). <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.02.266>
- [22] J. Zheng, S. Yu, H. Huang, R. Li, W. Cai, H. Chen, J. Li, L. Qiao, Y. Ying, W. Li, J. Yu, S. Che. *Magnetochem.* **8**, 11, 149 (2022). <https://doi.org/10.3390/magnetochemistry8110149>
- [23] R. Matsunami, M. Matsuura, N. Tezuka, S. Sugimoto. *J. Magn. Soc. Jpn.* **44**, 3, 64 (2020). <https://doi.org/10.3379/msjmag.2005R003>
- [24] D. Prabhu, H. Sepehri-Amin, C.L. Mendis, T. Ohkubo, K. Hono, S. Sugimoto. *Scripta Materialia* **67**, 2, 153 (2012). <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2012.04.001>
- [25] E.V. Shelekhov, T.A. Sviridova. *Met. Sci. Heat Treat.* **42**, 8, 309 (2000). <https://doi.org/10.1007/BF02471306>
- [26] V.A. Mikheev, I.G. Bordyuzhin, M.V. Gorshenkov, E.S. Savchenko, I.V. Dorofievich, I.V. Shchetinin. *Metals.* **14**, 4, 472 (2024). <https://doi.org/10.3390/met14040472>
- [27] K. Hiraga, K. Okamoto, T. Iriyama. *Mater. Trans. JIM* **34**, 6, 569 (1993). <https://doi.org/10.2320/matertrans1989.34.569>
- [28] C.N. Christodoulou, T. Takeshita. *J. Alloys Compd.* **198**, 1–2, 1 (1993). [https://doi.org/10.1016/0925-8388\(93\)90137-C](https://doi.org/10.1016/0925-8388(93)90137-C)
- [29] K. Schnitzke, L. Schultz, J. Wecker, M. Katter. *Appl. Phys. Lett.* **57**, 26, 2853 (1990). <https://doi.org/10.1063/1.104202>
- [30] C. Kuhrt, K. O'Donnell, M. Katter, J. Wecker, K. Schnitzke, L. Schultz. *Appl. Phys. Lett.* **60**, 26, 3316 (1992). <https://doi.org/10.1063/1.106678>

Редактор Е.В. Толстякова