

Влияние состава и структуры порошков системы Fe – Co на их магнитные характеристики в СВЧ-диапазоне

Н. С. Колпаков, А. А. Семенов, А. А. Шепелев, А. В. Бочаров, К. Л. Девин

Исследована технология получения бинарных дисперсных ферромагнетиков методом совместной механической обработки порошков Fe и Co в высокоэнергетических мельницах атриторного типа. Показано влияние состава и структуры высокодисперсных ферромагнетиков на основе карбонильного железа, легированного кобальтом, на их магнитные свойства в СВЧ диапазоне.

Ключевые слова: карбонильное железо, высокоэнергетические мельницы атриторного типа, действительная часть магнитной проницаемости и тангенс угла магнитных потерь, ферромагнитный резонанс, дисперсия магнитной проницаемости, наноструктурные ферромагнитные материалы.

This paper deals with binary dispersed ferromagnets process by means of combined Fe and Co powders mechanical treatment in high energy attritor-type mills; the relationship between structure and composition of finely dispersed ferromagnets based on cobalt-alloyed carbonyl iron and their magnetic behavior in microwave range.

Key words: carbonyl iron, high energy attritor-type mills, real permeability and magnetic dissipation factor, ferromagnetic resonance, magnetic permeability dispersion, nanostructure ferromagnets.

Введение

При использовании СВЧ-техники в летательных аппаратах (ЛА) (навигация при управлении полетом, обеспечение безопасности полета, авиационная разведка и др.) возникают проблемы, связанные с электромагнитной совместимостью (ЭМС) оборудования, расположенного на борту ЛА. Для решения этих проблем применяются материалы поглотители электромагнитных волн (ПЭВ), которые размещают на металлических поверхностях, переотражающих электромагнитное излучение рабочего диапазона бортового оборудования. При создании ПЭВ, отвечающих требованиям, предъявляемым к ЭМС бортового оборудования, например увеличения развязки антенн, используются порошковые наполнители композиционных материалов с магнитными и диэлектрическими потерями в СВЧ диапазоне длин волн. Как известно, радиофизические характеристики

ПЭВ зависят в первую очередь от электрофизических свойств наполнителей в СВЧ-диапазоне, в частности, их магнитной проницаемости.

Цель исследования — разработка нанотехнологии синтеза ферромагнитных наполнителей композиционных материалов поглотителей электромагнитного излучения (ЭМИ) СВЧ-диапазона.

В настоящее время проблема получения новых видов наполнителей с магнитодиэлектрическими потерями в СВЧ-диапазоне сводится к поиску таких методов синтеза порошковых материалов, которые дают возможность:

- получить материалы, работоспособные в СВЧ-диапазоне электромагнитного излучения с минимально возможными весогабаритными характеристиками;

- добиться требуемых значений комплексной диэлектрической и магнитной проницаемости в заданном частотном диапазоне ЭМИ.

Следовательно, выбор метода синтеза порошковых ферромагнитных наполнителей — определяющий при решении указанной проблемы, и он в первую очередь должен происходить, исходя из требований к свойствам самих частиц наполнителя. Один из широко известных наполнителей ПЭВ с магнитными потерями — порошковое карбонильное железо (КЖ).

Известно, что получаемые промышленным способом порошки карбонильного железа [1] представляют собой твердый раствор кислорода, азота и углерода в α -железе с содержанием перечисленных компонентов, соответственно не более 1,2 масс. % (марка порошка КЖ — Р-10). Низкая растворимость легких примесей в железе и метастабильный характер формирования кристаллитов КЖ приводят к образованию ультрадисперсных выделений таких фаз, как Fe_3C , Fe_4N и FeO_x при характерной “луковичной” структуре частиц порошка [1, 2]. Общий вид микроструктуры частиц КЖ приведен на рис. 1.

“Луковичная” структура частиц КЖ свидетельствует о послойном росте частицы при её формировании в газовой фазе паров пентакарбонила железа при 300 – 330°C. Количество слоев определяется средней толщиной слоя ~ 100 – 200 нм, то есть 10 – 30 слоев в частицах диаметром 2 – 6 мкм. Наличие темных разделительных границ слоев может соответствовать сегрегированию указанных выше примесей, вытесняемых при кристаллизации матрицы КЖ – α -Fe.

Известно также, что значения комплексной величины магнитной проницаемости КЖ в СВЧ-диапазоне выше, чем у других ферромагнетиков. Механическая обработка частиц порошка карбонильного железа позволяет заметно изменять магнитную проницаемость в СВЧ-диапазоне этого ферромагнитного наполнителя путем активного вмешательства в его структуру и состав, как показано в работах [2, 3].

Однако в указанных работах рассматривается практически только процесс механического воздействия на микроструктуру порошка, при котором осуществляется процесс изменения состава частиц

(химического и фазового). В настоящей работе исследовали процессы изменения макро- и микро-структуры частиц КЖ, а также химического состава легируемого кобальтом α -железа. Эти процессы протекают одновременно при механической обработке порошков в жидкой среде и являются способом управления магнитными свойствами карбонильного железа в СВЧ-диапазоне.

Оценивая возможность изменения магнитных свойств КЖ легированием кобальтом при механической обработке порошков металлов, необходимо было учесть, что ионные радиусы Fe и Co практически одинаковы, а взаимная растворимость в твердом состоянии позволяет реализовать непрерывный ряд твердых растворов на основе α -Fe или γ -Co при отсутствии промежуточных интерметаллидов. В данной работе мы рассматривали только магнитомягкие сплавы — исследовали высокодисперсную бинарную систему Fe – Co при содержании кобальта до ~ 16 масс. %.

Методика исследования

Для механической обработки и легирования лабораторных образцов массой не более 300 г использовали планетарную шаровую мельницу марки “Пульверизетте-5” (Германия) с энергонапряженностью 1,2 Вт/г. Для изготовления более крупных партий весом до 1,5 кг и более использовали аттриторную мельницу с близкими значениями энергонапряженности.

Механическую обработку порошка КЖ марки Р-10 со средним размером частиц 3 – 5 мкм и электролитического кобальта марки Со-0 (с таким же размером частиц) проводили при температуре 20 – 35°C и нормальном давлении.

Состав и структуру получаемых порошков исследовали методами электронной (растровой) микроскопии и стандартных методов рентгеновского фазового и структурного анализа [4]. Кроме того, в исследованиях были использованы методы низкотемпературной адсорбции инертных газов (метод БЭТ — названный так по инициалам его авторов Брунауэра, Эммета, Теллера) для измерения удельной поверхности, волюмометрия и метод лазерного дисперсионного анализа фракционного состава порошков.

При определении радиофизических характеристик композиционных материалов на основе металлических порошков применяли метод измерения диэлектрической и магнитной проницаемости материалов, основанный на способе их расчета из результатов измерений S -параметров четырехпо-

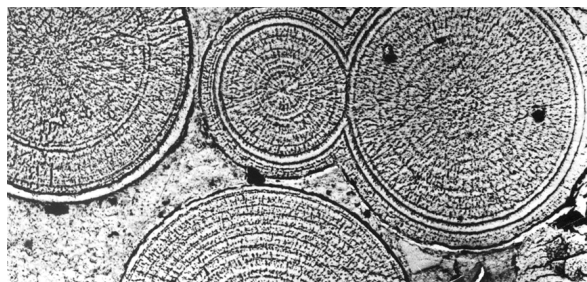


Рис. 1. Микроструктура частиц исходного порошка КЖ (Р-10). Увеличение: $\times 10000$.



Рис. 2. Схема размещения образца композиционного материала в адаптере Р4-53. Направление распространения падающих (a_1 и a_2) и отраженных (b_1 и b_2) электромагнитных волн.

люсников, в качестве которых представлены образцы композиционных материалов. Для реализации данного метода использовано средство панорамного измерения комплексных значений S -параметров СВЧ-устройств, выпускаемое в виде векторного анализатора цепей или, иначе, измерителя комплексных коэффициентов передач (ИККП) Р4-53. Указанный прибор позволяет проводить измерения S -параметров СВЧ-устройств в частотном диапазоне 1,5–18,0 ГГц.

При использовании данного метода образец исследуемого материала (рассматриваемого как четырехполюсник) помещали в отрезок коаксиального тракта (адаптер) измерительной установки. Образец вырубали с помощью специальных штампов из листового материала большой площади.

Схема размещения образца композиционного материала в адаптере приведены на рис. 2, где также показаны направление распространения и амплитуды падающих (a_1 и a_2) и отраженных (b_1 и b_2) электромагнитных волн.

Для последующего расчета магнитоэлектрических характеристик материала измеряют величины A_i и B_i в требуемом диапазоне частот, которые определяют из соотношения между амплитудами

падающей (a_1) и отраженных волн (b_1 и b_2) (рис. 1). Они зависят от S -параметров следующим образом:

$$A_i = \frac{b_1}{a_1} = S_{11} + \frac{S_{12}S_{21}\Gamma_i}{1 - S_{22}\Gamma_i}, \quad (1)$$

$$B_i = \frac{b_2}{a_1} = \frac{S_{21}}{1 - S_{22}\Gamma_i}, \quad (2)$$

где Γ_i — коэффициент отражения нагрузки, на которую помещен СВЧ-тракт; S_{11} , S_{12} , S_{21} , S_{22} — S -параметры адаптера с образцом материала.

Из полученных значений S -параметров рассчитывали комплексные значения диэлектрической и магнитной проницаемости материала.

Схема измерительной установки приведена на рис. 3.

Результаты экспериментальных исследований

Для анализа кинетических данных об измельчении и легировании порошков КЖ рассматривали особенности формирования макроструктуры порошков. На рис. 4 и 5 приведены микрофотографии,

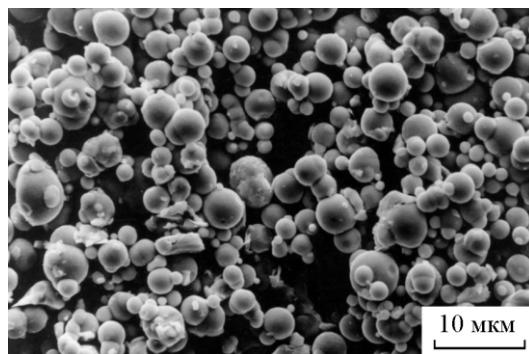


Рис. 4. Макроструктура порошка карбонильного железа марки (Р-10).

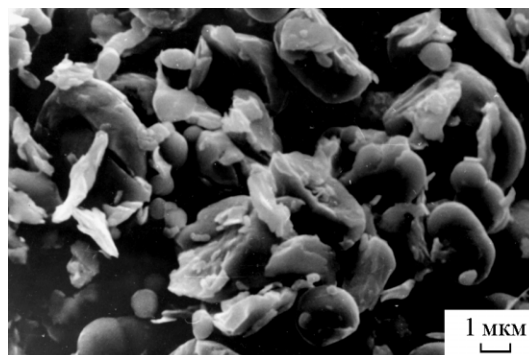


Рис. 5. Макроструктура порошка карбонильного железа марки Р-10 после механической обработки в течение 1 часа.

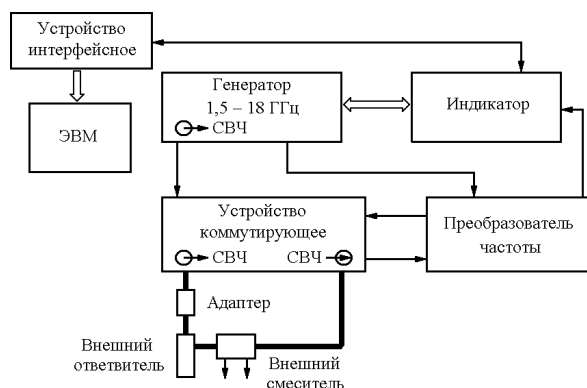


Рис. 3. Структурная схема измерительной установки на базе измерителя комплексных коэффициентов передач (ИККП) Р4-53.

полученные на сканирующем электронном микроскопе.

Как видно из фотографий, макроструктура порошка КЖ марки Р-10 (рис.4) представляет собой набор строго сферических частиц со средним диаметром 3 – 5 мкм и удельной поверхностью (S) 0,18 – 0,2 м²/г (измеренной методом БЭТ), что полностью совпадает с данными работы [1]. После механической обработки в шаровой планетарной мельнице в течение 1 часа макроструктура порошка КЖ заметно меняется (рис. 5), появляется большое число “осколочных” частиц толщиной 0,5 – 1,0 мкм, а число исходных сферических частиц не превышает 25 – 30% от общего количества. При механической обработке в течение более 2 ч количество исходных сферических частиц уменьшается практически до нуля, а количество осколков возрастает до 85%. В массе порошка появляются и “чешуйчатые” частицы с размерами 3 – 6 мкм. Удельная поверхность таких порошков, измеренная по методу БЭТ, составляет 1,5 – 2,0 м²/г. Изложенное выше характеризует процесс механической обработки порошков в жидкой среде, где в качестве среды используется спирт.

Помимо формы и размера частиц при механической обработке в жидкой среде заметно меняется такая интегральная характеристика структуры порошков, как их насыпная масса (γ). Для исходного КЖ марки Р-10 она составляет 2,8 – 3,2 г/см³. При механической обработке КЖ марки Р-10 в течение 2-х часов (рис. 6а) насыпная масса порошка уменьшается втрое, до $\gamma \leq 1$ г/см³, а удельная поверхность, как уже отмечалось, увеличивается до 1,5 м²/г (рис. 6б).

Введение в массу порошка КЖ порошка кобальта при механической обработке вызывает заметное ускорение в достижении уровня указанных выше параметров, а именно, быстрее в процессе механической обработки уменьшается значение γ , интенсивнее растет S (рис. 6а и б). При этом удельная поверхность увеличивается до значений 1,8 – 2,0 м²/г против 1,0 м²/г для порошка КЖ марки Р-10, измельченного в течение 1,5 ч.

В ходе механической обработки в жидкой среде порошка КЖ вместе с порошком Со-0 происходит внедрение атомов кобальта в решетку α -Fe, причем 3 масс. % кобальта внедряется в течение 1 ч независимо от его количества в исходной смеси (рис. 6в). Внедрение атомов Со в решетку КЖ регистрировали на дифрактограммах рентгеновского фазового анализа (РФА) по убыванию интенсивности дифракционных максимумов кобальта.

В табл. 1 приведены результаты измерения размеров областей когерентного рассеивания (ОКР)

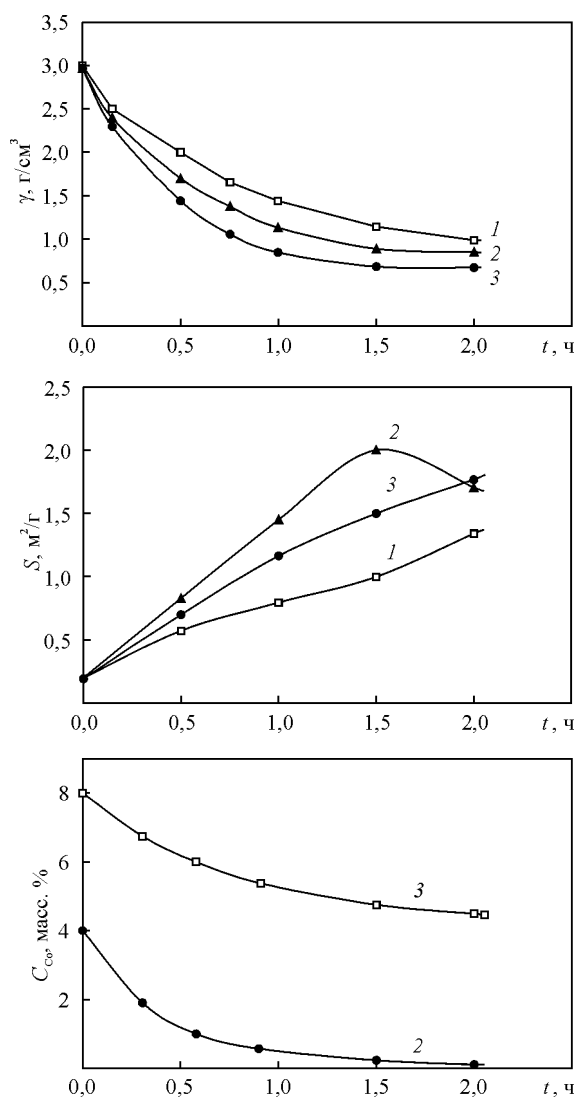


Рис. 6. Данные о кинетике механической обработки порошков КЖ и КЖ + Со (1 – КЖ, 2 – КЖ + 4% Со, 3 – КЖ + 8% Со): а – зависимость насыпной массы от времени обработки; б – зависимость удельной поверхности порошка от времени обработки; в – содержание Со в частицах КЖ от времени обработки.

Таблица 1

Зависимость микроструктурных характеристик порошков системы Fe – Со от концентрации Со в смеси (время помола 90 мин)

Со, масс. %	$\langle D \rangle$, нм	$\langle \epsilon \rangle^{1/2}$, %	a , Å
0*	36,5	0,21	2,868 (9)
0	17,5	1,05	2,865
2	15,5	0,46	2,874 (5)
4	12,5	0,86	2,868
8	8,3	0,64	2,869
12	6,5	0,61	2,874

* – Исходный порошок (до измельчения)

порошков системы Fe – Co, периода решетки α -Fe (a) и относительные изменения микродеформации (ϵ) в частицах дисперсных сплавов. Как видно из этих данных, механическая обработка порошка КЖ приводит к уменьшению ОКР, блочной структуры (D — размер блоков) основной фазовой составляющей (α -Fe), которая меняется от исходной ~36,0 нм до ~17,0 нм. Внедрение атомов кобальта в решетку железа приводит к заметному уменьшению размера ОКР до ~6 нм (размер ОКР вычислен с учетом уширения дифракционных максимумов железа из-за напряжений в решетке α -Fe по линиям 110 и 220).

Более сложный характер носит изменение микродеформаций и периода решетки по мере увеличения содержания кобальта, так как сравнение дисперсных сплавов, подвергнутых одинаковому по времени механическому воздействию, не совсем корректно из-за отсутствия сравнения порошков с одинаковым уровнем дисперсности и пропорциональным количеством кобальта, внедренного в решетку α -Fe.

Для анализа структуры дисперсных сплавов порошков Fe – Co были проведены измерения дисперсионного состава спиртовой пульпы после обработки ультразвуком на лазерной установке “Анализетте-22”. На рис. 7 приведены дифференциальные кривые распределения числа частиц по размерам. Как видно из приведенных данных, структура исходного порошка КЖ (Р-10) дает четкий мономодальный характер распределения сферических частиц со средним диаметром 4 – 5 мкм. Для порошков, подвергнутых механической обработке, лазерный счетчик фиксирует незначительное увеличение числа малых частиц, заметного на фотографиях растровой электронной микроскопии (рис. 5), что может быть связано с вовлечением частиц размером менее 1 мкм в броуновское движение

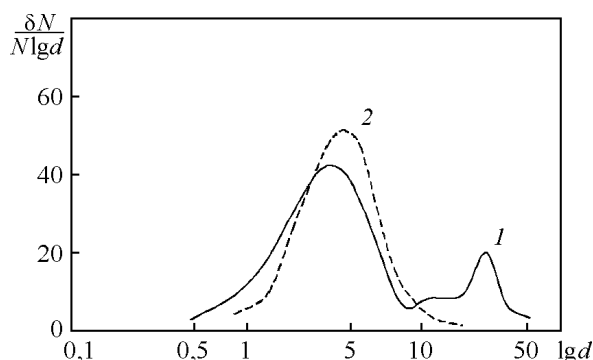


Рис. 7. Дифференциальные кривые распределения частиц (dN) по их размерам ($lg d$): 1 — КЖ (Р-10); 2 — (Fe + 4% Co). Время механической обработки — 1,5 часа.

жидкости, но также фиксирует появление более крупных образований диаметром 10 – 50 мкм. Эти образования, очевидно, представляют собой агломераты малых частиц, формирование которых и вызывает, в основном, падение значений γ (рис. 6а).

Для анализа влияния макро- и микроструктурных изменений ферромагнитных порошков КЖ, легированных кобальтом, на их магнитные свойства в СВЧ-диапазоне определяли магнитную проницаемость и тангенс магнитных потерь в сантиметровом диапазоне длин волн. Для исследования магнитных свойств получаемых порошков изготовили композиционные материалы на основе дисперсного ферромагнетика в связующей полимерной матрице. Содержание порошкового наполнителя в полимерной матрице обычно составляло от 17 до 40 об. %.

Определение комплексной магнитной проницаемости в СВЧ-диапазоне проводили при помощи измерителя комплексного коэффициента передачи Р4-53 в частотном диапазоне 2 – 15 ГГц по методу, основанному на измерении S-параметров четырех-полосников, где в качестве четырехполосника рассматривается образец композиционного материала с магнитодиелектрическими потерями [5]. При исследовании магнитных характеристик композиционных материалов наблюдали рост действительной части магнитной проницаемости и тангенса угла магнитных потерь в зависимости от времени механической обработки порошков в жидкой среде, а также от концентрации порошка в полимерной матрице.

В табл. 2 приведены значения тангенса угла магнитных потерь образцов композиционных материалов на основе порошков системы Fe – Co для

Таблица 2

Зависимость тангенса угла магнитных потерь ($tg \mu$) образцов композиционных материалов на основе порошков системы Fe – Co от времени механической обработки (τ) и концентрации кобальта в смеси

Co, масс. %	τ , мин	$tg \mu$		
		$f = 2 \text{ ГГц}$	$f = 8 \text{ ГГц}$	$f = 15 \text{ ГГц}$
2	30	0,30	0,81	0,67
	60	0,38	0,83	0,54
	90	0,43	0,88	0,59
	120	0,56	1,02	0,55
4	30	0,30	0,79	0,70
	60	0,66	1,08	0,65
	90	0,74	1,09	0,46
	120	0,53	0,86	0,45
8	30	0,43	—	—
	60	0,44	0,88	0,38
	90	0,38	0,83	0,39
	120	0,42	0,76	0,38
10	60	0,45	—	—
	90	0,54	—	—
	120	0,41	0,82	0,44

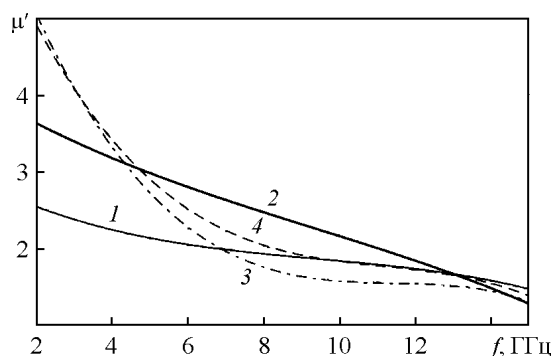


Рис. 8. Частотная зависимость μ' композитов на основе ферромагнитных наполнителей: 1 — КЖ марки Р-10; 2 — КЖ, прошедшее обработку в шаровой планетарной мельнице; 3 — система Fe – Co с размером блоков 17 нм; 4 — система Fe – Co с размером блоков 8,9 нм.

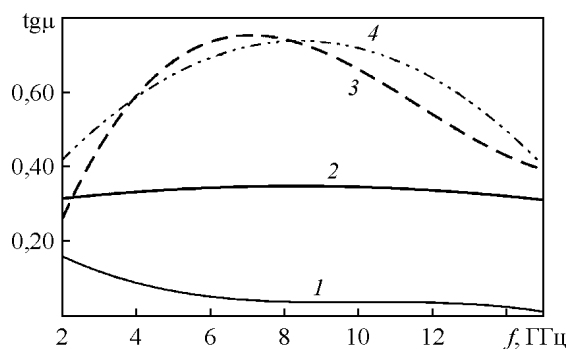


Рис. 9. Частотная зависимость $\text{tg}\delta$ композитов на основе ферромагнитных наполнителей: 1 — КЖ марки Р-10; 2 — КЖ, прошедшее обработку в шаровой планетарной мельнице; 3 — система Fe – Co с размером блоков 17 нм; 4 — система Fe – Co с размером блоков 8,9 нм.

различных частот исследуемого диапазона при содержании наполнителя 40 об. %.

На рис. 8 и 9 приведены частотные характеристики действительной части магнитной проницаемости μ' и тангенса угла магнитных потерь ($\text{tg}\delta$) композитов с содержанием ферромагнитного порошка 40 об. %, прошедших обработку в среде этанола в шаровой планетарной мельнице, в зависимости от среднего размера блочной структуры частиц D системы Fe – Co. Для сравнения на тех же рисунках приведены аналогичные зависимости для полимерных композиционных материалов на основе порошков КЖ марки Р-10 и порошков КЖ, прошедших механическую обработку в среде этанола на указанной выше установке (содержание порошков в полимерной матрице также равно 40 об. %).

Анализ зависимостей, приведенных на рис. 8, показывает, что внедрение Co в кристаллическую

решетку Fe и уменьшение размеров блочной структуры D приводит к заметному росту μ' в низкочастотной области (в области частот близкой к 2 ГГц) измеренного спектра магнитной проницаемости. Одной из причин роста величины μ' в этом диапазоне может являться рост начальной магнитной проницаемости $\langle\mu\rangle$, обусловленный в свою очередь взаимосвязью $\langle\mu\rangle$ материала с характерным размером его блочной структуры D . Это предположение вытекает из условия, что геометрическая форма частиц КЖ, прошедших обработку в шаровой планетарной мельнице, и частиц системы Fe – Co идентичны, а, следовательно, у них близки коэффициенты размагничивания. Данная взаимосвязь была установлена ранее на основе “модели хаотической анизотропии”, элементы которой приведены в работе [6].

В рамках модели установлена и экспериментально подтверждена зависимость начальной магнитной проницаемости $\langle\mu\rangle$ для нанокристаллических материалов с кубической решеткой от характерного размера блока (зерна) до 40 нм:

$$\langle\mu\rangle \sim \frac{1}{D^6}, \quad (1)$$

Соотношение (1) верно в предположении, что размер блоков (зерен) $D < \delta_0$, где δ_0 — обменная длина, которая определяется выражением

$$\delta_0 = \left(\frac{A}{\langle K \rangle} \right)^{1/2}, \quad (2)$$

где A — плотность обменной энергии; $\langle K \rangle$ — эффективная анизотропия, определяющая процесс намагничивания, рассчитывается усреднением по $N = (\delta_0/D)^3$ блокам (зернам) в объеме $V = (\delta_0)^3$.

Из соотношения (2) следует, что если магнитокристаллическая анизотропия подавляется обменной энергией, то расстояние, на котором обменная энергия доминирует, возрастает. Эта тенденция может привести к увеличению обменной длины до значений 30 – 40 нм. Поэтому можно предположить, что уменьшение размеров блочной структуры порошков системы Fe – Co до 8 – 20 нм может способствовать увеличению обменной энергии и тем самым росту $\langle\mu\rangle$. Основанием для такого предположения служат следующие расчеты, а именно, считая, что количество внедренных атомов Co невелико, предположим, что плотность обменной энергии A системы Fe – Co соответствует плотности обменной энергии Fe, то есть примем $A = 7,5 \cdot 10^{-7}$ эрг/см [6]. В то же время у железа, не подвергнутого механической обработке, первая константа анизотропии равна $K_1 = 4 \cdot 10^5$ (эрг·см⁻³). На основе результатов работы

[3] нами было также сделано допущение, что после механической обработки Fe вместе с Co из-за влияния поля упругих напряжений в частицах порошка K_1 возрастает примерно в 1,5 раза.

Допустим также, что отношение δ_0/D равно наименее возможному значению, то есть двум, следовательно, $N=8$. Далее проведем расчет согласно работе [6] (подставляя величину K_1 , определенную после механической обработки вместе с Co) $\langle K \rangle = K_1 / \sqrt{N} = 2,12 \cdot 10^5$ эрг·см⁻³. Подставив найденные значения в соотношение (2), получим $\delta_0 = 18,8$ нм. Для отношения δ_0/D , равного трем, таким же образом найдем $\delta_0 = 25,5$ нм.

Полученные значения обменной длины превосходят размеры блоков D , приведенные в табл. 1, что подтверждает целесообразность рассмотрения соотношения (1) и “модели хаотической анизотропии” в целом для описания влияния структурных параметров системы Fe – Co на ее магнитные характеристики.

Данные расчеты требуют дополнительной экспериментальной проверки, так как увеличению обменной длины вследствие уменьшения эффективной анизотропии может препятствовать рост напряжений в частицах порошка, возникающих в процессе его механической обработки. В связи с этим, на наш взгляд необходимо более детальное изучение влияния дефектов структуры (дефектов кристаллической решетки), образующихся в ходе пластического деформирования частиц порошка, на характеристики системы Fe – Co, определяющие ее магнитные свойства. Поэтому в соотношение (1) могут быть впоследствии внесены корректировки относительно показателя степени.

Анализ дисперсионных зависимостей $\mu(f)$, приведенных на рис. 8 и 9, показывает, что для композиционных материалов на основе порошков системы Fe – Co наблюдается существенный сдвиг частоты ферромагнитного резонанса (сдвиг дисперсии магнитной проницаемости) в область высоких частот ($\sim 7 - 9$ ГГц). Причины подобного сдвига дисперсионной области магнитной проницаемости уже исследованы ранее при изучении влияния механической обработки порошков КЖ на их магнитные свойства в статических и СВЧ магнитных полях [2, 3] и объяснены ростом анизотропии напряжений в частицах порошка КЖ.

Но наблюдаемый на рис. 8 сдвиг дисперсионной области магнитной проницаемости недостаточно объяснить одним лишь ростом анизотропии напряжений в частице порошка Fe – Co. По нашему предположению заметный вклад вносит и увеличение влияния размагничивающего поля, появляющегося

в результате изменения формы частиц порошка Fe – Co в процессе деформации.

Для оценки возможности достижения экспериментально получаемых частот ферромагнитного резонанса было использовано соотношение [7, 8], введенное в предположении, что переменное магнитное поле параллельно границам доменов, а последние представляют собой достаточно тонкие слои:

$$\omega_{\text{рез}} \approx \gamma \left[\frac{2K_1}{I_S} \left(\frac{2K_1}{I_S} + 4\pi I_S \right) \right]^{1/2}, \quad (3)$$

где γ — гиромагнитное отношение, с⁻¹·Э⁻¹; K_1 — первая константа анизотропии, эрг·см⁻³; I_S — намагниченность насыщения, Гс.

Соотношение (3) было использовано для оценки величин резонансных частот, которые могут быть зафиксированы в процессе создания магнитодиэлектрических материалов на основе порошков Fe – Co. Оно не учитывает ориентации всех частиц по отношению к внешнему полю, а также вышеприведенные представления об эффективной анизотропии $\langle K \rangle$, полученные в рамках “модели хаотической анизотропии”.

Число атомов Co, внедренных в решетку железа, относительно невелико, поэтому нами было сделано допущение о том, что магнитные характеристики частиц порошка системы Fe – Co, указанные в соотношении (3), мало отличаются от аналогичных характеристик Fe.

Для расчета резонансной частоты мнимой части магнитной проницаемости композиционного материала на основе порошков карбонильного железа, легированного кобальтом, примем $\gamma \approx 2 \cdot 10^7$ с⁻¹·Э⁻¹, $I_S = 1700$ Гс, при этом, как показано выше, первая константа анизотропии у железа, не подвергнутого механической обработке, $K_1 = 4 \cdot 10^5$ (эрг·см⁻³), а после механической обработки K_1 возрастает в полтора раза и равна $K_1 = 6 \cdot 10^5$ эрг·см⁻³.

Произведя все подстановки в соотношение (3), получим $\omega_{\text{рез}} \approx 7,9 \cdot 10^{10}$ с⁻¹.

Переведя полученное числовое значение в значение “регистрируемой” в эксперименте частоты получим $f_{\text{рез}} = \omega_{\text{рез}}/2\pi \approx 12,5$ ГГц.

Хотя произведенная оценка является достаточно грубой, тем не менее, полученное числовое значение $f_{\text{рез}}$ на наш взгляд подтверждает предположение о том, что высокочастотный сдвиг резонансных частот (сдвиг дисперсии магнитной проницаемости) обусловлен двумя механизмами:

1) изменением поля кристаллографической анизотропии в результате роста анизотропии напряжений;

2) изменением размагничивающего поля из-за трансформации частиц (то есть изменения формы с шарообразной на форму сплюсненного эллипсоида — чешуйчатую).

Следует заметить, что оценка сдвига резонансных частот, основанная на предположении о влиянии только механизма изменения поля анизотропии, дает заниженное значение

$$f_{\text{рез}} = \frac{\gamma K_1}{\pi I_s} \approx 2,3 \text{ ГГц},$$

тем самым косвенно подтверждая вышеприведенные результаты измерения дисперсии магнитной проницаемости композитов на основе наполнителей системы Fe – Co.

Выводы

1. Механическая обработка смесей порошков КЖ и Со в высокоэнергетических мельницах атриторного типа с целью получения наноструктурных ферромагнитных порошков дает возможность существенного изменения статических и динамических магнитных характеристик исходного КЖ.

2. Рассмотренная опытная технология изготовления новых наноструктурных ферромагнитных материалов бинарной системы Fe – Со позволяет управлять магнитными свойствами композиционных материалов на основе порошковых наполнителей в

СВЧ-диапазоне, при этом значение частоты ферромагнитного резонанса достигает ≥ 10 ГГц.

3. Применение ферромагнитных материалов системы Fe – Со в качестве наполнителей композиционных материалов и покрытий, используемых в авиации, позволяет получать материалы с малыми толщиной и весом, что важно при создании авиационной техники.

Литература

1. Волков В.Е., Сыркин В.Г., Толмасский И.С. Карбонильное железо. М.: Металлургия, 1969, 256 с.
2. Ермаков О.В. Колесова О.И., Раевский А.В. Кинетика изменения структуры и электромагнитных свойств карбонильного железа. ФММ, 1991, № 8, с. 97 – 101.
3. Ермаков О.В. Колесова О.И., Раевский А.В. Сдвиг высокочастотного поглощения карбонильного железа, подвергнутого механическому измельчению. ФММ, 1996, № 3, с. 27 – 34.
4. Брандон Д., Каплан У. Микроструктура материалов. Методы исследования и контроля. М.: Техносфера, 2006, 384 с.
5. Ахадов Я.Ю. Диэлектрические параметры чистых жидкостей. Справочник. М.: Изд-во МАИ, 1999, 856 с.
6. Чеченин Н.Г. Магнитные наноструктуры и их применение. М.: Грант Виктория ТК, 2006, 166 с.
7. Гуревич А.Г. Ферриты на сверхвысоких частотах. М.: Государственное издательство физико-математической литературы, 1960, 407 с.
8. Боровик Е.С., Еременко В.В., Мильнер А.С. Лекции по магнетизму. М.: ФИЗМАТЛИТ, 2005, 512 с.

Колпаков Николай Сергеевич — ОАО “ИМЦ Концерна “Вега” (г. Москва), кандидат технических наук, старший научный сотрудник, заместитель генерального директора. Специалист в области материаловедения и электродинамики сплошных сред. E-mail: imc-vega@ntsian.ru.

Семенов Александр Александрович — ОАО “ИМЦ Концерна “Вега” (г. Москва), кандидат технических наук, старший научный сотрудник, начальник научно-исследовательской лаборатории. Специалист в области технологии создания наноматериалов, электрофизических свойств композитов на их основе. E-mail: imcv@yandex.ru.

Шепелев Александр Андреевич — ОАО “ИМЦ Концерна “Вега” (г. Москва), кандидат технических наук, старший научный сотрудник, начальник экспериментально-технологической лаборатории. Специалист в области химии и технологии создания порошковых наноматериалов и их физико-химических свойств. E-mail: imcv@yandex.ru.

Бочаров Александр Владимирович — ОАО “ИМЦ Концерна “Вега” (г. Москва), кандидат технических наук, старший научный сотрудник. Специалист в области прикладной электродинамики, магнитных свойств наноматериалов. E-mail: imcv@yandex.ru

Девин Константин Леонидович — ОАО “ИМЦ Концерна “Вега” (г. Москва), научный сотрудник. Специалист в области электрофизических свойств порошковых наноматериалов и композитов на их основе. E-mail: imcv@yandex.ru.