

Синтез феррошпинели NiFe_2O_4 методом термогидролиза и ее магнитные свойства

Т. С. Карпова, В. Г. Васильев, Е. В. Владимирова, А. П. Носов

Предложен новый метод термогидролиза для синтеза сложных оксидных феррошпинелей с общей формулой MFe_2O_4 , где $\text{M} = \text{Ni}, \text{Co}, \text{Cu}, \text{Mn}, \text{Zn}$ и др. Проведены исследования структурных, морфологических и магнитных характеристик порошков феррита никеля NiFe_2O_4 , полученных по предложенной методике.

Ключевые слова: синтез, термогидролиз, магнитные характеристики.

New thermohydrolysis method of synthesis of complex oxides compounds mainly spinel ferrites with general formula MFe_2O_4 , where $\text{M} = \text{Ni}, \text{Co}, \text{Cu}, \text{Mn}, \text{Zn}$ etc. is suggested. The powders of NiFe_2O_4 , were obtained. Their structural, morphological and magnetic properties were investigated.

Key words: synthesis, thermohydrolysis, morphology, magnetic features

Введение

Феррошпинели MFe_2O_4 , где $\text{M} = \text{Ni}, \text{Co}, \text{Cu}, \text{Mn}, \text{Zn}$ и другие элементы уже несколько десятилетий используют в качестве магнитных и магнитоотрицательных материалов в электронной технике и радиоэлектронике. Ферриты на основе NiFe_2O_4 нашли применение в приборах и устройствах, работающих в миллиметровой и коротковолновой части сантиметрового диапазона длин волн. Для ферритов на основе этого состава характерны относительно большая намагниченность насыщения $4\pi M_s > 2000$ Гс, сравнительно малая ширина линии ферромагнитного резонанса $\sim 200 - 300$ Э, достаточно высокая температура Кюри — до 773 К, коэрцитивная сила 0,6–0,8 Э, диэлектрические потери $\text{tg } \delta = 4 \cdot 10^{-3} - 6 \cdot 10^{-4}$ и удельное электросопротивление более 10^{10} Ом·см [1].

В настоящее время известно много методов синтеза ферритовых шпинелей. Наиболее широко используется традиционный метод твердофазных реакций (МТФР) из исходных простых оксидов при высоких температурах [2]. Также применяют методы соосаждения солей и гидроксидов, электрохимические методы, методы криохимической кристаллизации [3]. Интенсивно разрабатываются способы получения мелкодисперсных порошков феррошпи-

нелей в связи с возможностью улучшения их физических характеристик. В образцах микро- и наноразмерных порошков величины намагниченности и констант магнитной анизотропии могут быть заметно больше, чем в массивных образцах, а отличия в температурах Кюри и Нееля могут составить сотни градусов [4]. Активно развиваются способы получения ультрадисперсных и наноструктурированных порошков феррошпинелей через органические комплексные соединения, методы самораспространяющегося высокотемпературного синтеза с применением различных прекурсоров [5]. В работе [6] был предложен гидротермальный метод синтеза, позволяющий получить порошок феррита никеля NiFe_2O_4 , с частицами в виде наноразмерных кристаллитов октаэдрической формы. При синтезе использовали прекурсоры — растворы соответствующих солей, взятые в стехиометрическом соотношении (0,5 М раствор $\text{NiCl}_2 \cdot 6 \text{H}_2\text{O}$ и 1 М раствор $\text{Fe}(\text{NO}_3)_3 \cdot 9 \text{H}_2\text{O}$) с добавлением КОН. Прекурсор помещали в автоклав и выдерживали при 433 К в течение 10 часов с дальнейшим охлаждением до комнатной температуры. Авторы [6] отмечают значительное изменение некоторых магнитных характеристик полученных таким образом порошков по сравнению с ультрадисперсными порошками,

Сравнение физических характеристик поликристаллических феррошпинелей $NiFe_2O_4$, полученных разными методами

Метод синтеза	Температура термообработки T_S , К, время	Размер зерна, нм	Намагниченность насыщения M_S ($T = 298$ К), (Гс·см ³)/Г	Коэрцитивная сила H_C ($T = 298$ К), Э	Литература
Метод твердофазного синтеза	1273 – 1373 К	2000 – 5000	5,6	5–10	[2]
Золь-гель метод	773 К	60 – 600	26,4	120	[7]
	873 К		34,5	85	
	973 К		42,5	32	
	573 К, 12 ч	12,44	36,2	90	[8]
873 К, 12 ч	14,94	41,2	130		
1173 К, 12 ч	21,95	44,7	50		
Гидротермальный метод	433 К, 10 ч	60 – 90	49,6	>30	[6]
	413 К, 13 ч	25	53,6	—	[11]
	433 К	18,9	13,3	38,5	[12]
Пиролиз распыляемого вещества	706 К	30 – 36	37 – 42	—	[9]
Метод соосаждения	873 К, 4 ч	25 ± 5	23,13	245,5	[10]
Термогидролиз	973 К	1000 – 15000	41,53	35	Настоящая работа

состоящими из частиц неправильной округлой формы: уменьшение коэрцитивной силы, увеличение намагниченности насыщения. Использовали также золь-гель метод [7, 8], пиролиз [9], метод соосаждения [10]. Все вышеперечисленные методы имеют недостатки, связанные со сложной аппаратурной реализацией процессов, высокими температурами и большой длительностью процесса синтеза. Помимо этого, наблюдается довольно большой разброс физических параметров в зависимости от метода синтеза, а для каждого метода синтеза — и от условий термообработки, что иллюстрируют, например, данные работ [6–8, 11, 12], приведенные в табл. 1.

В настоящей работе предложен новый термогидролизный метод синтеза феррошпинели с общей формулой $NiFe_2O_4$, позволяющий получать однофазный продукт высокой чистоты в виде октаэдрических частиц правильной формы за малый (до 3 часов) промежуток времени при температурах не выше 973 К. Изучены структурные, морфологические и магнитные свойства синтезированных материалов.

Методика эксперимента

Для синтеза феррошпинели состава $NiFe_2O_4$ использовали метод термогидролиза смеси хлоридов никеля и железа, взятых в мольном соотношении 1:2. В качестве исходных реактивов использовали металлические Ni и Fe. Навески металлов в соответствующих количествах растворяли в разбавленной (1:1) HCl, образовавшиеся растворы смешивали и упаривали до влажных солей. Полученную смесь солей обжигали в трубчатой печи при постоянном токе

воздуха и водяного пара. Конечную температуру синтеза определяли экспериментально, постепенно увеличивая от 773 до 973 К. Скорость нагревания поддерживали равной 10 К/мин. В зависимости от количества реагентов время синтеза $NiFe_2O_4$ варьировали от 40 мин до 2 ч.

Рентгенофазовый анализ (РФА) проводили на дифрактометре Shimadzu XRD-7000 в монохроматическом CuK_{α} -излучении ($\lambda = 0,15418$ нм) при комнатной температуре. Сканирование производилось со скоростью 0,9 град./мин в интервале 2θ от 20° до 80° .

Для идентификации данных РФА использовали информацию, приведенную в картотеке JCPDSD-ICDD [00-054-0964]. Структурные параметры полученных образцов были определены с применением программного комплекса FullProf Suite (Version: 2.00).

Исследования методом растровой электронной микроскопии (РЭМ) проводили на растровом электронном микроскопе JEOL JSM-6390LA (Япония). Фазовую однородность оценивали, применяя локальный энергодисперсионный рентгеновский микроанализ.

Распределение частиц по размерам было получено с помощью лазерного анализатора размеров частиц Horiba partica LA-950V2.

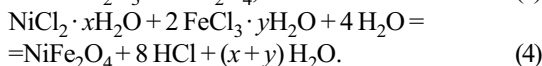
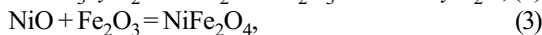
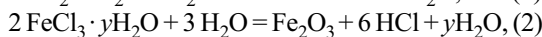
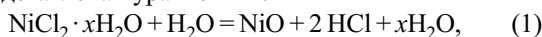
Для проведения магнитных измерений объемные образцы были спрессованы под давлением $P = 150$ кгс/см² в диски диаметром 10 мм и высотой порядка 1 мм и отожжены при температуре термообработки $T_S = 1173$ К в течение 6 часов на воздухе. Статические магнитные измерения проводили с использованием СКВИД-магнетометра Quantum Design

MPMS. Из изотерм намагниченности определяли величины намагниченности насыщения M_S и коэрцитивной силы H_C . Температуру Кюри T_C определяли по результатам температурных измерений магнитной восприимчивости на переменном токе. Коэффициент магнитострикции λ_S измеряли по мостовой схеме с использованием тензодатчиков.

Результаты и их обсуждение

В ходе экспериментов было установлено, что образование структуры шпинели наблюдалось уже при температуре синтеза 923 К, однако однофазный продукт $NiFe_2O_4$ образовывался только при температуре 973 К.

Синтез $NiFe_2O_4$ протекает следующим образом: при повышении температуры в присутствии паров воды исходные хлориды металлов подвергаются гидролизу с образованием высокоактивных оксидов металлов и одновременным выделением HCl. Оксиды реагируют между собой с образованием конечного продукта — феррошпинели. По достижении температуры 973 К происходит полное фазообразование, при этом на дифрактограммах отсутствуют пики, соответствующие исходным или возможным промежуточным соединениям. Общая схема протекания реакции термического гидролиза (без учета образования возможных промежуточных продуктов) представлена в уравнениях:



На рис. 1 представлены дифрактограммы для образцов $NiFe_2O_4$, синтезированных при разных температурах. Из приведенных данных видно, что при температурах ниже 973 К на дифрактограммах присутствуют пики, относящиеся к промежуточным оксидам — Fe_2O_3 и NiO и синтезируемой фазе $NiFe_2O_4$. На дифрактограмме образца, полученного термогидролизом при температуре 973 К, имеются лишь пики, соответствующие фазе $NiFe_2O_4$ и отсутствуют пики от исходных компонентов или иных фаз.

Феррошпинель $NiFe_2O_4$ кристаллизуется в кубической сингонии (пространственная группа Fd-3m). Параметры кристаллической решетки образца, определенные из рентгеноструктурных данных, приведены в табл. 2. Относительная погрешность определения объема не превышает 0,5% (табл. 2). Экспериментальные и рассчитанные (после уточнения структурных параметров) дифрактограммы для

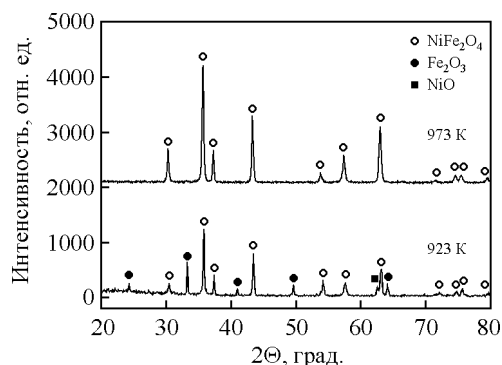


Рис. 1. Дифрактограммы образцов $NiFe_2O_4$, синтезированных термогидролизом при температурах 873 – 973 К.

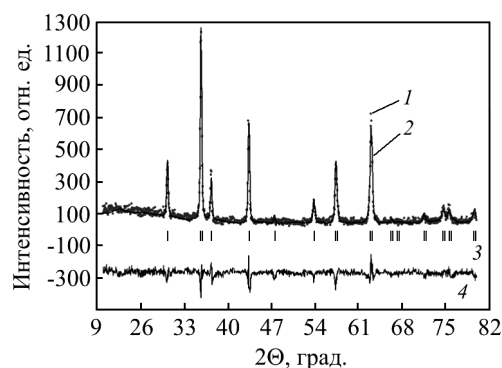


Рис. 2. Экспериментальная (1) и рассчитанная (2) дифрактограммы $NiFe_2O_4$, 3 — положение брэгговских пиков, 4 — разность экспериментальной и рассчитанной дифрактограмм.

Таблица 2

Параметры кристаллической структуры образцов $NiFe_2O_4$, полученные в результате обработки экспериментальных данных

Состав	$NiFe_2O_4$
Пространственная группа	Fd-3m
Сингония	кубическая
Параметры, a , нм	0,83397
Объем, nm^3	0,580
Брэгг-фактор	2,73

$NiFe_2O_4$, а также их разность, представлены на рис. 2. Как видно из представленных данных, наблюдается хорошее соответствие экспериментальных и вычисленных дифрактограмм. Полученные результаты для параметров кристаллической решетки хорошо коррелируют с известными литературными данными для поликристаллического $NiFe_2O_4$ [13].

Электронные микроскопические изображения топографии поверхности образца $NiFe_2O_4$, полученные методом растровой электронной микроскопии, показаны на рис. 3, из которого следует, что образец

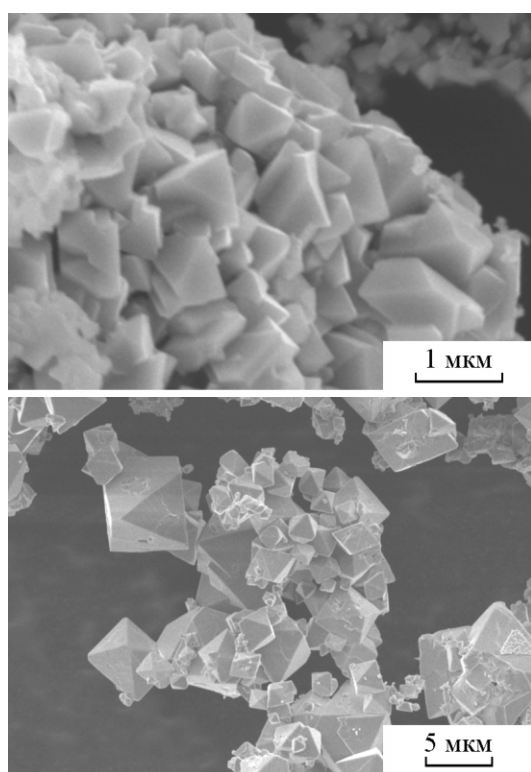


Рис. 3. РЭМ-изображения $NiFe_2O_4$, полученного методом термогидролиза.

$NiFe_2O_4$ преимущественно состоит из частиц в форме октаэдров с явно выраженными гранями, что хорошо согласуется с данными о кристаллической структуре соединения. На поверхности частиц имеются такие дефекты, как неровности граней, двойникование, агломерация. Видно, что кристаллические частицы сильно отличаются по размеру. Диапазон изменения размеров составляет от 1 до 15 мкм, при этом среднее значение составляет 5 мкм.

Результаты определения среднего размера частиц образца $NiFe_2O_4$, полученные на лазерном анализаторе, приведены на рис. 4. Диапазон изменения значений составляет от 1,7 до 28 мкм, при этом средний размер частиц равен 12 мкм. Эти значения отличаются от данных, полученных из анализа РЭМ микрофотографий. Расхождение можно объяснить сильной агломерацией октаэдрических частиц: полученный образец $NiFe_2O_4$ преимущественно состоит из сросшихся в крупные куски частиц октаэдрической формы — агломератов, при этом количество отдельных частиц правильной формы незначительно.

Физические характеристики порошков оксидных магнитных материалов, в частности феррошпинелей $NiFe_2O_4$, сильно зависят от метода синтеза, что ил-

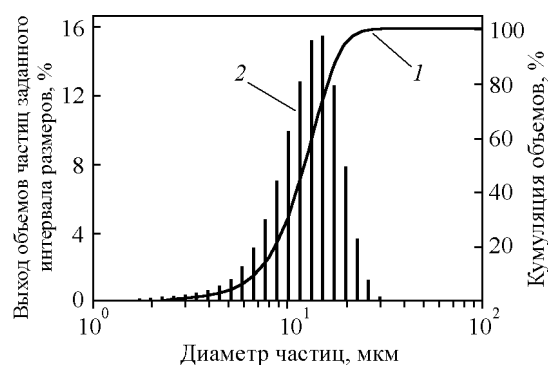


Рис. 4. Гистограмма $NiFe_2O_4$, полученного методом термогидролиза. 1 — кумуляция объемов, 2 — выход объемов частиц.

люстрируют данные табл. 1. В свою очередь, свойства объемных материалов, полученных термообработкой компактированных порошков, дополнительно определяются и условиями термообработки. Это обусловлено сильной взаимной зависимостью структурных, магнитных и электронных свойств оксидных магнитных материалов. Порошки оксидных магнитных материалов характеризуются большой площадью поверхности. Структурные свойства приповерхностных слоев частиц порошков, за счет наличия атомов с нарушенными и оборванными связями, отличаются от свойств материала внутри объема частиц. Эти отличия могут приводить к образованию дислокаций, внутренним напряжениям, накоплению упругой энергии, которая за счет магнитоупругих эффектов будет влиять на магнитные свойства. Объемные материалы, полученные термообработкой исходных порошков, состоят из кристаллитов и межкристаллитных границ, свойства которых определяются условиями термообработки. Помимо влияния магнитоупругих эффектов, в общем случае, межкристаллитные границы характеризуются как другим химическим составом, так и стехиометрией по кислородной подрешетке из-за различий коэффициента диффузии по объему кристаллитов и по межкристаллитным границам. При этом важную роль играет гранулометрический состав исходных порошков. Если сравнивать данные различных авторов для феррошпинели $NiFe_2O_4$, полученной разными методами, например золь-гель [7, 8] и гидротермальным [6, 11, 12], то, как следует из табл. 1, можно отметить следующие закономерности. Для золь-гель метода влияние размеров частиц при одинаковой температуре термообработки (873 К) приводит к 16% отличиям величины намагниченности насыщения при 298 К [7, 8], в то время как для образцов, полученных гидротермальным методом при

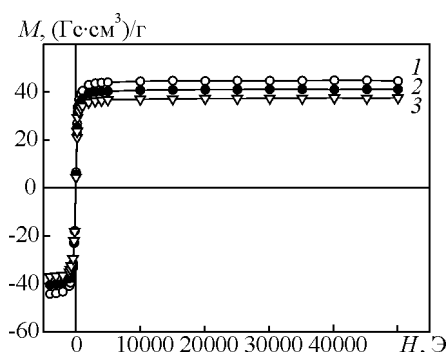


Рис. 5. Изотермы намагниченности для NiFe_2O_4 при температурах: 1 – 5 К, 2 – 300 К, 3 – 400 К.

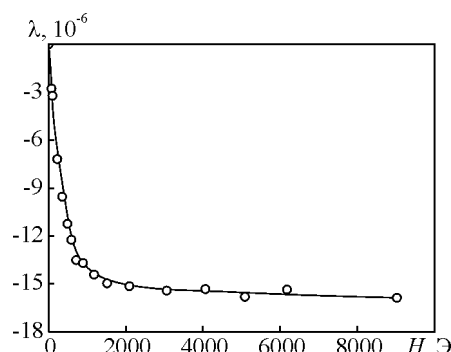


Рис. 6. Изотерма магнитострикции для NiFe_2O_4 при температуре 300 К.

температуре термообработки 433 К, отличия соответствующих характеристик достигают 73% [6, 12]. Из литературных данных также следует, что влияние режимов термообработки является гораздо более сильным: для золь-гель метода по результатам работы [9] при росте температуры термообработки величины намагниченности насыщения при 298 К отличаются на 38% и коэрцитивная сила уменьшается, в то время как по результатам работы [8] с ростом температуры термообработки величина M_S возрастает на 19% и зависимость H_C от T_S является нелинейной. Поэтому сравнение результатов разных авторов следует производить с учетом влияния перечисленных факторов.

На рис. 5 приведены типичные изотермы намагниченности при температурах 5, 300 и 400 К для объемного образца NiFe_2O_4 , синтезированного методом термогидролиза. Величина намагниченности насыщения при комнатной температуре составляет $M_S = 41,53$ (Гс·см³)/г, а коэрцитивная сила $H_C = 35$ Э, температура Кюри $T_C = 864$ К. Эти значения близки литературным данным для поликристаллического NiFe_2O_4 ($M_S = 44,7$ (Гс·см³)/г), полученного золь-гель методом ($T_S = 1173$ К, [8]) и приведенным в табл. 1.

На рис. 6 приведена изотерма магнитострикции для NiFe_2O_4 при температуре 300 К. Коэффициент магнитострикции составляет $\lambda_s = -15,5 \cdot 10^{-6}$, что по модулю меньше соответствующей величины из [13] для поликристаллических образцов NiFe_2O_4 , синтезированных МТФР при температурах 1273–1373 К, для которых $\lambda_s = -26 \cdot 10^{-6}$. Причина уменьшения коэффициента магнитострикции может заключаться во влиянии формы образцов, кристаллографической и магнитной текстуры, упругих микронапряжений. Для возможных применений важным параметром является чувствительность коэффициента магнитострикции к магнитному полю ($d\lambda/dH$), рис. 7. Чув-

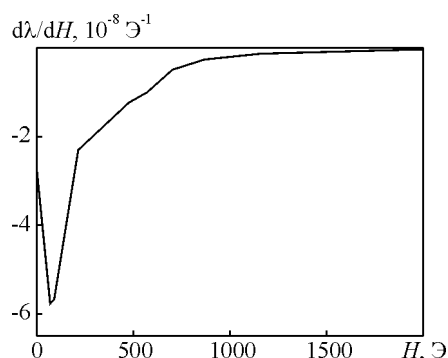


Рис. 7. Зависимость скорости изменения коэффициента магнитострикции от величины магнитного поля для NiFe_2O_4 .

ствительность максимальна в поле 69 Э, и ее величина составляет $-5,79 \cdot 10^{-8} \text{ Э}^{-1}$.

Из изотерм намагниченности были определены константы кубической анизотропии NiFe_2O_4 при температурах 5, 300 и 400 К. В области полей, близких к насыщению, справедлив закон асимптотического насыщения [14, 15]:

$$M = M_S \left(1 - \frac{a}{H} - \frac{b}{H^2} - \dots \right) + \chi_0 H, \quad (5)$$

где M — намагниченность, M_S — намагниченность насыщения, H — величина магнитного поля, a, b — константы, χ_0 — восприимчивость парапроцесса. Слагаемые a/H и $\chi_0 H$ необходимо учитывать, поскольку они вносят вклад в намагниченность вблизи насыщения. Слагаемое a/H обусловлено наличием поля механических напряжений вокруг дислокаций, либо наличием немагнитных примесных включений и пор (то есть имеется сильная локальная магнитная анизотропия). Слагаемое $\chi_0 H$ появляется в сумме из-за того, что сама величина спонтанной намагниченности возрастает с увеличением поля H : к молекулярному полю Вейсса добавляется внешнее

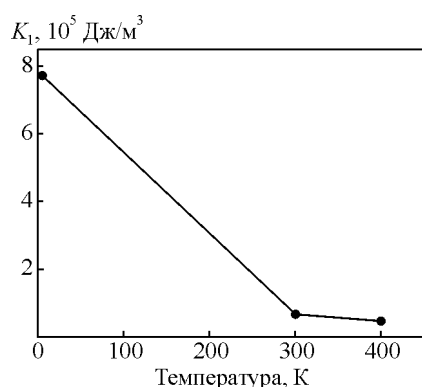


Рис. 8. Зависимость величины константы кубической анизотропии K_1 от температуры для NiFe_2O_4 .

магнитное поле H , что приводит к увеличению спонтанной намагниченности. Из экспериментальных зависимостей определяли константы a и b с использованием формулы (5).

Для магнетиков с кубической структурой коэффициент b связан с константой кубической анизотропии:

$$b = \frac{8}{105} \frac{K_1^2}{\mu_0^2 M_S^2}, \quad (6)$$

где K_1 — константа кубической анизотропии, μ_0 — абсолютная магнитная проницаемость.

Данное выражение позволяет определить константу кубической анизотропии K_1 . Закон асимптотического насыщения действует в диапазоне значений $0,97M_S < M < M_S$, поэтому для определения K_1 использовали область высоких полей на кривой намагниченности, которая принадлежит соответствующей области значений M [14, 15]. Изменение коэффициента кубической анизотропии от температуры приведены на рис. 8. Видно, что с повышением температуры коэффициент кубической анизотропии уменьшается. Полученные значения коэффициентов кубической анизотропии хорошо согласуются с литературными данными для феррошпинелей: в [14] для поликристаллического образца CoFe_2O_4 при температуре 600 К получено значение $K_1 = 2,2 \cdot 10^5 \text{ Дж/м}^3$, в настоящей работе для поликристаллического образца NiFe_2O_4 при температуре 300 К — $K_1 = 6,2 \cdot 10^5 \text{ Дж/м}^3$, причем наблюдается уменьшение величины K_1 с ростом температуры.

Заключение

Показано, что методом термогидролиза можно за короткий промежуток времени (от 40 мин до 2-х часов) получать феррошпинель состава NiFe_2O_4 в виде однофазных порошков высокой чистоты с фор-

мой частиц в виде октаэдров с явно выраженными гранями. NiFe_2O_4 , полученный методом термогидролиза, кристаллизуется в кубической сингонии (пространственная группа $Fd-3m$, $a = 0,83397 \text{ нм}$, $V = 0,580 \text{ нм}^3$), при этом частицы имеют распределение по размерам от 1 до 15 мкм со средним значением 5 мкм. Исследования магнитных свойств полученных образцов показали, что при комнатной температуре намагниченность насыщения составляет $M_S = 41,53 \text{ (Гс}\cdot\text{см}^3\text{)/г}$, коэрцитивная сила $H_C = 35 \text{ Э}$, коэффициент магнитострикции $\lambda_S = -15,5 \cdot 10^{-6}$, константа кубической анизотропии $K_1 = 6,2 \cdot 10^5 \text{ Дж/м}^3$. Для температуры Кюри синтезированного NiFe_2O_4 было получено значение $T_C = 864 \text{ К}$.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант 08-02-99062_p_ofи), программы фундаментальных исследований Президиума РАН № 21, проекта УрО РАН-СО РАН № 09-С-2-1016, программы ОФН РАН “Спиновые явления в твердотельных наноструктурах и спинтронике”.

Литература

1. Злобин В.А., Андреев В.А., Звороно Ю.С. Ферритовые материалы. Ленинград: Энергия, 1970, 106 с.
2. Sepelak V., Tkacova K., Boldyrev V.V., Wibmann S., Becker K.D. Mechanically induced cation redistribution in ZnFe_2O_4 and its thermal stability. *Physica B: Condensed Matter*, 1997, v. 234, Is. 2, p. 617 – 619.
3. Кнотьяко А.В., Пресняков И.А., Третьяков Ю.Д. Химия твердого тела. М.: Академия, 2006, 303 с.
4. Баранов Д.А., Губин С.П. Магнитные наночастицы: достижения и проблемы химического синтеза. Тезисы IX международной научной конференции “Химия твердого тела: монокристаллы, наноматериалы, нанотехнологии”. Россия, г. Кисловодск, 11 – 16 октября 2009, Ставрополь: СевКавГТУ, 2009, с. 12 – 41.
5. Altman Igor S., Jang Yoon-Hyung, Agronovski Igor E., Yang Sangsun and Choi Mansoo. Stabilization of spinel structure during combustion synthesis of iron nanooxides. *Journal of Nanoparticle Research*, 2004, v. 6, p. 633 – 637.
6. Chenga Yao, Zhenga Yuanhui, Wanga Yuansheng, Baoa Feng, Qin Yong. Synthesis and magnetic properties of nickel ferrite nano-octahedra. *Journal of Solid State Chemistry*, 2005, v. 178, p. 2394 – 2397.
7. Maensiri S., Masingboon Ch., Boonchom B., Seraphin S. A simple route to synthesize nickel ferrite (NiFe_2O_4) nanoparticles using egg white. *Scripta Materialia*, 2007, v. 56, p. 797 – 800.
8. George M., Mary John A., Swapna S. Nair, Joy P.A., Anantharaman M.R. Finite size effects on the structural and magnetic properties of sol-gel synthesized NiFe_2O_4 powders. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 2006, v. 302, p. 190 – 195.

9. Jung D.S., Chan Kang Y. Effects of precursor types of Fe and Ni components on the properties of NiFe₂O₄ powders prepared by spray pyrolysis. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 2009, v. 321, p. 619 – 623.
10. Salavati-Niasari M., Davar F., Mahmoudi T. A simple route to synthesize nanocrystalline nickel ferrite (NiFe₂O₄) in the presence of octanoic acid as a surfactant. *Polyhedron*, 2009, v. 28, p. 1455 – 1458.
11. Wang J. Prepare highly crystalline NiFe₂O₄ nanoparticles with improved magnetic properties. *Materials Science and Engineering B*, 2006, v. 127, p. 81 – 84.
12. Hua Li, Hua-zhong Wu, Guo-xian Xiao. Effects of synthetic conditions on particle size and magnetic properties of NiFe₂O₄. *Powder Technology*, 2010, v. 198, p. 157 – 166.
13. Gibart, P., Suran, G. Epitaxial NiFe₂O₄ films deposited on Nd₃Ga₅O₁₂ substrate. *AIP Conf. Proc.*, 1975, v. 29, p. 578. SpringerMaterials - The Landolt-Bornstein Database (<http://www.springermaterials.com>)
14. Nlebedim I.C., Renvah N., Williams P.I., Melikhov Y., Snyder J.E., Moses A.J., Jiles D.C. Effect of heat treatment on the magnetic and magnetoelastic properties of cobalt ferrite. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 2010, v. 322, p. 1929 – 1933.
15. Тикадзуми С. Физика ферромагнетизма. Магнитные характеристики и практические применения. М.: Мир, 1987, 421 с.

Карпова Татьяна Сергеевна — Институт химии твердого тела Уральского Отделения РАН (г. Екатеринбург), аспирант. Специализируется в области химии твердого тела. E-mail: Geota2006@yandex.ru.

Васильев Виктор Георгиевич — Институт химии твердого тела Уральского Отделения РАН (г. Екатеринбург), кандидат химических наук, старший научный сотрудник. Специалист в области химии твердого тела, неорганической химии, химии оксидов. E-mail: 525327@mail.ru.

Владимировна Елена Владимировна — Институт химии твердого тела Уральского Отделения РАН (г. Екатеринбург), кандидат химических наук, старший научный сотрудник. Специалист в области химии твердого тела, неорганической химии, химии оксидов. E-mail: ihim1@mail.ru.

Носов Александр Павлович — Институт физики металлов Уральского Отделения РАН (г. Екатеринбург), доктор физико-математических наук, ведущий научный сотрудник. Специалист в области магнитных материалов, тонких пленок, гетероструктур, кинетических явлений, спинтроники. E-mail: nossov@imp.uran.ru.