08

Влияние Co и Ni на магнитные свойства и микроструктуру гексаферритов $BaFe_{12-x}Ni_xO_{19}$ и $BaFe_{12-x}Co_xO_{19}$, синтезированных гидротермальным методом

© В.Г. Костишин,[1] А.Ю. Миронович,[1] Х.И. Аль-Хафаджи,[1] Г.А. Скорлупин,[1] Е.С. Савченко,[1] А.И. Риль[2]

[1] Национальный исследовательский технологический университет „МИСИС“,
119049 Москва, Россия
[2] Институт общей и неорганической химии им. Н.С. Курнакова РАН,
119991 Москва, Россия
e-mail: amironovich24@gmail.com

Поступило в Редакцию 28 октября 2024 г.
В окончательной редакции 9 декабря 2024 г.
Принято к публикации 9 декабря 2024 г.

Методом гидротермального синтеза были получены наноразмерные порошки Co- и Ni-замещенных гексаферритов бария ($BaFe_{12-x}Co_xO_{19}$ и $BaFe_{12-x}Ni_xO_{19}$ с $x = 0.1, 0.3, 0.5$). Образцы были проанализированы несколькими методами, включая рентгенофазовый анализ, энергодисперсионную спектроскопию, вибрационную магнитометрию, ИК-спектроскопию и просвечивающую электронную микроскопию. Показано, что, несмотря на близкую химическую природу Co^{2+} и Ni^{2+}, эффект от замещений Fe^{3+} на эти элементы совершенно разный. Так, никель практически не влияет на форму и размеры получаемых частиц $BaFe_{12-x}Ni_xO_{19}$ (пластинчатые кристаллиты диаметром около 200 nm и толщиной 60 nm). С ростом концентрации никеля магнитные параметры получаемых ферритов снижаются практически линейно. Кобальт, напротив, в определенной концентрации приводит к существенному изменению морфологии частиц (утоньшению кристаллитов до 30 nm и менее), вследствие чего происходит резкое снижение коэрцитивной силы полученных порошков. Данный эффект обусловлен тем, что кобальт способствует образованию фазы $BaFe_{12-x}Co_xO_{19}$ непосредственно в процессе гидротермальной обработки прекурсоров, в то время как для формирования $BaFe_{12-x}Ni_xO_{19}$ и $BaFe_{12}O_{19}$ требуется дополнительная высокотемпературная обработка.

Ключевые слова: гексаферрит бария, гидротермальный синтез, изоморфные замещения, магнитные измерения, электронная микроскопия.

DOI: 10.61011/JTF.2025.04.60014.373-24

Введение

Гексаферрит бария M-типа (BaM) представляет собой сложный оксид со стехиометрической формулой $BaFe_{12}O_{19}$ или $BaO{\cdot}6Fe_2O_3$ и структурой, описываемой пространственной группой $P6_3/mmc$ [1]. Это соединение широко используется в различных областях техники с 1952 г., когда нидерландская фирма Philips представила его в качестве нового материала под названием феррокс-дюр [2]. Несмотря на долгую историю использования BaM, исследования этого материала остаются актуальными и сегодня.

Как известно, свойства материалов зависят от их химического состава, что открывает возможность контролируемо изменять некоторые характеристики. В связи с этим распространенным методом модификации материалов является изоморфное замещение — замена атомов или молекул на аналогичные по размеру, форме и электронной конфигурации. Эта стратегия применяется к широкому кругу материалов [3–7], включая гексаферриты [8–13]. В структуре гексаферрита M-типа ионы трехвалентного железа распределены по пяти различным подрешеткам: $12k$, $2a$, $2b$, $4f_1$ и $4f_2$. Магнитные моменты Fe^{3+} направлены вдоль гексагональной оси c: у позиций $12k$, $2a$ и $2b$ в одну сторону (спин „вверх“), а у позиций $4f_1$ и $4f_2$ — в противоположную (спин „вниз“). Катионы разных металлов имеют „предпочтения“ к определенным позициям в зависимости от их типа и условий синтеза [14]. Таким образом, ферриты одного и того же химического состава могут иметь разные параметры из-за разного распределения катионов по подрешеткам. Это приводит к разнообразным комбинациям методов синтеза и замещающих элементов, что позволяет получать материалы с уникальными характеристиками.

В настоящей работе исследуется влияние замещения железа на кобальт или никель в гексаферритах бария, синтезированных гидротермальным методом. Данный метод синтеза пока не получил широкого распространения в отношении замещенных ферритов, так что полученные результаты можно охарактеризовать как новые. Кроме того, сами по себе замещения $Fe^{3+} \rightarrow Co^{2+}$ и $Fe^{3+} \rightarrow Ni^{2+}$ проводятся достаточно редко [14]. Это связано с тем, что в случае подобных гетеровалентных замещений для сохранения зарядового баланса обычно используется совместное легирование четырехвалентными ионами [15,16], что облегчает синтез, но искажает влияние непосредственно Co и Ni на свойства ферритов.

1. Эксперимент

Порошки гексаферрита бария были синтезированы гидротермальным методом. В качестве прекурсора использовалась смесь водного раствора $Fe(NO_3)_3 \cdot 9H_2O$, $Ba(NO_3)_2$ и $Co(NO_3)_2 \cdot 6H_2O$ (или $Ni(NO_3)_2 \cdot 6H_2O$) с водным раствором NaOH в пропорции 60 на 20 ml соответственно. Растворы готовили таким образом, чтобы в общем объеме (80 ml) концентрация ионов ($Fe^{3+} + Co^{2+}$ (или Ni^{2+})) составляла 0.25 M, соотношение (Fe + Co (или Ni))/Ba составляло 9, а соотношение OH^-/NO_3^- составляло 2.5. Соотношение Co (или Ni) и Fe рассчитано в соответствии с химическими формулами $BaCo_xFe_{12-x}O_{19}$ и $BaNi_xFe_{12-x}O_{19}$ ($x = 0.0, 0.1, 0.3, 0.5$). Приготовленные растворы смешивали в тефлоновом стакане объемом 100 ml, который закрывался в стальном автоклаве и помещался в печь. Автоклав медленно нагревали до 180 °C в течение 2 h и выдерживали при этой температуре в течение 4 h. Разделение осадка и жидкого раствора проводилось декантацией с последующей промывкой осадка дистиллированной водой до достижения pH 7. Далее осадок высушивался при 90 °C в течение 8 h и измельчался. После этого порошки отжигали на воздухе при 900 °C в течение 1 h (скорость нагрева составляла 15 °C/min).

Рентгенофазовый анализ (РФА) был проведен в Центре коллективного пользования ИОНХ РАН на рентгеновском дифрактометре Bruker D8 Advance (излучение CuK_α, $\lambda = 0.154$ nm, $U = 40$ kV, $I = 40$ mA). Перед измерением в образцы добавлялся измельченный кристалл кремния в качестве эталона для расчета параметров решетки. Полученные данные рентгеновской дифракции анализировали методом Ритвельда с использованием программного пакета Profex [17]. Магнитные параметры образцов были измерены на вибрационном магнитометре JDAW-2000D. Для изучения микроструктуры образцов использовался просвечивающий электронный микроскоп (ПЭМ) JEOL JEM-2100. Данные инфракрасной фурье-спектроскопии регистрировали на спектрометре ИКС InfraLUM FT-08. Элементное картирование и энергодисперсионные спектры получали на сканирующем электронном микроскопе Bruker Quantax 75 (ускоряющее напряжение 15 kV, ток эмиссии 46.9 μA).

2. Результаты и их обсуждение

Рентгеновские дифрактограммы полученных образцов показаны на рис. 1. Результаты анализа методом Ритвельда представлены в табл. 1. Гексаферрит M-типа и кремний являются основными фазами во всех образцах, однако на дифрактограммах Ni-замещенных ферритов имеется низкоинтенсивный рефлекс на 28.3°, который можно отнести к моноферриту бария $BaFe_2O_4$ [18]. Наличие двух фаз с различным соотношением Fe/Ba ($BaFe_2O_4$ и $BaFe_{12}O_{19}$) может быть подтверждено с помощью элементного картирования. Действительно, в образцах $BaFe_{12-x}Ni_xO_{19}$ распределение Fe и Ba неравномерно — существуют области, обогащенные Ba, которые совпадают с областями, дефицитными по Fe (рис. 2). Таким образом, можно заключить, что присутствие ионов Ni^{2+} в прекурсоре способствует образованию побочной фазы $BaFe_2O_4$.

Согласно результатам анализа дифрактограмм, замещение железа на никель или кобальт приводит к уменьшению объема решетки гексаферрита (табл. 1). При этом и Co^{2+}, и Ni^{2+} имеют ионный радиус, больший, чем у Fe^{3+} [19], так что уменьшения решетки не ожидалось. Этот эффект может быть связан с образованием кислородных вакансий, которые возникают при подобных гетеровалентных замещениях для поддержания зарядового баланса [14,20]. Также нельзя исключать и возможность окисления никеля и кобальта до трехвалентного состояния, в котором их ионные радиусы уже меньше, чем у Fe^{3+}. Согласно результатам исследований [21–23], гидротермальная обработка продуктов реакции солей Co^{2+} с основаниями приводит к образованию Co_3O_4, т.е. к окислению части исходных ионов Co^{2+} до Co^{3+}. Вместе с тем аналогичные исследования с использованием солей Ni^{2+} чаще демонстрируют образование NiO, т.е. сохранение валентного состояния Ni^{2+} [24–26].

Так или иначе, в данных обстоятельствах требуется подтвердить присутствие в образцах кобальта и никеля, для чего был проведен элементный анализ образцов, результаты которого представлены на рис. 3 и в табл. 2. Поскольку количество Ni или Co в образцах составляет менее 2 at.%, обнаружить их относительно трудно. Однако при правильном масштабировании на спектрах выделяются $Co{-}K_{\beta_1}$ (7.649 keV) и $Ni{-}K_{\alpha_1}$ (7.478 keV) пики, демонстрирующие наличие этих элементов. При этом количество никеля во всех случаях меньше ожидаемого, а количество кобальта — больше. Данное различие можно объяснить, предположив на основе данных [21–26], что в условиях синтеза Co^{2+} окисляется до Co^{3+}, а Ni^{2+} сохраняет свою валентность. В таком случае Co^{3+} может по сравнению с Ni^{2+} легче встраиваться в решетку $BaFe_{12}O_{19}$.

Co и Ni оказывают различный эффект на ширину некоторых рефлексов гексаферрита, и соответственно на средние размеры кристаллитов. Так, введение никеля практически не влияет на эти параметры, в то время как при определенной концентрации кобальта размеры кристаллитов резко уменьшаются в направлении [001] (табл. 1).

Порошки гексаферрита бария, полученные методом гидротермального синтеза, часто состоят из отдельных кристаллитов [20,27,28], поэтому физические размеры зерен могут совпадать с размерами, рассчитанными по дифрактограммам. Однако наиболее достоверные сведения можно получить только прямым наблюдением на электронном микроскопе (рис. 4). Как видно, реальные размеры частиц несколько отличаются от расчетных. Тем не менее тенденции, наблюдаемые для расчетных

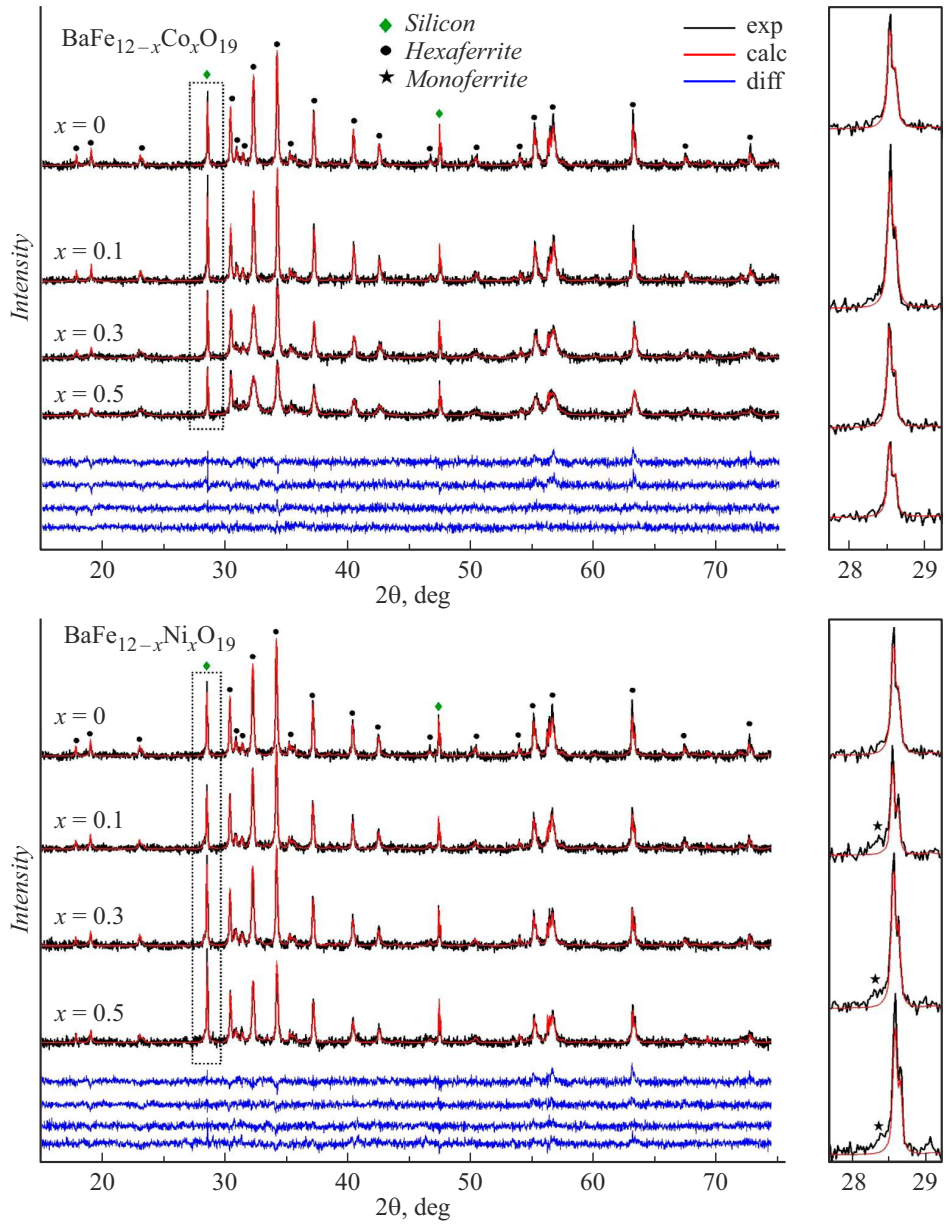


Рис. 1. Рентгеновские дифрактограммы синтезированных порошков $BaFe_{12-x}Ni_xO_{19}$ и $BaFe_{12-x}Co_xO_{19}$.

Таблица 1. Параметры уточнения методом Ритвельда дифрактограмм синтезированных порошков гексаферрита

Содержание замещающего элемента, формульные единицы	0	Ni			Co		
		0.1	0.3	0.5	0.1	0.3	0.5
R_{wp}, %	2.01	1.95	1.85	2.05	2.05	1.8	1.83
R_{exp}, %	1.73	1.78	1.72	1.76	1.77	1.74	1.76
χ^2	1.35	1.2	1.16	1.36	1.34	1.07	1.08
*a, Å	5.893	5.891	5.891	5.890	5.892	5.886	5.887
*c, Å	23.208	23.209	23.211	23.210	23.202	23.211	23.211
V, Å^3	697.957	697.513	697.573	697.306	697.539	696.39	696.626
**Средний размер кристаллита [001], nm	61	52	53	50	60	21	13
**Средний размер кристаллита [100], nm	97	91	95	87	105	73	54

Примечание. * — погрешность расчета составляет ±0.001 Å, ** — рассчитанный по алгоритмам программы Profex.

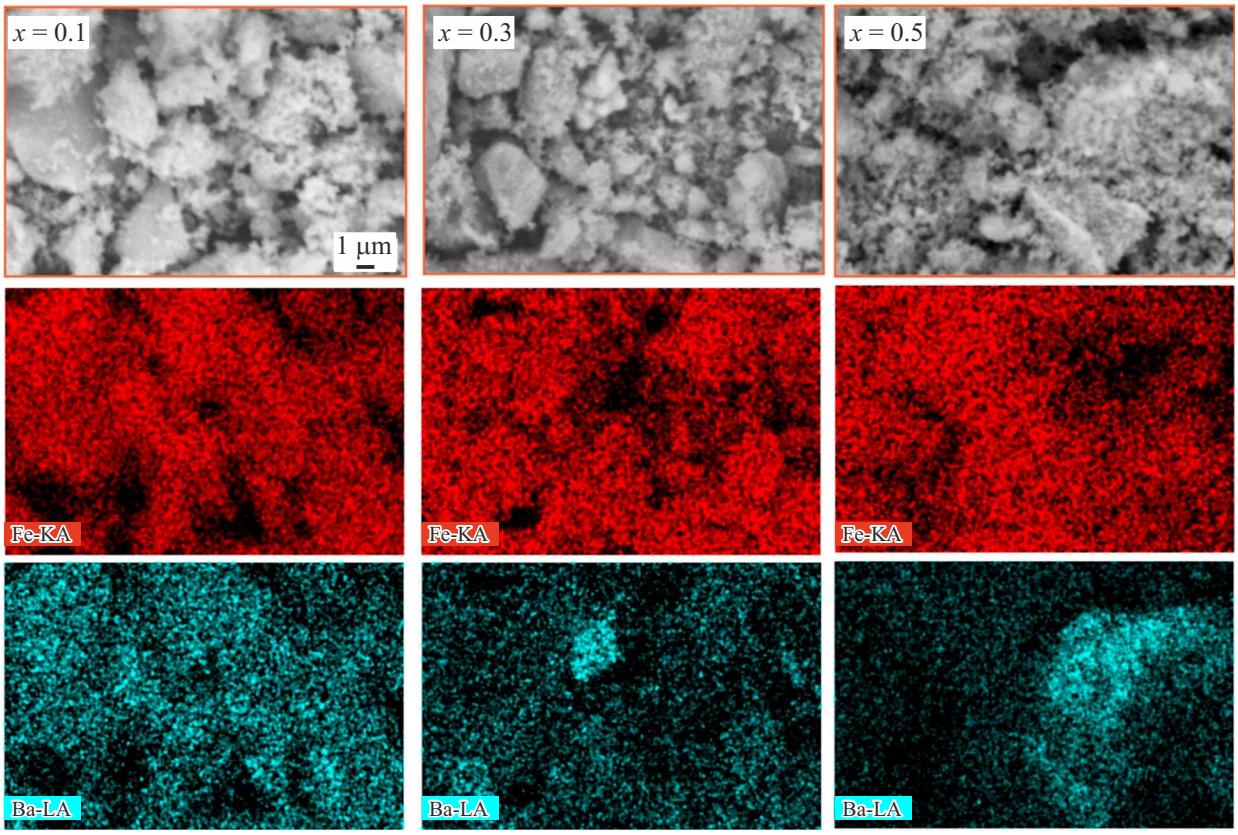


Рис. 2. Распределение Fe и Ba в образцах $BaFe_{12-x}Ni_xO_{19}$.

Таблица 2. Результаты количественного анализа энергодисперсионных спектров образцов

Образец	O, at.%	Fe, at.%	Ba, at.%	Co измеренный (ожидаемый), at.%	Ni измеренный (ожидаемый), at.%
$BaFe_{12}O_{19}$	60.45	36.43	3.12	–	–
$BaFe_{11.9}Co_{0.1}O_{19}$	58.11	37.34	3.75	0.8 (0.31)	–
$BaFe_{11.7}Co_{0.3}O_{19}$	58.25	36.21	3.89	1.65 (0.94)	–
$BaFe_{11.5}Co_{0.5}O_{19}$	57.61	37.1	3.14	2.15 (1.56)	–
$BaFe_{11.9}Ni_{0.1}O_{19}$	60.15	36.51	3.14	–	0.2 (0.31)
$BaFe_{11.7}Ni_{0.3}O_{19}$	49.62	44.23	5.39	–	0.76 (0.94)
$BaFe_{11.5}Ni_{0.5}O_{19}$	58.33	35.78	4.54	–	1.34 (1.56)

размеров, совпадают с непосредственно наблюдаемыми: заметных изменений с ростом концентрации Ni не наблюдается, тогда как добавление Co приводит к уменьшению толщины пластинок феррита.

Более тонкие структурные различия можно обнаружить с помощью ИК-спектроскопии. ИК-спектры полученных ферритов показаны на рис. 5. Наблюдаемые полосы поглощения представлены в табл. 3. Характерные полосы поглощения для гексаферрита бария M-типа: 430–440, 535–546, 570–592 и 888–900 cm^{-1} [29–33]. Таким образом, наблюдаемые полосы на 538, 567 и 897 cm^{-1} можно однозначно отнести к гексаферриту бария. Согласно [32], пик около 505 cm^{-1} соответствует колебанию связи Fe–O в узле $4f_1$ решетки гексаферрита. Полоса на 430–440 cm^{-1} на спектрах не наблюдалась, однако она может быть смещена до 415 cm^{-1} из-за наноструктурированного состояния феррита [30]. Пик около 415 cm^{-1} также наблюдался на спектрах мелких частиц гексаферрита в работах [34,35]. Полоса на 670 cm^{-1} наблюдается только на спектрах $BaFe_{12-x}Ni_xO_{19}$. Этот пик может быть связан с колебаниями связей Ni–O, поскольку он соответствует одной из характерных полос оксида никеля (678, 624 и 552 cm^{-1} [36]). Полоса на 770 cm^{-1} может быть

Таблица 3. Характеристические частоты поглощения ИК-излучения полученными образцами

Содержание замещающего элемента, формульные единицы	0	Ni			Co			Интерпретация
		0.1	0.3	0.5	0.1	0.3	0.5	
Волновое число, cm^{-1}	415	418	414	414	416	417	419	Fe–O (гексаферрит)
	505	503	503	505	506	–	–	Fe–O (гексаферрит)
	538	539	539	540	539	543	542	Fe–O (гексаферрит)
	567	570	570	572	569	571	570	Fe–O (гексаферрит)
	–	667	668	667	–	–	–	Ni–O
	770	771	770	770	773	767	–	Ba–O ($BaFe_2O_4$)
	858	858	858	859	858	858	859	Карбонат
	897	899	899	896	895	900	896	Ba–O (гексаферрит)

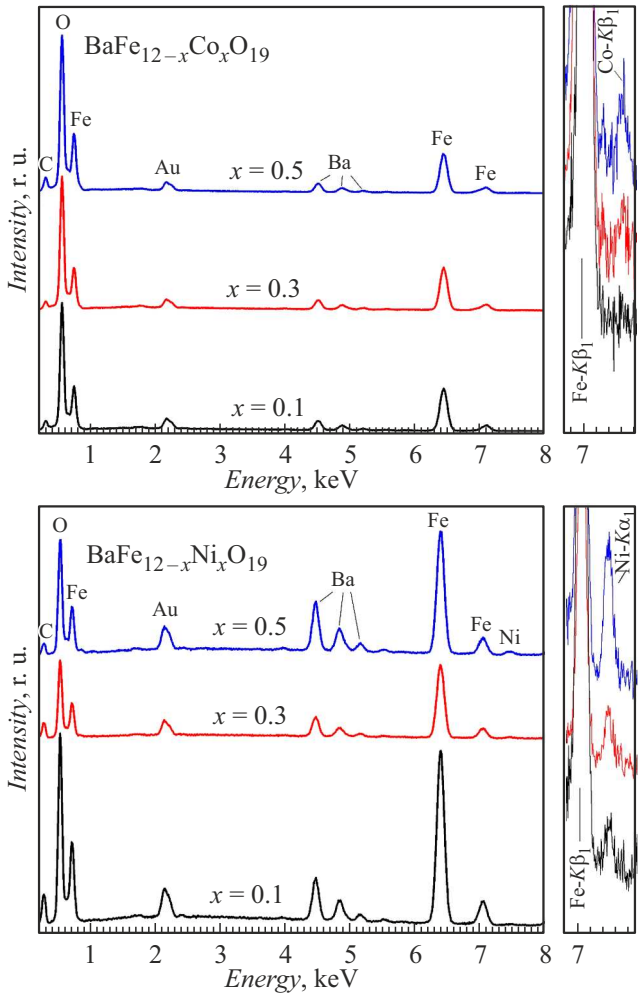


Рис. 3. Энергодисперсионные спектры порошков $BaFe_{12-x}Co_xO_{19}$ и $BaFe_{12-x}Ni_xO_{19}$.

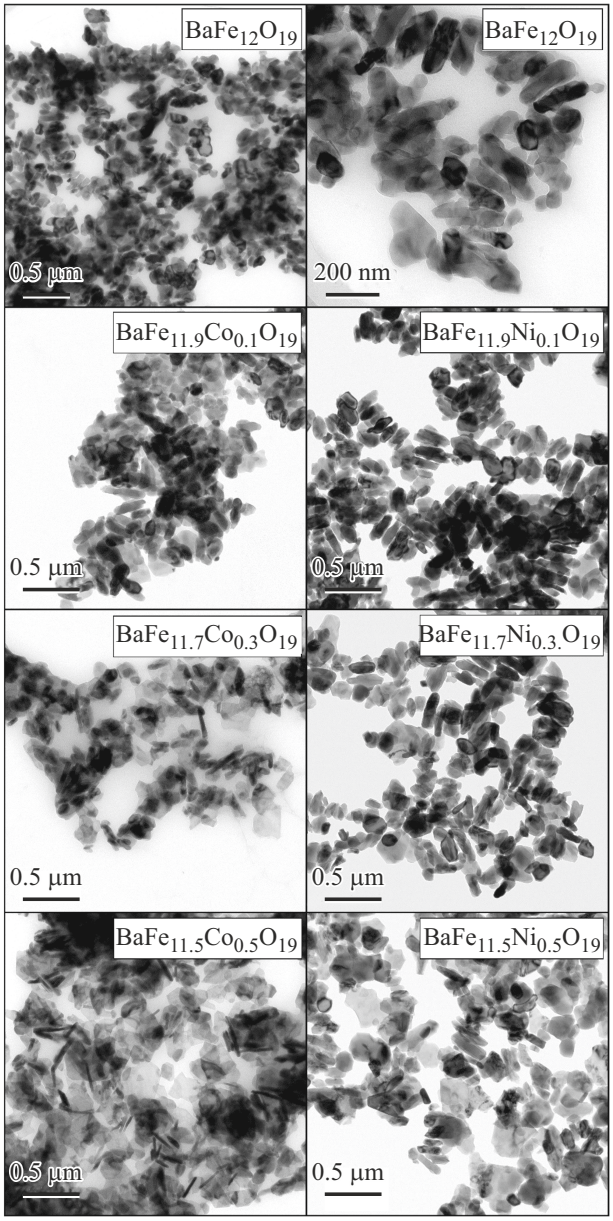


Рис. 4. ПЭМ изображения порошков $BaFe_{12-x}Co_xO_{19}$ и $BaFe_{12-x}Ni_xO_{19}$.

отнесена к примесям $BaFe_2O_4$ [37] или $BaCO_3$ [35]. Следует отметить, что эта полоса исчезает с увеличением концентрации кобальта и не зависит от содержания никеля. Те же тенденции наблюдались для $BaFe_2O_4$ на дифрактограммах, поэтому полоса на 770 cm^{-1} была

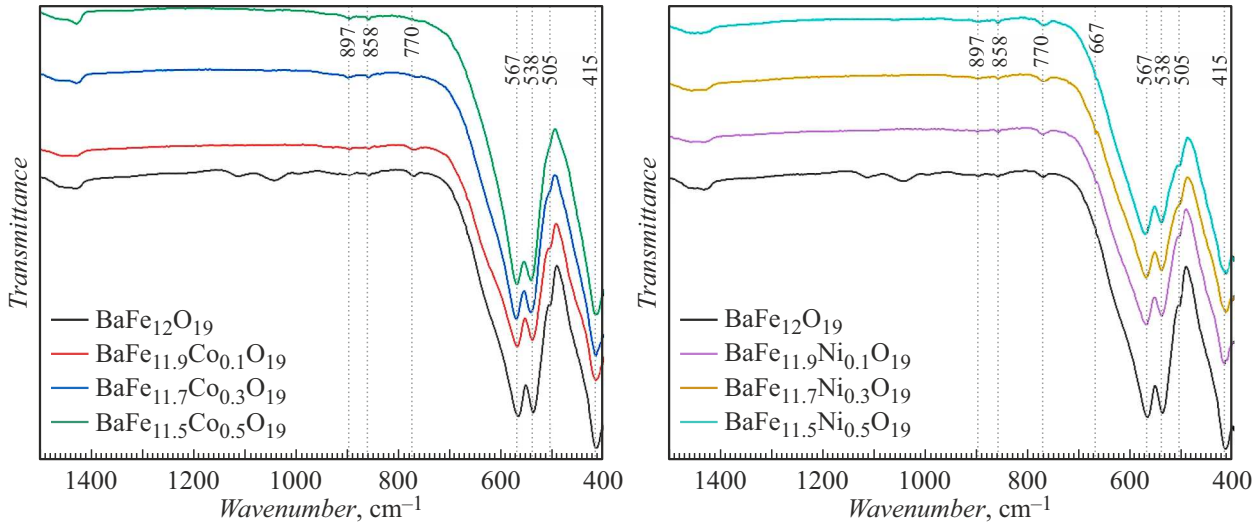


Рис. 5. ИК-спектры ферритов $BaFe_{12-x}Ni_xO_{19}$ и $BaFe_{12-x}Co_xO_{19}$.

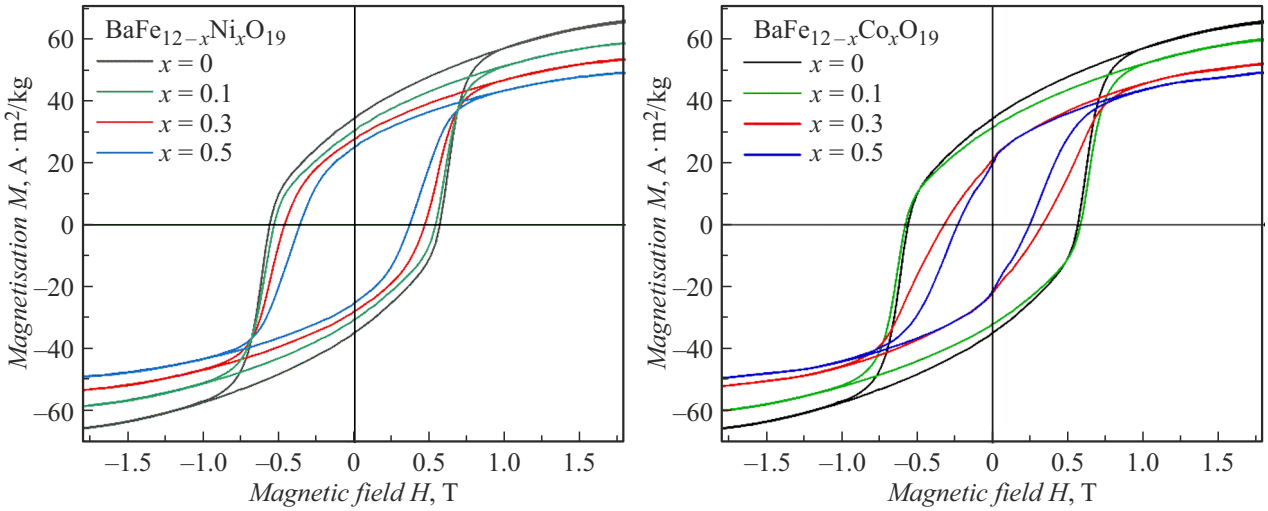


Рис. 6. Петли магнитного гистерезиса образцов $BaFe_{12-x}Ni_xO_{19}$ и $BaFe_{12-x}Co_xO_{19}$.

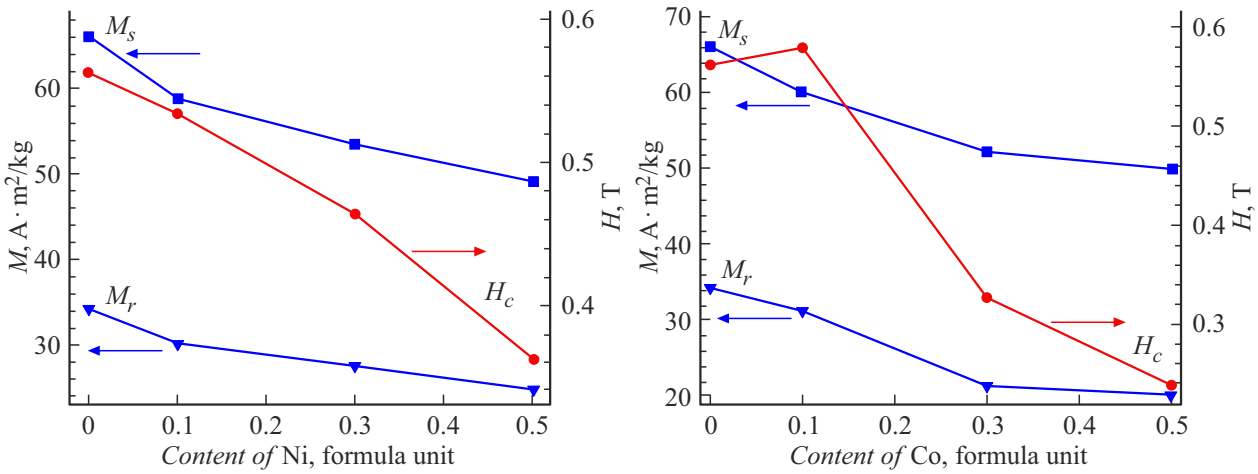


Рис. 7. Магнитные параметры образцов $BaFe_{12-x}Ni_xO_{19}$ и $BaFe_{12-x}Co_xO_{19}$.

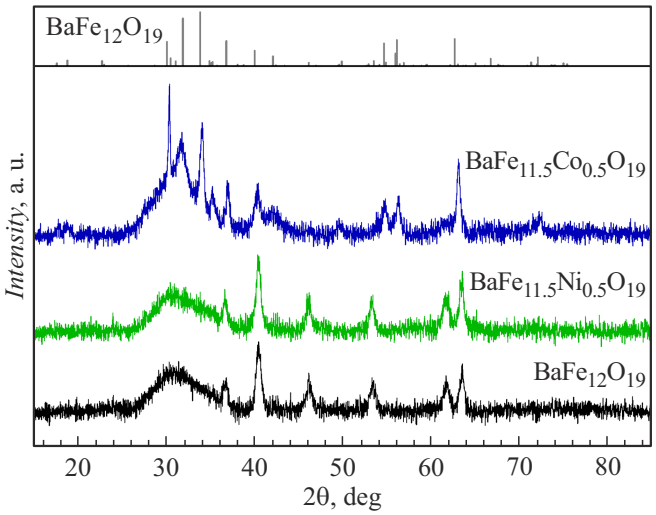


Рис. 8. Дифрактограммы образцов $BaFe_{12}O_{19}$, $BaFe_{11.5}Ni_{0.5}O_{19}$ и $BaFe_{11.5}Co_{0.5}O_{19}$, полученных в результате гидротермального синтеза без высокотемпературного отжига.

отнесена к этой фазе. Полоса на 858 cm^{-1} вместе с широким дублетом на 1450 cm^{-1} связана с присутствием примеси $BaCO_3$ [38]. Наконец, полосы на 1113, 1042 и 996 cm^{-1} в спектре незамещенного гексаферрита могут быть связаны с примесью кремния [39], попавшей в образец при подготовке последнего для РФА. Следует отметить, что с ростом концентрации кобальта изменяется форма спектров, а именно пропадают плечи на 440–470 cm^{-1} и 620–650 cm^{-1}. Как уже упоминалось выше, на форму спектра влияет микроструктура феррита [30]. Тогда наблюдаемые трансформации спектров могут быть связаны с уменьшением средних размеров частиц, вызванным ростом содержания кобальта.

Результаты магнитных измерений полученных образцов представлены на рис. 6 и 7. Как видно, в целом коэрцитивная сила H_c образцов уменьшается с ростом концентрации кобальта или никеля, за исключением порошка $BaFe_{11.9}Co_{0.1}O_{19}$. Тем не менее значения H_c относительно высоки (больше 0.25 T), что может быть связано с малыми размерами частиц и их однодоменным состоянием.

Намагниченность насыщения также уменьшается с увеличением содержания кобальта или никеля. Ионы кобальта и никеля (как в двух-, так и в трехвалентной форме) имеют меньший магнитный момент, чем Fe^{3+}. Таким образом, уменьшение намагниченности ожидается в случаях преимущественного вхождения кобальта или никеля в структурные позиции со спином „вверх“. Кроме того, намагниченность насыщения может снижаться за счет наличия в образцах антиферромагнитной фазы $BaFe_2O_4$.

В случае Co-замещенных ферритов снижение магнитных параметров может быть в большей степени связано с изменениями размеров частиц, нежели с концентрацией кобальта в решетке. Как можно заметить, резкое уменьшение H_c в образцах $BaFe_{12-x}Co_xO_{19}$ происходит одновременно с утоньшением частиц при концентрации кобальта ($x > 0.1$). Такое поведение соответствует известным зависимостям коэрцитивной силы гексаферрита от соотношения диаметра частицы к ее толщине [40].

Чтобы установить, каким образом ионы кобальта приводят к таким существенным изменениям морфологии кристаллитов ферритов и соответственно их магнитных свойств, было проведено исследование некоторых порошков после гидротермальной обработки (до высокотемпературного отжига). На рис. 8 представлены дифрактограммы образцов $BaFe_{12}O_{19}$, $BaFe_{11.5}Ni_{0.5}O_{19}$ и $BaFe_{11.5}Co_{0.5}O_{19}$, а на рис. 9 — их микрофотографии. По дифрактограмме образца $BaFe_{12}O_{19}$ видно, что гидротермальная обработка в таких условиях не приводит к образованию феррита, вследствие чего и производится дополнительный отжиг при 900 °C. Положения рефлексов полученного порошка соответствуют ферригидриту — оксигидроксиду железа с неустановленным достоверно составом. Присутствие никеля в растворе не привело к существенным изменениям, и в результате гидротермальной обработки также был получен ферригидрит. Кобальт, напротив, способствовал образованию наночастиц гексаферрита без необходимости в дальнейшем отжиге. Таким образом, размеры частиц $BaFe_{12}O_{19}$ (и $BaFe_{12-x}Ni_xO_{19}$) отличаются от размеров $BaFe_{12-x}Co_xO_{19}$ в силу того, что первые формируются при отжиге ферригидрита (вследствие его агломерации и дегидратации), а вторые образуются непосредственно при гидротермальной обработке исходного раствора. При этом, судя по микрофотографиям и аморфному гало на дифрактограмме, ферригидрит также присутствует в неотожженном порошке $BaFe_{11.5}Co_{0.5}O_{19}$.

Заключение

В работе порошки $BaFe_{12-x}Co_xO_{19}$ и $BaFe_{12-x}Ni_xO_{19}$ ($x = 0$, 0.1, 0.3, 0.5) были приготовлены гидротермальным методом с последующим отжигом. Полученные частицы имели пластинчатую форму шириной не более 200 nm и толщиной не более 60 nm. Добавление никеля практически не влияло на морфологию частиц и приводило к образованию побочной фазы $BaFe_2O_4$. Кобальт, напротив, существенно влиял на форму и размеры получаемых кристаллитов гексаферрита и не вызывал формирования нежелательных соединений.

Магнитные параметры $BaFe_{12-x}Ni_xO_{19}$ (намагниченность насыщения, коэрцитивная сила и остаточная намагниченность) уменьшались практически линейно с ростом x от 0.1 до 0.5. Тем не менее значения коэрцитивной силы составляли более 0.35 T. Такие значения, безусловно, связаны с морфологией и однодоменным состоянием частиц, которые, в свою очередь, обусловлены условиями синтеза.

Зависимость магнитных параметров $BaFe_{12-x}Co_xO_{19}$ от x более сложна из-за резкого падения значений H_c

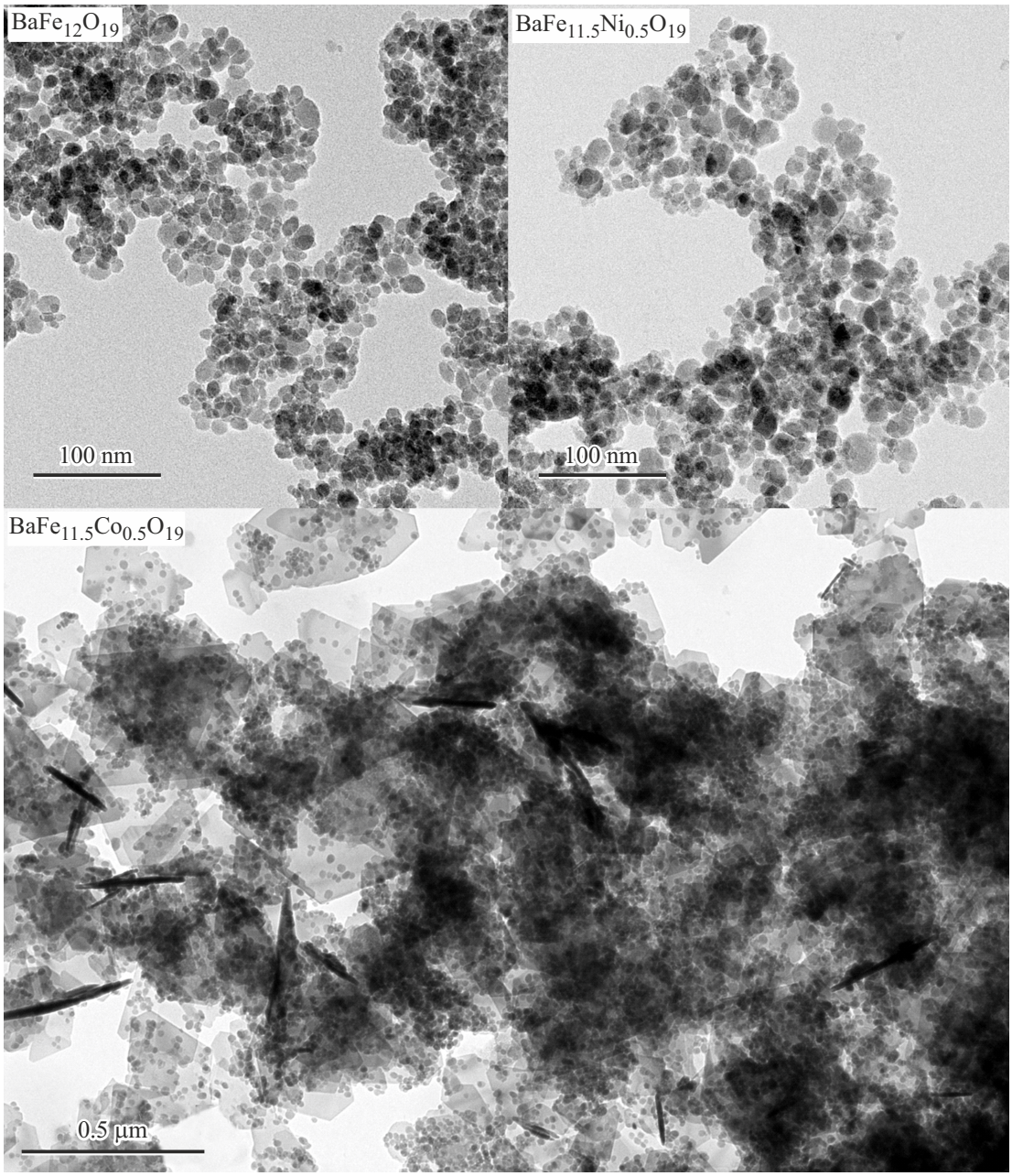


Рис. 9. ПЭМ изображения порошков $BaFe_{12}O_{19}$, $BaFe_{11.5}Ni_{0.5}O_{19}$ и $BaFe_{11.5}Co_{0.5}O_{19}$, полученных в результате гидротермального синтеза без высокотемпературного отжига.

при $x > 0.3$. Снижение H_c, вероятно, обусловлено изменением морфологии кристаллитов с ростом концентрации кобальта — утоньшением пластинчатых кристаллитов более чем в два раза.

Различия в микроструктуре и магнитных свойствах ферритов $BaFe_{12-x}Co_xO_{19}$ и $BaFe_{12-x}Ni_xO_{19}$ вызваны тем, что ионы никеля слабо влияют на процессы формирования феррита: в результате гидротермальной обработки растворов-прекурсоров $BaFe_{12-x}Ni_xO_{19}$ и $BaFe_{12}O_{19}$ образуется ферригидрит, который трансформируется в гексаферрит бария после высокотемпературного отжига, в ходе которого образуются частицы феррита определенной фракции. Присутствие в растворе-прекурсоре ионов кобальта приводит к тому, что частицы гексаферрита $BaFe_{12-x}Co_xO_{19}$ начинают формироваться непосредственно в реакторе в процессе гидротермальной обработки, а их изначально более мелкие размеры не так существенно изменяются после высокотемпературного отжига.

Финансирование работы

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 24-13-00268).

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

[1] R.C. Pullar. Progr. Mater. Sci., **57** (7), 1191 (2012). DOI: 10.1016/j.pmatsci.2012.04.001

[2] J.J. Went. Philips Techn. Rev., **13**, 194 (1952). DOI: 10.2497/jjspm.57.41

[3] R.I. Shakirzyanov, N.O. Volodina, A.L. Kozlovskiy, M.V. Zdorovets, D.I. Shlimas, D.B. Borgekov, Y.A. Garanin. J. Compos. Sci., **7** (10), 411 (2023). DOI: 10.3390/jcs7100411

[4] J.B. Baruah. Inorganica Chimica Acta, **560**, 121838 (2023). DOI: 10.1016/j.ica.2023.121838

[5] S. Prabhu, M. Maruthapandi, A. Durairaj, S. Arun Kumar, J.H. Luong, R. Ramesh, A. Gedanken. ACS Appl. Energy Mater., **6** (3), 1321 (2023). DOI: 10.1021/acsaem.2c03067

[6] E. van der Maas, T. Famprikis, S. Pieters, J.P. Dijkstra, Z. Li, S.R. Parnell, R.I. Smith, E.R.H. van Eck, S. Ganapathy, M. Wagemaker. J. Mater. Chem. A, **11** (9), 4559 (2023). DOI: 10.1039/D2TA08433C

[7] B. Sawicki, E. Tomaszewicz, M. Guzik, T. Gron, M. Oboz, H. Duda, S. Pawlus, P. Urbanowicz. Ceram. Intern., **49** (1), 944 (2023). DOI: 10.1016/j.ceramint.2022.09.068

[8] V.G. Kostishin, V.V. Korovushkin, K.V. Pokholok, A.V. Trukhanov, I.M. Isaev, A.Yu. Mironovich, M.A. Darwish. Phys. Solid State, **63** (11), 1680 (2021). DOI: 10.1134/S1063783421100176

[9] V.G. Kostishin, V.V. Korovushkin, I.M. Isaev, A.Yu. Mironovich, S.V. Trukhanov, V.A. Turchenko, K.A. Astapovich, A.V. Trukhanov. Phys. Solid State, **63**, 253 (2021). DOI: 10.1134/S106378342102013X

[10] V.V. Korovushkin, A.V. Trukhanov, V.G. Kostishin, I.M. Isaev, S.V. Trukhanov, K.A. Astapovich, A.Yu. Mironovich. Inorganic Mater., **56**, 707 (2020). DOI: 10.1134/S0020168520070080

[11] Y. Yang, S. Feng, X. Kan, Q. Lv, A.V. Trukhanov, S.V. Trukhanov. Chem. Select, **6** (3), 470 (2021) DOI: 10.1002/slct.202002620

[12] W. Zhang, J. Li, S. Yi, P. Zu, J. Wu, J. Lin, M. Li, W. Su. J. Alloys Compounds, **871**, 159563 (2021). DOI: 10.1016/j.jallcom.2021.159563

[13] Y. Slimani, B. Unal, M.A. Almessiere, A.D. Korkmaz, A. Baykal. Mater. Chem. Phys., **260**, 124162 (2021). DOI: 10.1016/j.matchemphys.2020.124162

[14] D.A. Vinnik, D.A. Zherebtsov, L.S. Mashkovtseva, S. Nemrava, A.S. Semisalova, D.M. Galimov, S.A. Gudkova, I.V. Chumanov, L.I. Isaenko, R. Niewa. J. Alloys Compounds, **628**, 480 (2015). DOI: 10.1016/j.jallcom.2014.12.124

[15] C. Liu, X. Kan, F. Hu, X. Liu, S. Feng, J. Hu, W. Wang, K.M.U. Rehman, M. Shezad, C. Zhang, H. Li, S. Zhou, Q. Wu. J. Alloys Compounds, **784**, 1175 (2019). DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.01.112

[16] K. Pubby, S.B. Narang, S.K. Chawla, P. Kaur. J. Superconductivity Novel Magnetism, **30**, 3465 (2017). DOI: 10.1007/s10948-017-4141-2

[17] N. Doebelin, R. Kleeberg. J. Appl. Crystall., **48** (5), 1573 (2015). DOI: 10.1107/S1600576715014685

[18] M.C. Dimri, H. Khanduri, P. Agarwal, J. Pahapill, R. Stern. J. Magn. Magn. Mater., **486**, 165278 (2019). DOI: 10.1016/j.jmmm.2019.165278

[19] R.D. Shannon, C.T. Prewitt. Acta Crystallographica Section B: Structural Crystallography and Crystal Chemistry, **25** (5), 925 (1969). DOI: 10.1107/S0567740869003220

[20] F.H. Gjørup, M. Saura-Múzquiz, J.V. Ahlburg, H.L. Andersen, M. Christensen. Materialia, **4**, 203 (2018). DOI: 10.1016/j.mtla.2018.09.017

[21] S.K. Tripathy, M. Christy, N.H. Park, E.K. Suh, S. Anand, Y.T. Yu. Mater. Lett., **62** (6–7), 1006 (2008). DOI: 10.1016/j.matlet.2007.07.037

[22] Y. Hao, A.S. Teja. J. Mater. Res., **18** (2), 415 (2003). DOI: 10.1557/JMR.2003.0053

[23] K. Kanie, Y. Tsujikawa, A. Muramatsu. Mater. Transactions, **58** (7), 1014 (2017). DOI: 10.2320/matertrans.M2017090

[24] L. Lin, T. Liu, B. Miao, W. Zeng. Mater. Lett., **102**, 43 (2013). DOI: 10.1016/j.matlet.2013.03.103

[25] S. Cao, W. Zeng, H. Long, H. Zhang. Mater. Lett., **159**, 385 (2015). DOI: 10.1016/j.matlet.2015.07.045

[26] S. Virgin Jeba, S. Sebastiammal, S. Sonia, A. Lesly Fathima. Inorganic and Nano- Metal Chemistry, **51** (10), 1431 (2020). DOI: 10.1080/24701556.2020.1837163

[27] M. Drofenik, I. Ban, D. Makovec, A. Žnidaršič, Z. Jagličić, D. Hanžel, D. Lisjak. Mater. Chem. Phys., **127** (3), 415 (2011). DOI: 10.1016/j.matchemphys.2011.02.037

[28] D. Primc, D. Makovec, D. Lisjak, M. Drofenik. Nanotechnology, **20** (31), 315605 (2009). DOI: 10.1088/0957-4484/20/31/315605

[29] Z. Mosleh, P. Kameli, M. Ranjbar, H. Salamati. Ceram. Intern., **40** (5), 7279 (2014). DOI: 10.1016/j.ceramint.2013.12.068

[30] Y. Li, A. Xia, C. Jin. Synthesis, J. Mater. Sci.: Mater. Electron., **27**, 10864 (2016). DOI: 10.1007/s10854-016-5195-9

[31] R.E. El Shater, E.H. El-Ghazzawy, M.K. El-Nimr. J. Alloys Compounds, **739**, 327 (2018). DOI: 10.1016/j.jallcom.2017.12.228

[32] W.Y. Zhao, P. Wei, X.Y. Wu, W. Wang, Q.J. Zhang. J. Appl. Phys., **103** (6), 3902 (2008). DOI: 10.1063/1.2884533

[33] S.M. El-Sayed, T.M. Meaz, M.A. Amer, H.A. El Shersaby. Phys. B: Condensed Matter., **426**, 137 (2013). DOI: 10.1016/j.physb.2013.06.026

[34] S. Ram. Phys. Rev. B, **51** (10), 6280 (1995). DOI: 10.1103/PhysRevB.51.6280

[35] S. Hasan, B. Azhdar. Results in Physics, **42**, 105962 (2022). DOI: 10.1016/j.rinp.2022.105962

[36] K. Sajilal, A.M.E. Raj. Optik, **127** (3), 1442 (2016). DOI: 10.1016/j.ijleo.2015.11.026

[37] J. Huang, H. Zhuang, W.L. Li. Mater. Res. Bull., **38** (1), 149 (2003). DOI: 10.1016/S0025-5408(02)00979-0

[38] X. Wang, Y. Ye, X. Wu, J.R. Smyth, Y. Yang, Z. Zhang, Z. Wang. Phys. Chem. Minerals, **46**, 51 (2019). DOI: 10.1007/s00269-018-0986-6

[39] S.A. Memon, W. Liao, S. Yang, H. Cui, S.F.A. Shah. Materials, **8** (2), 499 (2015). DOI: 10.3390/ma8020499

[40] O. Kubo, T. Ido, H. Yokoyama, Y. Koike. J. Appl. Phys., **57** (8), 4280 (1985). DOI: 10.1063/1.334585